

# ロータス型ポーラス鉄のレーザ溶接\*1

柳野博泰<sup>1,\*2</sup> 津村卓也<sup>1</sup> 中嶋英雄<sup>2</sup> 玄 丞均<sup>2,\*3</sup> 中田一博<sup>1</sup>

<sup>1</sup>大阪大学接合科学研究所

<sup>2</sup>大阪大学産業科学研究所

J. Japan Inst. Metals, Vol. 71, No. 10 (2007), pp. 896-900

© 2007 The Japan Institute of Metals

## Laser Welding of Lotus-Type Porous Iron

Hiroyasu Yanagino<sup>1,\*2</sup>, Takuya Tsumura<sup>1</sup>, Hideo Nakajima<sup>2</sup>,  
Soong-Keun Hyun<sup>2,\*3</sup> and Kazuhiro Nakata<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Joining and Welding Research Institute, Osaka University, Ibaraki 567-0047

<sup>2</sup>The Institute of Scientific and Industrial Research, Osaka University, Ibaraki 567-0047

A lotus-type porous iron (AISI 1018) that is fabricated by unidirectional solidification using the continuous zone melting technique in a nitrogen atmosphere under a pressure of 2.5 MPa, was welded by a Nd: YAG laser. The melting property of lotus-type porous iron was investigated to evaluate its melting characteristics at different laser powers and welding speeds. The weld bead surface of the lotus-type porous iron was rough with pits and dents irrespective of the pore growth direction. The remarkable effect of the pore growth direction on the penetration depth of the weld bead was not observed. This was due to the unstable weld bead formation caused by the relatively large-sized pores and the blowing of the remaining gas from the closed pores as well as the smaller anisotropy of the thermal diffusivity as compared to the copper and magnesium cases.

(Received June 21, 2007; Accepted July 18, 2007)

**Keywords:** lotus-type porous iron, laser welding, penetration depth, effective thermal properties

## 1. はじめに

1990年代に Boiko ら<sup>1)</sup>や中嶋<sup>2)</sup>により、液相と固相におけるガス溶解度差を利用し、凝固界面において過飽和ガスにより形成された気孔を一方向凝固により一方向に伸長整列させ、従来型ポーラス金属と比較して高い強度を示す<sup>3,4)</sup>ロータス型ポーラス金属が開発された。ロータス型ポーラス金属の引張強度は、気孔率と引張方向に対する気孔成長方向に依存する<sup>5)</sup>が、引張強度の気孔成長方向依存性は、引張方向に対し気孔成長方向が垂直な場合には気孔壁で応力集中が起こるのに対し、両者が平行な場合には応力集中が生じないことにより生じる。ロータス型ポーラス金属は、強度、軽量性と制振性などの機能性を同時に要求される自動車材料等への工業的応用が期待されており、ロータス型ポーラス金属同士あるいはこれと通常の金属などとの異種金属に対する信頼性の高い溶接接合技術が求められている。

従来型ポーラス金属に関する溶接・接合の研究報告として、アルミニウム板で発泡アルミニウムを挿んだサンドイッチ板(AFS)のアーカ溶接<sup>6)</sup>、鉄板で発泡アルミニウムを挿ん

だサンドイッチ板とアルミニウム板のレーザ溶接およびアーカ溶接<sup>7)</sup>、アルミニウム基発泡材のアーカ溶接<sup>8)</sup>、アルミニウム部材とアルミニウム基発泡材のレーザ溶接<sup>9)</sup>、発泡アルミニウムの拡散接合<sup>10)</sup>、板状あるいは棒状の溶加材を用いたセル構造アルミニウムのレーザ溶接<sup>11)</sup>、発泡アルミニウムとアルミニウム板の超音波接合<sup>12)</sup>、セラミック粒子やローレンツ力により熔融金属を支えながらの発泡アルミニウムのレーザ溶接<sup>13)</sup>、ティグ溶接、ミグ溶接、および摩擦攪拌接合による発泡アルミニウムとアルミニウム板の溶接・接合<sup>14)</sup>、接着剤による発泡アルミニウムの接合<sup>15)</sup>などが報告されている。一方、我々はロータス型ポーラス銅<sup>16)</sup>とロータス型ポーラスマグネシウム<sup>17)</sup>のレーザ溶接性について検討し、溶接部の形成はレーザエネルギー吸収率の異方性とロータス型ポーラス金属の熱伝導特性に大きく影響されることを指摘した。

本研究では、ロータス型ポーラス鉄試料に対し Nd: YAG (Nd: yttrium-aluminium-garnet)レーザ溶接を適用し、異なるレーザ出力と溶接速度において、溶接条件と気孔の異方性が溶込み深さと溶融領域の形状に及ぼす影響を調査するとともにその要因について考察した。

## 2. 実験方法

幅 40 mm, 長さ 500 mm, 厚さ 8 mm の AISI 1018(S15C 相当)板材を用い、2.5 MPa の窒素雰囲気中で連続帯溶融法

\*1 Mater. Trans. 47(2006) 2254-2258 に掲載

\*2 大阪大学大学院生, 現在: トヨタ自動車(株)(Graduate Student, Osaka University, Present address: Toyota Motor Corp.)

\*3 現在: スタンフォード大学(Present address: Stanford University, U.S.A)

により作製されたロータス型ポーラス鉄<sup>18-20)</sup>素材を使用した。Table 1 に AISI1018 の化学組成の公称値(mass%)を、Fig. 1 にロータス型ポーラス鉄の素材外観を示す。Fig. 1(a)はロータス型ポーラス鉄素材の外観、Fig. 1(b)はその断面、Fig. 1(c)はレーザー溶接用試験片の外観である。レーザー溶接用試験片は、まずロータス型ポーラス鉄素材表面を切削した後、素材中で比較的気孔率の様な部分から、気孔成長方向が試料表面に対して平行となるように切出し、表面が平らになるように厚さ 2 mm の板材に機械加工した。なお試験片の平均気孔径は 0.37 mm、また気孔率は 17%であった。

ロータス型ポーラス金属は気孔成長方向に対して平行方向と垂直方向で熱伝導特性が異なる<sup>3)</sup>など、その材料特性に異方性がある。このため、試料の気孔成長方向とこれに対する溶接熱源の方向ならびに溶接方向の組合せにより溶接性が異なると考えられる。そこで、Fig. 2 に示すこれら 3 つの組合せを考慮した 3 種類、すなわち溶接を行う試料表面に対し気孔方向が垂直な垂直方向(⊥)、試料表面に対し気孔方向が平行、かつ溶接方向が気孔方向と平行な平行方向 I (//-)と溶接方向が気孔方向と垂直な平行方向 II (//-⊥)となるよ

Table 1 Nominal chemical compositions of AISI 1018.

C	Si	Mn	P	S
0.15~0.20%	<0.35%	0.60~0.90%	<0.030%	<0.050%

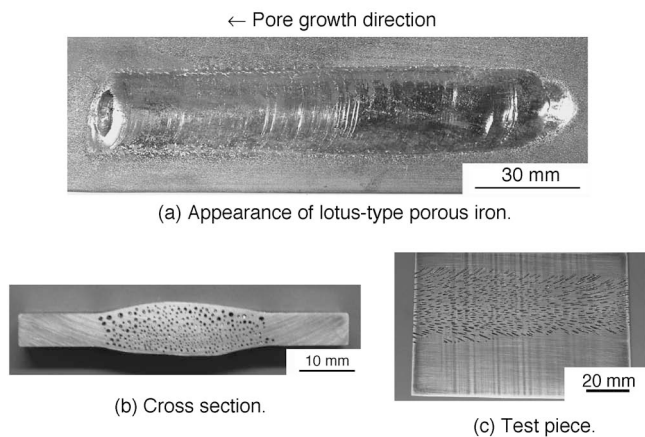


Fig. 1 Appearance of the top view of the formed lotus-type porous iron prepared by the continuous zone melting technique (a), its cross section (b), and the test piece for laser welding (c).

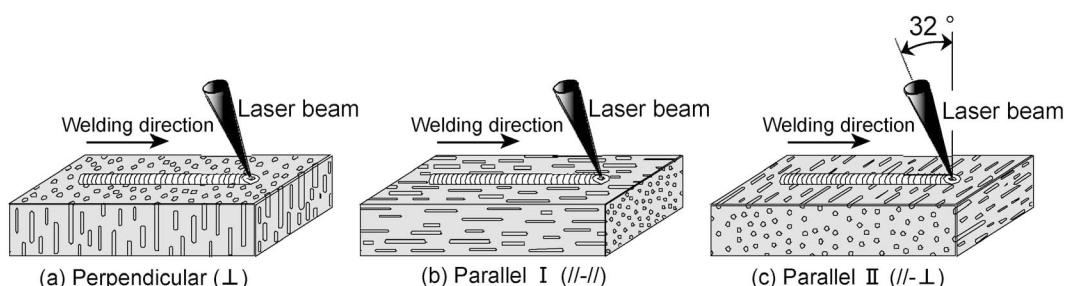


Fig. 2 Schematic views of the lotus-type porous iron specimens showing different combinations of welding directions and pore growth directions.

うに試料を切出した。

レーザー溶接は、波長 1064 nm、最大定格出力 2 kW の Nd:YAG レーザ(住友重機械工業：MW2000)を連続発振させ、1.0 mm 径の光ファイバを介して試料表面に照射し、流量 25 L/min の Ar シールドガス雰囲気中で行った。焦点径 1.0 mm、レーザー出力 1.0~2.0 kW、溶接速度 1~3 m/min の範囲内で、ビードオンプレート溶接実験を行い、光学顕微鏡により得られた試料外観および断面の観察を行うとともに、断面にて自動ビッカース硬さ試験システム(明石：AAV-500)によりマイクロビッカース硬さ(荷重 1.96 N、負荷時間 15 s)を測定した。ロータス型ポーラス素材の密閉気孔内に残留するガス成分を分析するため、素材を  $6 \times 10^{-6}$  Pa 以下の真空中で径 2 mm のドリルで切削し、放出されるガスを質量分析計(アネルバ：AGS-7000 improved version)により測定した<sup>16)</sup>。

### 3. 結果と考察

Fig. 3 にレーザー出力が 1.0 kW、溶接速度が 1 m/min 一定の条件で得られたレーザー溶接試料の表面外観を示す。ここで元の一方向気孔は、Fig. 3 中で黒矢印にて示したようにポーラス鉄の溶接ビード以外で孔状や溝状に観察された。表面外観より、気孔の無い鉄試料では滑らかな溶接ビードが得られる一方、ポーラス鉄の溶接ビードは凹みや穴がある荒れた表面となる。これはポーラス鉄の溶融に起因する体積減少に伴い発生するものと考えられる。2 つの平行方向の場合に見られる溶接ビード表面の黒色化は、溶融金属中の密閉気孔中にある残留ガスの噴出によりアルゴンガスシールドが乱され、結果として溶融金属が空気と反応し生じると考えられる。一方、垂直方向の場合は貫通穴が多く、密閉気孔が少ないためアルゴンガスシールドが乱されにくく、結果として溶接表面ビードの黒色化がほとんど無かったと考える。

Table 2 に素材の 2 カ所で、表面穴開けにより気孔内の残留ガスを測定した結果を示す。密閉気孔から残留ガス成分として主に窒素と付加的に水素が検出された。したがって、ロータス型ポーラス金属の溶融溶接を成功させるためには、密閉気孔内部に残留するガスを取り除く前処理が必要である。

Fig. 4 は Fig. 3 で示した溶接試料の断面組織を示す。ここで元の一方向気孔を黒矢印で示している。ロータス型ポーラス鉄の溶込み深さは気孔の無い鉄試料と比較して若干大き

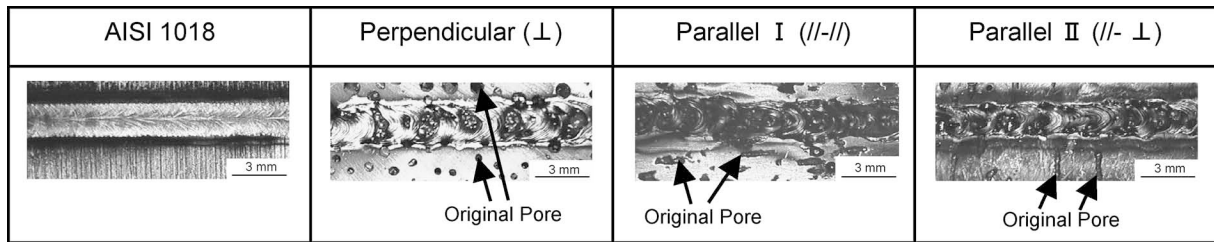


Fig. 3 Appearance of laser weld beads on the nonporous iron (AISI 1018) and lotus-type porous iron; pore directions perpendicular ( $\perp$ ), parallel I ( $//-//$ ), and parallel II ( $//-\perp$ ) to the specimen surface at a laser power of 1.0 kW and welding speed of 1 m/min.

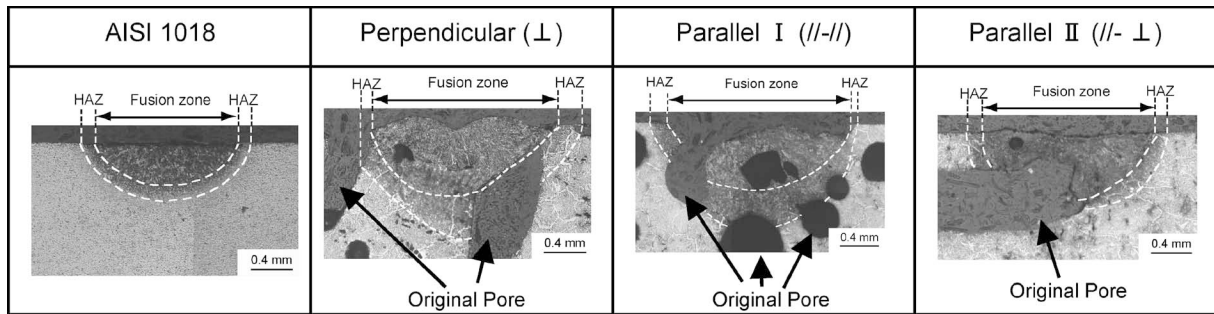


Fig. 4 Cross section of the laser weld beads of the nonporous iron (AISI 1018) and lotus-type porous iron; pore directions perpendicular ( $\perp$ ), parallel I ( $//-//$ ), and parallel II ( $//-\perp$ ) to the specimen surface at a laser power of 1.0 kW and welding speed of 1 m/min.

Table 2 Summary of the gas analysis results in the pores of a test piece when the pore direction is parallel to the specimen surface.

Remaining gas	No. 1	No. 2
H <sub>2</sub>	3.8	—
CH <sub>3</sub>	—	—
H <sub>2</sub> O	—	0.3
N <sub>2</sub>	95	99.7
O <sub>2</sub>	—	—
Ar	—	—
CO <sub>2</sub>	1.2	<0.1
Approximate gas volume (mL)	$8 \times 10^{-6}$	$2 \times 10^{-4}$

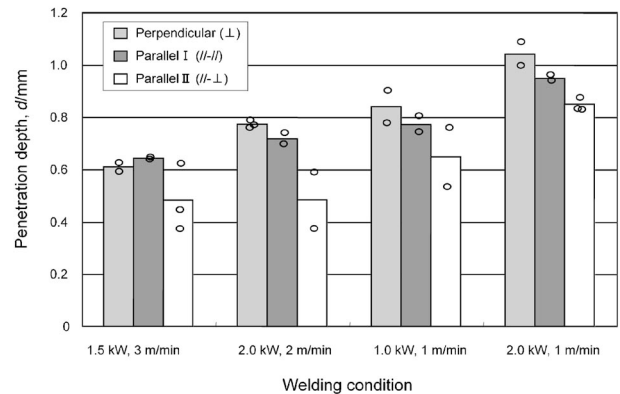


Fig. 5 Comparison of the penetration depth of the laser weld bead for the lotus-type porous iron under different welding conditions; pore directions perpendicular ( $\perp$ ), parallel I ( $//-//$ ), and parallel II ( $//-\perp$ ) to the specimen surface.

い。これはポーラス鉄の相対密度，すなわち熱容量が気孔の無い鉄試料に比べて小さいためであると推察される。溶込み深さに対する3種類の方向の影響をより明確に評価するために，断面における溶込み深さを測定し，4つの異なる溶接条件での結果をまとめて Fig. 5 に示す。ここで溶込み深さは各々の試料の3断面での熔融領域の測定深さであり，棒グラフはその平均値を示す。

垂直方向( $\perp$ )の場合，溶込み深さは平行方向 I ( $//-//$ )や平行方向 II ( $//-\perp$ )の場合と比較して若干大きい，ロータス型ポーラス銅<sup>16)</sup>やロータス型ポーラスマグネシウム<sup>17)</sup>の場合に見られたような顕著な差は，今回の結果では見られなかった。一般的に，直径が 0.5 mm より大きい多数の気孔が残留ガスの噴出とともに溶接部の滑らかな溶込み形成を阻害すると考えられる。したがって滑らかな溶接ビードを得るためには，より細かな気孔サイズと溶接前処理として密閉気孔内の残留ガス除去が必要となる。

レーザー出力 2.0 kW，溶接速度 2 m/min の条件での垂直方

向( $\perp$ )，平行方向 I ( $//-//$ )および平行方向 II ( $//-\perp$ )の断面ビッカース硬さの平均値を Fig. 6 に示す。いずれの方向においても，溶接ビードの硬さは母材硬さと比較して増加していた。これは Fig. 7(a)に示したように，レーザー溶接での急速な冷却速度により溶接ビード中にマルテンサイト微細組織が形成したためと考える。比較として母材のフェライト組織を含んだ写真を Fig. 7(b)に示す。

既報<sup>16,17)</sup>において，溶接部の形成はレーザーエネルギー吸収率の異方性とロータス型ポーラス金属の熱伝導特性に大きく影響されることを指摘した。すなわち，レーザーが照射される面に対し気孔長手方向が垂直な場合の溶込み深さは他の場合と比較して著しく大きい。しかしロータス型ポーラス鉄ではそのような顕著な違いは確認できなかった。ここでは，こ

の理由について議論する。

Table 3 に鉄 (S35C), 銅およびマグネシウムの室温での波長 1064 nm の光に対する反射率と熱物性値<sup>21,22)</sup>をまとめて示した。ロータス型ポーラス銅の報告<sup>16)</sup>によると, 平行方向 II (// $\perp$ ) の試料では約 95% の高い反射率<sup>21)</sup>のためほとんど溶接ビードが形成されなかった。一方, 垂直方向 ( $\perp$ ) の試料では, 溶接ビードは試料裏面まで完全に溶込んでいた。これはレーザー光が開気孔に照射された際に, 気孔内壁に沿ってレーザー光が多重反射をしたため, ポーラス銅に対する入熱が増加したと推察された。しかし, 約 74% の反射率<sup>21)</sup>であるロータス型ポーラスマグネシウム<sup>17)</sup>では溶込み深さに顕著な違いはみられなかった。ロータス型ポーラス鉄の場合, 反射率は約 57%<sup>21)</sup>でありこれは銅の場合と比べてかなり低い。したがってマグネシウムの場合と同様にロータス型ポーラス鉄の溶込み深さの異方性に及ぼすレーザー光の多重反射の

影響は銅の場合と比べてかなり低いと示唆される。

ロータス型ポーラス金属固有の熱特性の異方性は, 気孔成長方向に対する溶接ビードの溶込み深さの異方性を生じる。材料の熱的特性を議論するため, 熱拡散率 ( $\alpha$ ) を用いた。熱拡散率は次式のように定義される<sup>23)</sup>。

$$\alpha = \lambda / (\rho \cdot C_p), \quad (1)$$

ここで  $\lambda$  は熱伝導率を,  $\rho$  は密度を,  $C_p$  は比熱を表す。さらにロータス型ポーラス金属の有効密度, 有効比熱, および有効熱伝導率は次式により記述される<sup>17)</sup>。

$$\rho_{eq} = (1 - \varepsilon) \rho_n, \quad C_{p\,eq} = C_{p\,n}, \quad (2)$$

$$\lambda_{eq}^{//} = (1 - \varepsilon) \lambda_n, \quad \lambda_{eq}^{\perp} = (1 - \varepsilon) \cdot (1 + \varepsilon)^{-1} \cdot \lambda_n. \quad (3)$$

ここで  $\rho_{sub}$ ,  $C_{p\,sub}$ , および  $\lambda_{sub}^{dir}$  はそれぞれ密度, 比熱, および熱伝導率を表す。下付き文字 *sub* が *eq* と *n* はそれぞれロータス型ポーラス金属の有効物性値と気孔の無い場合の物性値を意味し, 上付き文字 *dir* が // と  $\perp$  はそれぞれ一方向気孔に対して平行方向と垂直方向であることを示している。また  $\varepsilon$  は気孔の体積含有率である。したがって, ロータス型ポーラス鉄, 銅, およびマグネシウムの室温での一方向気孔に対する平行方向の熱拡散率  $\alpha_{eq}^{//}$  と垂直方向の熱拡散率  $\alpha_{eq}^{\perp}$  は式 (1) から式 (3) を用いて見積もることが出来る。気孔の無い金属の熱物性値とともにこれらの概算値を Table 3 に列記している。ロータス型ポーラス鉄の等価熱拡散率は  $\alpha_{eq}^{//}$  が  $1.18 \times 10^{-5} (\text{m}^2/\text{s})$  であり  $\alpha_{eq}^{\perp}$  が  $1.01 \times 10^{-5} (\text{m}^2/\text{s})$  である。銅やマグネシウムの場合と比べ, これらの値の差は非常に小さい。したがって, 銅やマグネシウムの場合と比べ熱特性の異方性の影響が非常に小さかったものと推察される。

ロータス型ポーラス鉄のレーザー溶接を確実に成功させるためには, 金属フィラーの供給による気孔溶融に伴う体積減少の防止, 熱処理などによる密閉気孔中の残留ガスの除去前処

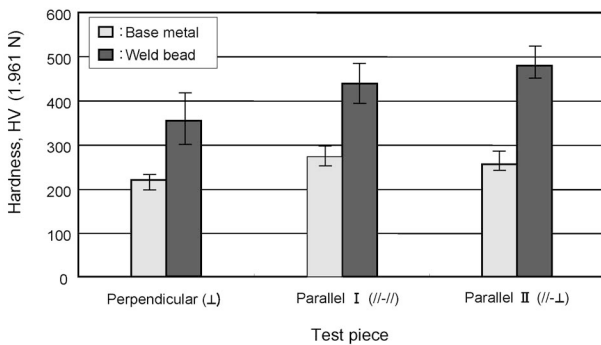


Fig. 6 Hardness of the base metal and weld bead for different pore directions at a laser power of 2.0 kW and welding speed of 2 m/min.

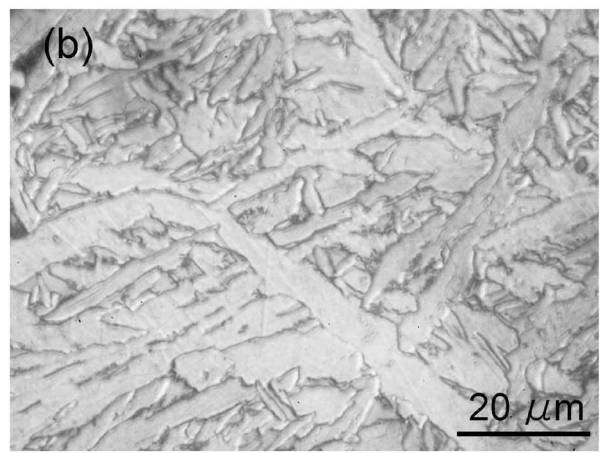
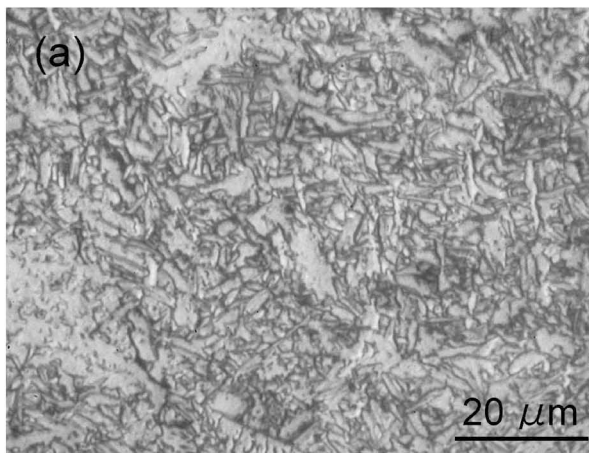


Fig. 7 Microstructure of the cross sections of the weld metal (a) and base metal (b) at a laser power of 2.0 kW and welding speed of 2 m/min.

Table 3 Reflectivity and thermal properties of iron (S35C), copper, and magnesium at room temperature<sup>15,16)</sup>.

	Reflectivity (%)	$\rho_n$ (Kg/m <sup>3</sup> )	$C_{p\,n}$ (J/Kg·K)	$\lambda_n$ (W/m·K)	$\varepsilon$ (%)	$\alpha_{eq}^{//}$ (m <sup>2</sup> /s)	$\alpha_{eq}^{\perp}$ (m <sup>2</sup> /s)
Fe (S35C)	57	7859	464	43.1	17	$1.18 \times 10^{-5}$	$1.01 \times 10^{-5}$
Cu	95	8951	382	400	30	$11.7 \times 10^{-5}$	$8.98 \times 10^{-5}$
Mg	74	1737	1063	156	35	$8.44 \times 10^{-5}$	$6.25 \times 10^{-5}$

理, より細かな気孔径の試料などが必要である.

#### 4. 結 言

溶接ビードの溶込み深さに及ぼす気孔成長方向の影響を評価するために, アルゴンシールドガス雰囲気中でレーザー出力 1-2 kW, 溶接速度 1-3 m/min の範囲で Nd: YAG レーザ溶接によるロータス型ポーラス鉄 (AISI 1018) の溶融挙動が調査された. 得られた結果をまとめると次の様である.

(1) ロータス型ポーラス鉄の溶接ビード表面は, 3 種類の方向-垂直方向 ( $\perp$ ), 平行方向 I ( $//-//$ ), 平行方向 II ( $//-\perp$ )-によらず, 凹みや穴がある荒れた表面となる. これは気孔の溶融に伴う体積減少と密閉気孔からの残留ガスの噴出による.

(2) 垂直方向 ( $\perp$ ) の場合の溶込み深さは, 平行方向 I ( $//-//$ ) および平行方向 II ( $//-\perp$ ) の場合と比較して若干大きい. しかしながら, ロータス型ポーラス銅やマグネシウムの場合に観察されていた, 気孔成長方向が溶接ビードの溶込み深さに及ぼす著しい影響は本研究では観察されなかった. これは, 銅やマグネシウムの場合と比較して熱拡散率の異方性が小さいとともに, 密閉気孔からの残留ガスの噴出や溶融領域サイズと比較して相対的に大きな気孔の存在などにより溶接ビード形成が不安定になったためであると考えられる.

本研究は独立行政法人新エネルギー・産業技術総合開発機構 (NEDO) の平成 17 年度委託事業「高度機械加工システム開発事業 (軽量高剛性構造材料と評価技術の開発)」の一部として行われた.

#### 文 献

1) L. V. Boiko, V. I. Shapovalov and E. V. Chernykh: Sov. Powder

Metal. Met. Ceram., **30**(1991) 78-81.  
 2) H. Nakajima: Prod. Tech. **51**(1999) 60-62.  
 3) T. Ogushi, H. Chiba, H. Nakajima and T. Ikeda: J. Appl. Phys. **95**(2004) 5843-5847.  
 4) S. K. Hyun and H. Nakajima: Mater. Trans. **43**(2002) 526-531.  
 5) S. K. Hyun, K. Murakami and H. Nakajima: Mater. Sci. Eng. **A299**(2001) 241-248.  
 6) U. Diltthey and M. Kessel: DVS-Berichte **220**(2002) 216-218.  
 7) Th. Bolinghaus and W. Bleck: *Cellular Metals and Metal Foaming Technology*, (Verlag MIT Publishers, Bremen, 2001), pp. 495-500.  
 8) A. G. Pogibenko, V. Y. Konkevich, L. A. Arbuzova and V. I. Ryazantsev: Weld. Int., **15**(2001) 312-316.  
 9) T. Bernard, J. Burzer and H. W. Bergmann: J. Mater. Process. Tech., **115**(2001) 20-24.  
 10) K. Kitazono, A. Kitajima, E. Sato, J. Matsushita and K. Kuribayashi: Mater. Sci. Eng. **A327**(2002) 128-132.  
 11) H. Haferkamp, J. Bunte, D. Herzog and A. Ostendorf: Sci. Technol. Weld. Joining **9**(2004) 65-71.  
 12) C. Born, G. Wagner and D. Eifler: *Porouse Metals and Metal Foaming Technology*, (The Japan Institute of Metals, Sendai, 2005), pp. 631-634.  
 13) H. Haferkamp, D. Herzog, A. Ostendorf, J. Bunte and O. Meier: *Porouse Metals and Metal Foaming Technology*, (The Japan Institute of Metals, Sendai, 2005), pp. 635-638.  
 14) L. Filice, L. Fratini and D. Umbrello: *Porouse Metals and Metal Foaming Technology*, (The Japan Institute of Metals, Sendai, 2005), pp. 639-642.  
 15) M.A. Rodriguez-Perez, J. A. Reglero, E. Solorzano, E. Porras, A. Fernandez and J. A. de Saja: *Porouse Metals and Metal Foaming Technology*, (The Japan Institute of Metals, Sendai, 2005), pp. 643-646.  
 16) T. Murakami, K. Nakata, T. Ikeda, H. Nakajima and M. Ushio: Mater. Sci. Eng. **A357**(2003) 134-140.  
 17) T. Murakami, T. Tsumura, T. Ikeda, H. Nakajima and K. Nakata: Mat. Sci. Eng. **A456**(2007) 278-285.  
 18) S. K. Hyun and H. Nakajima: Advanced Eng. Mater. **4**(2002) 741-744.  
 19) M. Tane, T. Ichitsubo, H. Nakajima, S. K. Hyun and M. Hirao: Acta Mater. **52**(2004) 5195-5201.  
 20) S. K. Hyun, T. Ikeda and H. Nakajima: Sci. Technol. Adv. Mater. **5**(2004) 201-205.  
 21) E. A. Brandes: *Smithells Metal Reference Book, 6th ed.*, (1983), p. 17-7.  
 22) K. Kobayashi: J. Japan Soc. Mechanical Engineers **81**(1978) 452-457.  
 23) A. L. Philips Ed.: *Welding Handbook, Sixth ed., Section One, Fundamentals of Welding* (1968), p. 2-4.