レーザ溶接したアルミニウム及びアルミニウム合金における 結晶の成長挙動

山口 富子**, 加藤 光昭**, 西尾 一政**, 澤井 直久***

Growth Feature of Crystals in Aluminum and Aluminum Alloy Welded with Laser

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

We investigate the development and the growth feature of columnar crystals in weld metals near the fusion boundary in 99.99% Al, A1050 and A5052 welded using laser. In the case of 99.99% Al, the columnar crystals which are developed epitaxially grow toward the center of the weld metals when shielded in argon. However, stray crystals are often observed in the weld metals shielded in nitrogen gas. This results from the development of cell structure and the competitive growth tends to occur due to the absorption of the trace of nitrogen gas in Al. The weld metals shielded in nitrogen gas are harder than the weld metals shielded in argon. This is caused by the development of AlN. The development of the stray crystals becomes easier in A5052 than in A1050. In the case of A5052, it is very rare that epitaxial growth is clearly recognized and many stray crystals begin to grow from very near the fusion boundary. The growth rate of the columnar crystals increases as welding speed increases. The growth rate of columnar crystals when welded with pulse laser is faster than that welded with continuous laser. The maximum value obtained is 1.9 m/min and this is faster than that obtained in the weld metal welded by GTA.

Key Words: laser welding, epitaxial growth, AlN, stray crystal, growth rate

1. 緒 言

近年、アルミニウム合金のレーザ溶接に関する研究が盛んに行われている¹⁻³⁾。著者らは、レーザ溶接部の凝固組織及び固溶 Mg 量の変化についてすでに報告した⁴⁾。ところで、溶接金属は、溶融境界部においてエピタキシャル成長することが明らかにされている⁵⁾。また、ティグ溶接したアルミニウムに対しては溶接凝固機構に関する詳細な報告がある^{6,7)}。ティグ溶接に比べてレーザ溶接では冷却速度が速いため⁴⁾、ティグ溶接部とは異なった現象が起こることも考えられる。しかし、レーザ溶接部に対しては、これまであまりこの種の報告は行われていない。

そこで、レーザ溶接した際のアルミニウム及びアルミニウム合金の溶融境界部における溶接金属の形成のされ方、溶接金属中の結晶の成長形態及び柱状晶の成長速度について検討した。また、シールドガスはアルゴンを主として用いたが、99.99%Al に対しては窒素ガスをシールドガスとして用いたときの成長挙動についても検討した。さらに、溶接金属の成長挙動に及ぼす結晶方位の影響を明らかにす

るために、一部粗大結晶を用いた。

2. 実 験 方 法

本実験で使用した材料は、優先成長方向を有しない 99.99%Al⁸⁾、優先成長方向を有する工業用純アルミニウムとして A1050⁹⁾、そしてアルミニウム合金として A5052 の 3 種類 (板厚: 2 mm) である。それらの化学成分を Table 1 に示す。

粗大結晶はひずみ焼なまし法を用いて作製した。

シールドガスには主としてアルゴンをを用いたが、99.99%Al に対しては、窒素ガスも一部使用した。まず、99.99%Al に対してスポット溶接を行った。各溶接条件を Table 2 に示す。いずれも照射時間を 1, 2 及び 3 s と変化させた。次に、ビードオンプレート溶接を行った。各材料に対する溶接条件を Table 3 に示す。溶接速度は、99.99%Al に対しては 1.0, 2.0 及び 3.0 m/min, A1050 に対しては 2.0 及び 3.0 m/min, そして A5052 に対しては 0.6, 1.0 及び 1.4 m/min と変化させた。さらに、99.99%Al 及び A5052 において、連続レーザとパルスレーザの影響についても検討した。溶接条件を Table 4 に示す。溶接速度は、1.0, 2.0 及び 3.0 m/min と変化させた。いずれの溶接においても、貫通溶接となるようにレーザ出力を設定した。したがって、2 次元熱流と考えることができ、裏面から板厚方向への結晶の成長は認められなかった。

*原稿受付 平成11年 9 月13日 平成10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 Graduate Student, Kyushu Institute of Technology

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

Materials	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
99.99 %Al	0.003	0.002	0.002	—	—	—	—	—	Bal.
A1050	0.10	0.31	0.01	—	—	—	—	—	Bal.
A5052	0.09	0.27	0.027	0.049	2.19	0.19	0.005	0.015	Bal.

Table 3 Laser welding conditions for bead-on-plate welding.

Materials	Laser type	Laser power (kW)	Welding speed (m/min)	Frequency (Hz)	Shielding gas
99.99 %Al	CO ₂ :CW	4.0	1.0	—	Ar
		4.5	2.0	—	
		5.0	3.0	—	
		3.5	1.0	—	N ₂
		4.0	2.0	—	
		4.5	3.0	—	
A1050	CO ₂ :CW	3.5	2.0, 3.0	—	Ar
A5052	YAG:PW	2.0	0.6, 1.0	110	Ar
			1.4	55	

Table 4 Laser welding conditions for bead-on-plate welding.

Materials	Laser type	Laser power (kW)	Welding speed (m/min)	Frequency (Hz)	Duty ratio (%)
99.99 %Al	CO ₂ :CW	4.0	1.0	—	—
		4.5	2.0	—	—
		5.0	3.0	—	—
	CO ₂ :PW	4.0	1.0	10	50
		4.5	2.0	10	50
		5.0	3.0	10	50
A5052	CO ₂ :CW	3.0	1.0	—	—
		3.0	2.0	—	—
		3.5	3.0	—	—
	CO ₂ :PW	2.5	1.0	10	50
		3.0	2.0	10	50
		3.5	3.0	10	50

Table 2 Laser welding conditions for spot welding.

Laser power (kW)	Irradiated time (s)	Shielding gas
4.0	1	Ar
3.75	2	Ar
3.5	3	Ar
4.5	1	N ₂
5.5	2	N ₂
5.5	3	N ₂

組織観察に際しては、主として試験片表面を鏡面に仕上げた後、マクロ組織は王水を用いて、そしてミクロ組織はケラー氏液を用いて腐食した。また、一部の溶接金属は超音波顕微鏡を用いてマクロ組織の観察を行ったが、この際には試験片表面を鏡面に仕上げたままで観察した。

結晶方位は、背面反射ラウエ法を用いて決定した。

3. 実験結果とその考察

3.1 溶接部における結晶の形成状況

3.1.1 99.99%Al に対する検討

99.99%Alを照射時間1, 2及び3sでスポット溶接したときのマクロ組織をFig.1に示す。シールドガスにアルゴンを用いた場合には、母材の結晶からナゲットの中心に向かって放射状に柱状晶が形成されている。これは、ティグ溶接(シールドガス:アルゴン)をした場合と同じであり⁸⁾、放射状にナゲットの中心に向かって柱状晶が成長していることは、この場合には優先成長方向を有していないことを示している⁸⁾。この現象は、Fig.2(a)に示すナゲット中のミクロ組織に不明瞭なセル組織が認められ、そしてセル組織はナゲット中央部に向って一方向に成長していることから裏付けされる⁸⁾。なお、溶融境界部近傍においては平滑界面成長が認められた。

一方、シールドガスに窒素ガスを用いた場合のマクロ組織には、エピタキシャル成長した柱状晶以外に、矢印で示したようにナゲット中で新たに成長したストレイ結晶が認められる。ストレイ結晶の形成に対しては、柱状晶中のミクロ組織がセル組織あるいはセルラーデンドライトになり、優先成長方向を有するようになることが必要である⁶⁾。そこで、窒素ガスをシールドガスとして用いたときのナゲット中のミクロ組織を観察すると、Fig.2(b)に示すように優先成長方向に成長した明瞭なセル組織が認められた。これは、窒素ガスが微量アルミニウム中に吸収され¹⁰⁾、99.99%Alの純度が低下したことに起因していると考えられる。

次に、ビードオンプレート溶接をしたときのマクロ組織をFig.3に示す。いずれも、溶融境界部においてエピタキシャル成長が認められる。また、窒素ガスをシールドガスとした場合には、スポット溶接部と同様にストレイ結晶が形成された。このときのミクロ組織をFig.4に示す。柱状晶内部にはセル組織が認められ、スポット溶接の場合と同様に、優先成長が起こったことによりストレイ結晶が形成されたと考えられる。

ところで、Fig.4には黒い直線状の晶出物が認められる。これらの晶出物を同定するために、EPMA面分析及びX線回折を行った結果を、それぞれFig.5及びFig.6に示す。Fig.5(a)は溶融境界部付近の組成像であり、針状のものが点在しているのが認められる。この部分のNのEPMA分析を行った結果を示したのがFig.5(b)である。Fig.5(a)の針状に認められた部分にはNが偏析しているのが認められる。Fig.6(a)に示したシールドガスとしてアルゴンを用いた場合のX線回折強度曲線には、アルミニウムからのみの回折面しか認められない。しかし、Fig.6(b)に示した窒素ガ

Fig. 1 Macrostructures of CO₂ laser weld nuggets of 99.99% Al.

(a)

(b)

Fig. 2 Microstructures in CO₂ laser weld nuggets of 99.99% Al.

(a) Shielded in Ar

(b) Shielded in N₂ gas

Fig. 3 Macrostructures of CO₂ laser weld metals of 99.99% Al.

Fig. 4 Microstructure near the center of weld metal of 99.99% Al plate welded with CO₂ laser in N₂ shielding gas.

Fig. 5 Results of EPMA analysis
(a) Composition image near fusion boundary
(b) Image of NKα radiation of Fig. 5 (a)

Fig. 6 X-ray diffraction patterns of CO₂ laser weld metals.
(a) Shielded in Ar
(b) Shielded in N₂ gas

スをシールドガスとした場合には、アルミニウムからの回折面以外にもいくつかのピークが認められ、これは AlN と同定された。

次に、アルゴン及び窒素ガスをシールドガスとしてビードオンプレート溶接した溶接金属中の硬さ分布を、溶接速度が1.0 m/min の場合についてそれぞれ Fig. 7 (a) 及び (b) に示す。Fig. 7 (a) においては溶接金属の硬さは母材とほぼ同程度であるのに対して、Fig. 7 (b) においては部分的に硬化した領域が認められる。したがって、窒素ガスをシールドガスとして用いた場合には、溶接金属中に AlN が形成され、これが硬化に影響しているといえる。同様の現象は、溶接速度が2.0 及び3.0 m/min の溶接部、並びにスポット

Fig. 7 Hardness distributions of 99.99% Al.
(a) Shielded in Ar
(b) Shielded in N_2 gas

溶接部においても認められた。

3.1.2 A1050 に対する検討

A1050 やアルミニウム合金のように優先成長方向 ($\langle 100 \rangle$ 方向) を有する場合には, 溶接金属中の柱状晶の成長挙動は, 熔融池の形状によって決まる熱流の方向 (最大温度勾配の方向と逆方向) と結晶の優先成長方向との関係に支配される⁹⁾. すなわち, 熔融境界部付近においては熱流の方向とエピタキシャル成長してきた柱状晶の $\langle 100 \rangle$ 方向との兼ね合いにより選択成長が起こる⁹⁾. また, 熔融池の形状が楕円形の場合には, 熱流の方向は, 熔融境界部では溶接方向に直角方向であったものが, 溶接金属内部に進むに従って次第に溶接方向に傾いてきて, 溶接金属中央部付近では溶接方向に平行となる. このため, 熔融境界部付近で選択成長されて溶接金属中を成長してきた柱状晶の $\langle 100 \rangle$ 方向と熱流の方向とのずれが大きくなると (約 20° 以上⁹⁾), この柱状晶は更に成長を続けることができず, 溶接金属中で新たな柱状晶としてストレイ結晶が形成されやすくなる⁶⁾.

このストレイ結晶の形成状況をシミュレーションした結果を Fig. 8 に示す. Fig. 8 (a) 及び (b) は熔融池の形状がそれぞれ楕円形及び涙滴形の場合を示す. Fig. 8 (a) 及び (b) の上図には熔融池の形状及び溶接中の凝固界面がそれぞれの位置にあった場合の熱流の方向を矢印で示す (ビード幅は, いずれも 10 mm とした). 結晶はそれぞれ C1~C10 の 10 個を想定し, $\{100\}$ 極を計算機を用いて乱数を発生させて任意に決定した結果を Fig. 8 (a) 及び (b) の下図の円中にステレオ投影図として示してある. 下図の三角形はストレイ結晶を示す. 結晶の $\langle 100 \rangle$ 方向と熱流の方向とのずれが 20° 以

Fig. 8 Schematic illustration of thermal flow and growth features of stray crystals in the weld metals.

上になるとストレイ結晶が発生するとした。また、溶接金属中の位置を無次元表示し、溶融境界部を $y=0\%$ 、そして溶接金属中央部を $y=100\%$ とした。

Fig. 8(a)に示した溶融地の形状が楕円形の場合には、どの結晶においてもストレイ結晶が形成されている。これは、すでに述べたように、この場合には溶接金属中の位置により熱流の方向が変化していくためである。結晶方向により、エピタキシャル成長した結晶が比較的内部まで成長を続けていく場合と、溶融境界部のすぐ近くからストレイ結晶が形成される場合が認められる。一旦ストレイ結晶が形成された後は、このストレイ結晶の $\langle 100 \rangle$ 方向と熱流の方向とのずれが 20° 以上になると別のストレイ結晶が形成されるとした。一方、Fig. 8(b)に示した溶融池の形状が涙滴形の場合には、エピタキシャル成長した柱状晶が溶接金属中央部まで成長していくものが多い。また、ストレイ結晶が形成されると、それが溶接金属中央部まで成長していく。

以上の結果を踏まえて、A1050 の粗大結晶板に対してレーザ溶接した際の成長挙動を検討する。Fig. 9 に A1050 をレーザ溶接した際のマクロ組織を示す。多くのストレイ結晶が認められるが、これらは溶融境界部の近傍で発生し、溶接方向にはほぼ垂直に成長している。これは、今の場合、

溶融地の形状が涙滴形をしているためである。なお、溶接金属中央部付近に認められる小さな結晶は等軸晶である。また、ストレイ結晶が形成され始めている付近のマイクロ組織を Fig. 10 に示す。柱状晶内部にはセル組織が認められる。さらに、エピタキシャル成長した結晶が溶接金属中央部付近まで成長し、ストレイ結晶がほとんど形成されていない場合も認められる。

このように、レーザ溶接した場合にも、溶接金属は溶融境界部でエピタキシャル成長をし、その後、溶融池の形状と結晶方位との兼ね合いによりストレイ結晶が形成される。

3.1.3 A5052 に対する検討

A5052 の粗大結晶板をレーザ溶接した溶接部のマクロ組織と母材結晶のステレオ投影図をそれぞれ Fig. 11(a), (b)及び(c)に示す。溶接方向はいずれもステレオ投影図の E の方向である。いずれの場合にもビード幅が約 2 mm と狭かったため、超音波顕微鏡を用いて観察した。Fig. 11(a)においては、ビード下側の結晶 C1 から成長している溶接金属はエピタキシャル成長をしている。これは、結晶 C1 の方

Fig. 9 Macrostructures of CO₂ laser weld metals of A1050 and their schematic representations.

Fig. 10 Microstructure near the area where stray crystals are developed in Fig. 9.

Fig. 11 Macrostructures of YAG laser weld metals of A5052 and their stereographic projections.

向と熱流の方向がほぼ一致しているためである。その後、両者のずれが大きくなるためにストレイ結晶が形成されている。一方、ビード上側の結晶 C1 及び結晶 C2 の場合には溶融境界部のごく近傍からストレイ結晶が形成されており、エピタキシャル成長は明確ではない。これは $\langle 100 \rangle$ 方向と熱流の方向とのずれが大きいためである。

Fig. 11 (b)においては、結晶 C4 の方向は溶接方向にほぼ直角であり、溶融境界部から少し溶接金属中に入ると熱流の方向とのずれが大きくなるため、わずかにエピタキシャル成長した後、多数のストレイ結晶が形成されている。また、Fig. 11 (b)の結晶 C3 及び Fig. 11 (c)の結晶 C5 では優先成長方向と溶接金属中の熱流の方向は大きくずれているため、溶融境界部近傍からストレイ結晶が形成されている。

以上のように、レーザ溶接部においても溶融境界部においてエピタキシャル成長をするが、アルミニウムの純度が低下し合金になると、溶融境界部のごく近傍からストレイ結晶が形成される。

3.2 柱状晶の成長速度

工業用純アルミニウムをティグ溶接すると、溶接速度が約 0.75 m/min 以上では溶融池の形状が涙滴形になるため、溶融境界部から成長してきた柱状晶は溶接金属中央部でぶつかり、柱状晶の成長速度は溶接速度よりも低下する⁶⁾。

ところで、Fig. 11 に示した A5052 のマクロ組織を見ると、溶接速度が 1.0 及び 1.4 m/min においても溶接金属中央部付近で柱状晶が溶接方向に平行な方向に成長しているのが認められる。これは、この場合の成長速度が溶接速度に等しいことを示している。これはティグ溶接においては

Fig. 12 Changes of growth rate of columnar crystals in the YAG laser weld metals of A5052.

Fig. 13 Macrostructures of CO₂ laser weld metals of 99.99% Al.

Fig. 14 Macrostructures of CO₂ laser weld metals of A5052.

Fig. 15 Changes of growth rate of columnar crystals in the CO_2 laser weld metals of 99.99 mass%.

Fig. 16 Changes of growth rate of columnar crystals in the CO_2 laser weld metals of A5052.

認められていない現象である¹¹⁾。そこで、Fig. 11 に示したマクロ組織から柱状晶の傾きを求め、それと溶接方向とのなす角度 (θ) を測定して求めた柱状晶の成長速度 (R) と溶接金属の位置 y (溶融境界部を $y=0\%$ とし、溶接金属中央部を $y=100\%$ とした) との関係を図 12 に示す。ここで、 R は溶接速度を v とすると式(1)で与えられる¹²⁾。

$$R = v \cos \theta \quad (1)$$

Fig. 12 から明らかなように、いずれの溶接速度においても、 y が増大するとともに R は増大し、 $y=100\%$ において

は溶接速度に等しくなる。ここで得られた成長速度の最大値は 1.4 m/min である。

レーザ溶接部の柱状晶の成長速度について更に検討するために、99.99%Al 及び A5052 に対して、溶接速度を 1.0 、 2.0 及び 3.0 m/min でレーザ溶接を行い、成長速度の変化を調べた。この際、レーザ波形を連続とパルスの 2 種類について検討した。これは、高速度溶接においては、連続波形の場合には溶融池の形状が涙滴形になるが、パルス波形を用いることにより溶融池の形状が涙滴形になるのができるだけ少なくしようとしたためである。得られたマクロ組織をそれぞれ Fig. 13 及び 14 に、そしてこれを用いて得た成長速度の変化をそれぞれ Fig. 15 及び 16 に示す。Fig. 16 において一部、溶接金属中央部付近のデータがプロットされていないものがあるが、これは等軸晶が形成され、柱状晶が認められなかったためである。また、 $v=1.0$ 及び 2.0 m/min においても溶接金属中央部付近には等軸晶が認められるが、その成長方向はランダムではなく、柱状晶の成長方向との連続性が認められるため、これを連ねた線を描いて成長速度を求めた。

連続波形とパルス波形の場合を比較すると、パルス波形の方が少し成長速度は速い傾向が認められる。また、パルス波形を用いて得られた成長速度の最大値は 1.9 m/min 程度である。

以上のことから、アルミニウム溶接金属の柱状晶の成長速度には限界があり、 $1.0 \sim 1.9 \text{ m/min}$ 程度であることが明らかになった。これはティグ溶接の場合よりも速い。このことは、レーザ溶接においては、 $1.0 \sim 2.0 \text{ m/min}$ の高速度溶接においても溶融池が涙滴形になり難いことに起因すると考えられる。

4. 結 論

- (1) 99.99%Al をアルゴンをシールドガスとしてレーザ溶接すると、エピタキシャル成長した柱状晶が溶接金属中央部まで成長する。しかし、窒素ガスをシールドガスとした場合には途中でストレイ結晶が形成される場合がある。これは、窒素ガスが Al 中に微量吸収され、セル組織が形成されたことに起因している。
- (2) 99.99%Al を窒素ガスをシールドガスとしてレーザ溶接すると、溶接部の硬さはアルゴンをシールドガスとした場合よりも増大する。これは、AlN が形成されたことに起因している。
- (3) A1050 においては、エピタキシャル成長する母材の結晶方位によっては、溶融境界部からストレイ結晶が形成されやすくなる。
- (4) A5052 においては、明瞭なエピタキシャル成長が認められる例は少なく、溶融境界部近くから多数のストレイ結晶が形成された。このため、溶接速度が増大しても柱状晶の成長速度は速くなる。

- (5) パルスレーザを用いて溶接した場合には、連続波形を用いた場合よりも柱状晶の成長速度は速くなる傾向があり、最大1.9 m/minの成長速度が得られた。

参 考 文 献

- 1) 片山聖二, 小島敬士, 黒田晋一, 松縄 朗: アルミニウム合金のCO₂ レーザ溶接生 (第 4 報), 軽金属溶接, 37-3 (1999), 95-103.
- 2) 高橋邦充, プレント・メーメトリ, 佐藤俊一: アルミニウム合金のCO₂ レーザ溶接におけるシールドガス条件, レーザ照射条件がポロシティ生成に与える影響, 軽金属溶接, 35-9 (1997), 409-416.
- 3) 沓名宗春, 顔 勉: 各種アルミニウム合金のレーザ溶接部の気孔発生に関する研究 (第 2 報), 軽金属溶接, 36-11 (1998), 517-533.
- 4) 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の材料学的特性, 溶接学会論文集, 17-1 (1999), 69-77.
- 5) 仙田富男, 松田福久, 加藤光昭, 中川博二: 溶接凝固機構とその組織の特性 (第 1 報), 溶接学会誌, 38-12 (1969), 1379-1384.
- 6) 仙田富男, 松田福久, 加藤光昭, 中川博二: 溶接凝固機構とその組織の特性 (第 3 報), 溶接学会誌, 39-11 (1970), 1180-1189.
- 7) 仙田富男, 松田福久, 中川博二, 加藤光昭: 溶接凝固機構とその組織の特性 (第 8 報), 溶接学会誌, 41-2 (1972), 162-169.
- 8) 仙田富男, 松田福久, 加藤光昭, 中川博二: 溶接凝固機構とその組織の特性 (第 6 報), 溶接学会誌, 40-9 (1971), 910-916.
- 9) 仙田富男, 松田福久, 加藤光昭, 中川博二: 溶接凝固機構とその組織の特性 (第 2 報), 溶接学会誌, 39-7 (1970), 644-651.
- 10) Thaddeus B. Massalski, Hiroaki Okamoto, P.R. Subramanian, Linda Kacprzak: Binary Alloy Phase Diagrams Second Edition, ASM International, (1990), 177.
- 11) 仙田富男, 松田福久, 加藤光昭, 中川博二: 溶接凝固機構とその組織の特性 (第 7 報), 溶接学会誌, 41-1 (1972), 75-82.
- 12) 松田福久: 溶接冶金学, 日刊工業新聞社, (1972), 125.