

ロータス型ポーラス金属の溶接

Welding of Lotus-type Porous Metals

中田一博*
Kazuhiro NAKATA

Key Words: Porous Metals, Lotus-type Porous Metals, Welding, Laser Welding, Simulation

1. 緒言

ポーラス金属の工業的応用を図る上で、製造技術と並び2次加工技術、中でも溶接・接合技術は極めて重要である。等方性のポアを有するポーラス金属に関しては、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のアーカ溶接¹⁾、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ー溶接およびアーカ溶接²⁾、アルミニウム基発泡材のアーカ溶接³⁾、アルミニウム部材とアルミニウム基発泡材のレーザー溶接⁴⁾、発泡アルミニウムの拡散接合⁵⁾、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ー溶接⁶⁾などが報告されている。一方、新しいタイプのポーラス金属であるロータス型ポーラス金属の溶接・接合性に関する研究はまだ少ない。本稿では、著者の研究グループがこれまでに得たロータス型ポーラス金属の溶接・接合性に関する検討結果を中心に、その概要を紹介する。

2. ロータス型ポーラス金属のレーザー溶接性

2.1 レーザ溶接法

ロータス型ポーラス金属は、ポア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などの材料特性に異方性を有していることが特徴である⁷⁾。このため溶接に対しては試料のポア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ことが予想される。そこで、まずロータス型ポーラス金属の溶接の基本特性を明らかにするために、図1に示す3つの組合せ、すなわち溶接を行う試料表面に対しポア方向が垂直な垂直方向(⊥)、試料表面に対しポア方向が平行でありかつ溶接方向がポア方向と平行な平行方向Ⅰ(//-)、及び溶接方向がポア方向と垂直な平行方向Ⅱ(//⊥)となる3種類の試料を用意し、I形開先突合せにより、溶接性に及ぼすポア異方性の影響を検討した。

溶接に当たっては、ポーラス金属の溶接が比較的安定して行え、かつ小型サイズの試片に適用できるレーザー溶接を

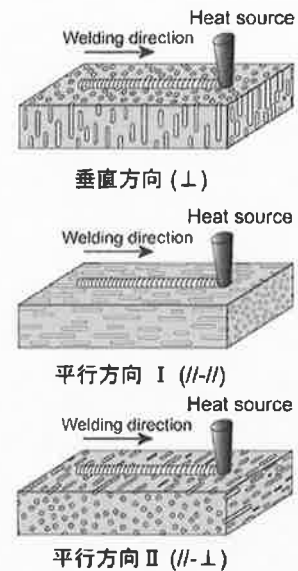


図1 ロータス型ポーラス金属試験片のポア成長方向に対する3種類の溶接熱源の方向と溶接方向の組合せ

選択した。レーザー溶接には、波長1064nm、公称最大出力3.2kWのNd:YAGレーザー(連続発振)を用いた。ファイバー伝送により試料表面にレーザービームをビーム焦点径0.6~1.0mmで照射し、Arシールドガス雰囲気中で行った。

なお供試材料には、鑄造法により得られた平均ポア径0.1mm、気孔率30%のロータス型ポーラス銅インゴット⁷⁻¹²⁾、平均ポア径0.15mm、気孔率35%のロータス型ポーラスマグネシウムインゴット^{13,14)}、幅40mm、長さ500mm、厚さ8mmのAISI 1018(S15C相当)板を素材とし連続帯溶融法^{7,15,16)}により得られた平均ポア径0.37mm、気孔率17.3%のロータス型ポーラス鉄を用いた。

2.2 ロータス型ポーラス金属のレーザー溶接部形成の特徴

溶接速度0.2m/minにおけるロータス型ポーラス銅のレーザー出力に対する溶込み深さの変化を図2に示す¹⁷⁾。平行方

*大阪大学接合科学研究所(〒567-0047大阪府茨木市美穂ヶ丘11番1号)
Joining and Welding Research Institute, Osaka University (11-1 Mihogaoka, Ibaraki, Osaka 567-0047 Japan)

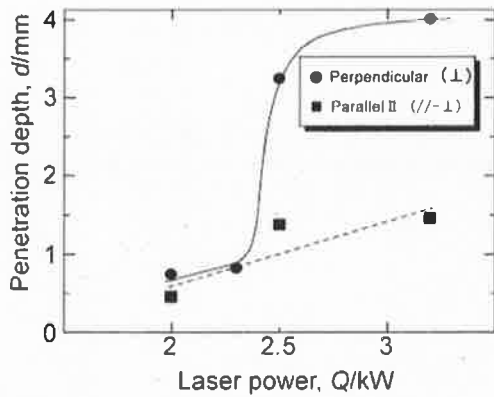


図2 ロータス型ポーラス銅の溶込み深さに及ぼすレーザー出力の影響(試料厚さ 4mm、焦点径 0.6mm、溶接速度 0.2m/min)¹⁷⁾

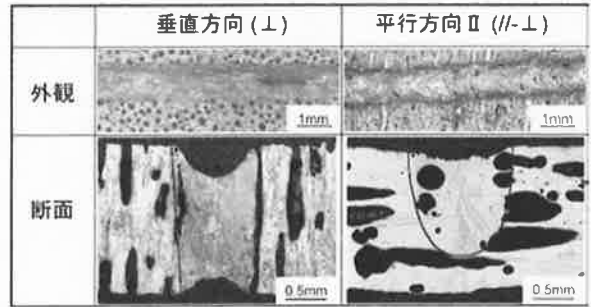


図3 ロータス型ポーラスマグネシウムへのレーザー照射方向による溶接ビード外観および断面形状の差異(試料厚さ 1.8mm、焦点径 0.6mm、レーザー出力 1.0kW、溶接速度 5m/min)¹⁸⁾

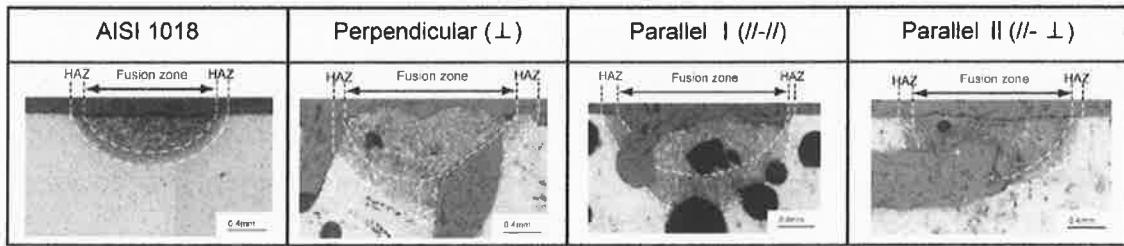


図4 ロータス型ポーラス鉄の断面組織に及ぼすレーザー照射方向の影響(試料厚さ 2mm、焦点径 1.0mm、レーザー出力 1.0kW、溶接速度 1m/min)¹⁹⁾

向II(//⊥)では、レーザー出力を増加させても溶接ビードを形成せず銅の蒸発により生成した溝が観察され、溶込み深さは単調に増加した。垂直方向(⊥)では、レーザー出力 2.0kW までは平行方向II(//⊥)と比較して若干幅が広い溝が観察されたが、溶込み深さに差異は見られない。しかしレーザー出力が 2.5kW を超えると、溶融部が形成され、3.2kW では溶融部は試料裏側に到達して安定な溶接ビードが形成された。また、溶融部に生成したブローホールのガス分析の結果、主に Ar、N₂、H₂O が存在していた。H₂O は素材中に存在する閉気孔中の水素に起因し、Ar や N₂ は溶接中のシールドガスの巻き込みによって生成したと判断された。

図3に、ロータス型ポーラスマグネシウムのレーザー照射方向による溶接ビード外観および断面形状の差異を示す¹⁸⁾。垂直方向(⊥)では、ロータス型ポーラス銅のレーザー出力 3.2kW の場合と同様に溶融部は試料裏側に到達し安定な溶接ビードが形成された。また平行方向II(//⊥)においても安定な溶接ビードが形成されたが、溶込み深さは板厚の約7割であった。しかし、ロータス型ポーラス銅で観察されたような溶接断面形状における顕著な異方性は見られなかった。

図4に、ロータス型ポーラス鉄のレーザー照射方向によ

る溶接ビード断面形状の相違を AISI 1018 (S15C 相当) 素材板と比較して示す¹⁹⁾。いずれも溶融部は試料裏側には到達しなかった。素材板に比べ、ロータス型ポーラス鉄の溶込み深さは若干増加したが、ロータス型ポーラス銅およびロータス型ポーラスマグネシウムで見られたレーザー照射方向に対する溶込み深さの差異は明瞭ではなかった。この理由としてポア径が大きく、かつ気孔率が小さいことが関係したと考えられる。

2.3 レーザ溶接による溶込み形状の異方性に及ぼす因子の数値計算的検討

試料のポア成長方向とこれに対するレーザー照射方向及び溶接方向の組合せにより、溶込み深さが異なり、また素材(銅、マグネシウム、鉄)の違いにより、レーザー照射方向の溶込み形状に及ぼす影響に差が見られた。その要因として、試料表面でのレーザーエネルギー吸収量¹⁷⁾及び熱伝導率の異方性¹⁸⁾が考えられる。これらの影響を明確にするため、3次元熱伝導解析により溶込み形状を算出し、その影響について検討した^{18,20-22)}。

ロータス型ポーラス金属を、ポア成長方向を材料主軸とする均質直交異方性体と捉えると、非定常熱伝導方程式によりその温度場を把握できる。その際、ロータス型ポーラ

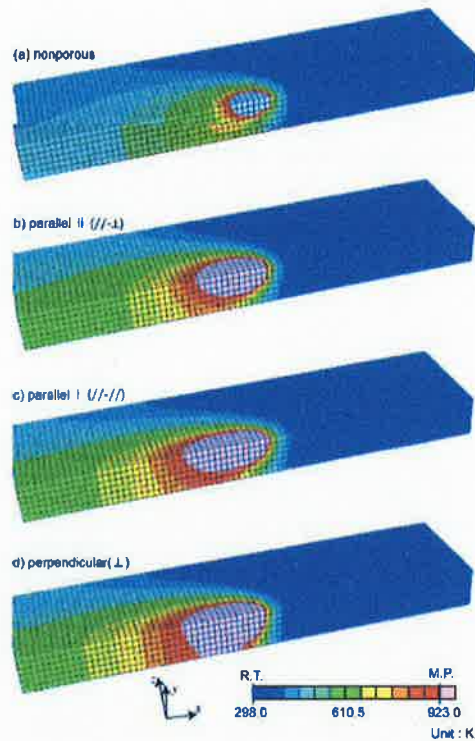


図5 ノンポーラスおよびロータス型ポーラスマグネシウムの温度分布; (a) ノンポーラスマグネシウム, (b) 平行方向 II (//⊥), (c) 平行方向 I (////), (d) 垂直方向 (⊥) 気孔率 35%、板厚 1.8mm、溶接速度 5m/min、焦点径 0.6mm、レーザー入熱 0.63 kW、レーザー照射後 0.12s)¹⁶⁾

ス金属の有効密度 $\rho_{\text{eff}}(T)$ 、有効比熱 $C_{\text{eff}}(T)$ 、ポア平行方向の有効熱伝導率 $\lambda_{\text{eff}}^{\parallel}(T)$ 、ポア垂直方向の有効熱伝導率 $\lambda_{\text{eff}}^{\perp}(T)$ などの有効熱物性値、並びに単位時間当たり物体に供給される熱量 Q と物体表面での熱伝達率が必要となるが、これらのうち有効熱物性値については、複合則により次式で表されるとした^{12, 18, 20-22)}。

$$\begin{aligned} \rho_{\text{eff}}(T) &= (1-\varepsilon) \cdot \rho(T), & C_{\text{eff}}(T) &= C_p(T), \\ \lambda_{\text{eff}}^{\parallel}(T) &= (1-\varepsilon) \cdot \lambda(T), & \lambda_{\text{eff}}^{\perp}(T) &= \frac{(1-\varepsilon)}{(1+\varepsilon)} \cdot \lambda(T) \end{aligned} \quad (1)$$

ここで ε はポーラス金属の気孔率を表す。

ロータス型ポーラスマグネシウムおよびロータス型ポーラス銅を対象に、汎用有限要素法コード ABAQUS を用いて 3次元有限要素法による熱伝導解析を実施し、解析結果より溶込み形状を算出し実験結果と比較した。熱物性値の異方性及び温度依存性は、式(1)とマグネシウム及び銅の密度 $\rho(T)$ 、比熱 $C_p(T)$ 、および熱伝導率 $\lambda(T)$ の温度依存性データ^{23, 24)}により考慮した。計算の簡略化のため、熱源は楕円体等密度分布モデルとし、ユーザサブルーチン機能により溶融領域の拡大に伴う深さ方向の熱源の拡大を考慮した。また物体の各部初期温度は 25°C とし、境界条件として

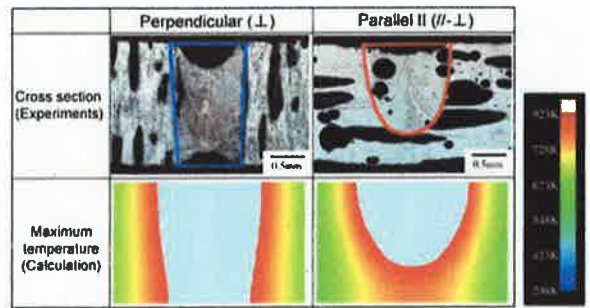


図6 ロータス型ポーラスマグネシウムの断面組織と最高到達温度分布の計算結果との比較(気孔率 35%、板厚 1.8mm、溶接速度 5m/min、焦点径 0.6mm)^{18, 20-23)}

物体表面における熱伝達²⁵⁾のみを想定した。その際、外部温度は初期温度と同一かつ時刻によらず一定とし、熱伝達係数を $1\text{W}/\text{m}^2\cdot\text{K}$ (静止空気中の最小値²⁶⁾)とした。

図5¹⁶⁾に、ロータス型ポーラスマグネシウムのレーザー照射後 0.12s における温度分布をノンポーラスマグネシウムの結果とともに示す。解析モデルは、20mm×10mm×1.8mm 厚の 1/2 領域を $0.25 \times 0.25 \times 0.3 \text{ mm}$ の 8 節点一次要素により均等に分割した。ここで計算に使用したレーザー入熱は、平行方向 II (//⊥) で計算結果の溶融領域(図中灰色で示されている領域)深さが実験の溶込み深さに最も近くなる 0.63kW とした。図5(a)のノンポーラスマグネシウムでは、他の条件と比較し溶融領域が狭い。これは、ロータス型ポーラスマグネシウムとの熱容量の差に起因する。図5(d)の垂直方向(⊥)では、溶融領域は試料裏面に及んでいるが、図5(b)の平行方向 II (//⊥) および図5(c)の平行方向 I (////) では溶込み深さは板厚の 7 割程度となっている。しかし後者の方は溶融領域が溶接方向に伸長している。図6^{18, 20-22)}に、垂直方向(⊥)と平行方向 II (//⊥) について $x=10\text{mm}$ の断面での最高到達温度を抽出し、図3の断面形状と比較した結果を示す。最高到達温度が融点を超える領域を溶接後の断面形状に見られる溶融部とすると、計算結果の溶融部は実験結果より若干幅方向に広がっているものの、溶込み深さについて両者は比較的良い一致を示した。すなわちロータス型ポーラスマグネシウムで認められた溶込み形状の相違は、主に材料の熱伝導率の異方性によると考えられる。

ロータス型ポーラス銅についても同様の解析を実施した結果を図7^{21, 22)}に示す。 $x=20\text{mm}$ の断面での最高到達温度を抽出し実験結果の断面形状と比較したものである。垂直方向(⊥)の場合、レーザー光が銅の表面に存在する気孔に侵入して多重反射/散乱を起こし、見かけの入熱量が増大する効果(Wall-focusing Effect)²⁷⁾をレーザーエネルギー吸収量に導入することにより溶込み形状の極端な差異が説明できた。

以上のように試料表面でのレーザーエネルギー吸収量の違い

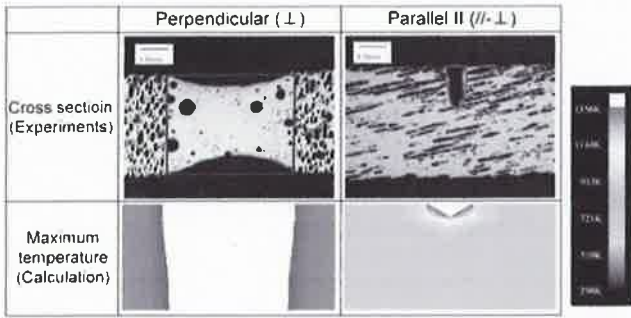


図7 ロータス型ポーラス銅の断面形状と最高到達温度分布の計算結果との比較(気孔率30%、板厚4mm、溶接速度0.2m/min、焦点径0.6mm; 試料表面でのレーザーエネルギー吸収量の違いを考慮)^{21), 22)}

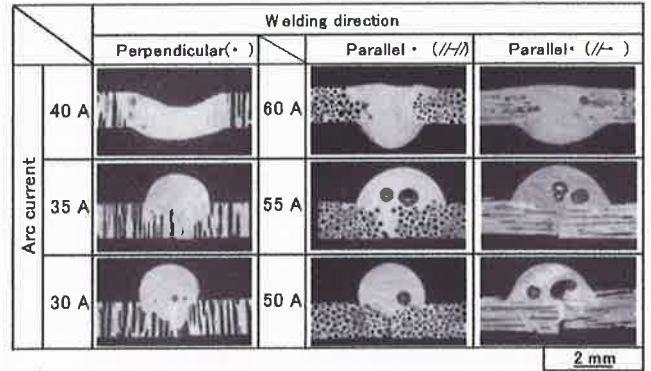


図8 ロータス型ポーラス銅のプラズマブレイズ溶接継手の断面形状に及ぼすポア成長方向/溶接方向の組合せとアーク電流の影響(気孔率45%、板厚2mm、開先幅0.5mm、溶接速度50mm/min)

と熱伝導率の異方性を考慮することにより、レーザー溶接部の溶込み形状の推定が可能となる。

3. ロータス型ポーラス銅のプラズマブレイズ溶接性

ロータス型ポーラス金属を含めたポーラス金属全般に対しては、一般的な溶接法であるアーク溶接を適用するとポア内の残留ガスが噴出してアークが不安定となり溶接工程そのものが困難となる。このため、ポーラス金属試料自体はできるだけ熔融せずに溶接することが望ましい。このことを可能とする方法の一つにブレイズ溶接法がある。すなわち、アークなどの熱源により、母材試料は熔融せずに継手開先部(接合界面部に相当)を加熱するだけにとどめ、溶加材として送給されるブレイズワイヤのみを熔融して開先部を連続的にろう付する方法である。小型試料に対してはエネルギー集中性の良いプラズマアークを用いたプラズマブレイズ溶接が有効である。なお単なるろう付では、開先の開口したポア内に溶融ろうがしみ込むために、ろう不足となり、良好なろう付が難しい。

検討した試料は連続鋳造法により得られた平均ポア径0.24mm、気孔率45%のロータス型ポーラス銅である。開先幅0.2~2.0mm、溶接速度20~100mm/min、アーク電流30~60Aの条件範囲にて、ワイヤ径0.8mmの93%Cu-7%Pろうを使用し、ろう材ワイヤ供給速度40~160cm/minで、流量0.5l/minのArプラズマガスおよび流量15l/minのArシールドガス雰囲気中でブレイズ溶接を行った。

図8に、ロータス型ポーラス銅において3種類のポア伸張方向と溶接方向の組合せがプラズマブレイズ溶接性と継手断面形状に及ぼす影響をまとめて示す。アーク電流を比較すると、垂直方向(⊥)ではわずか35Aでろう材が開先裏面まで完全に到達し、かつ母材が非溶融であった。一方、平行方向I(//-)および平行方向II(//⊥)では同様の状態はより大きな55Aで得られた。また、開先幅0.5mmの場合のプラズマブレイズ溶接の適正条件範囲を図9に示

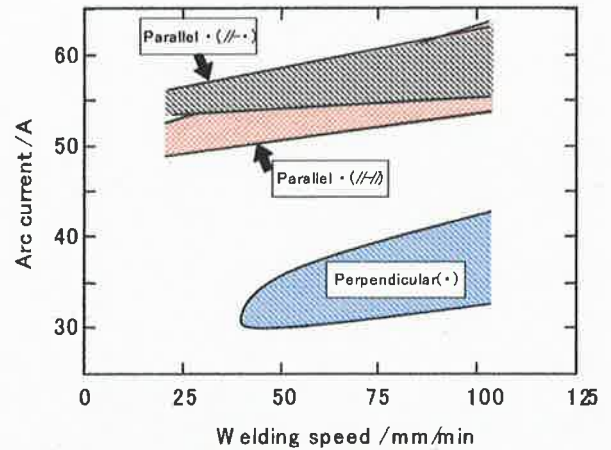


図9 ロータス型ポーラス銅のプラズマブレイズ溶接の適正条件範囲(気孔率45%、板厚2mm、開先幅0.5mm)

す。垂直方向(⊥)の場合、平行方向I(//-)および平行方向II(//⊥)より低いアーク電流で継手形成が可能であり、ポア伸張方向と溶接方向との関係による溶込み形状の異方性が明らかに認められた。

プラズマブレイズ溶接のポア方向依存性は、ロータス型ポーラス金属の熱伝導率の異方性に起因すると考えられる。式(1)を用いると、試料の気孔率45%、ノンポーラス金属の熱伝導率 λ_n より、ポア伸張方向に対して平行方向の熱伝導率 λ_{eq}^{\parallel} は $0.55\lambda_n$ 、垂直方向の熱伝導率 λ_{eq}^{\perp} は $0.38\lambda_n$ となる。ここでこれらの値がポア伸張方向に対するものであることに注意し、試料配置が垂直方向(⊥)、平行方向I(//-)、および平行方向II(//⊥)における板厚(溶込み深さ)方向の熱伝導率を考えると、それぞれ $0.55\lambda_n$ 、 $0.38\lambda_n$ 、および $0.38\lambda_n$ となり、溶込み深さ方向の熱伝導率は、垂直方向>平行方向IおよびIIとなる。このため、垂直方向では平行方向より低いアーク電流で板裏面まで十分に加熱され、低いアーク電流でブレイズ溶接ができる。また、継手

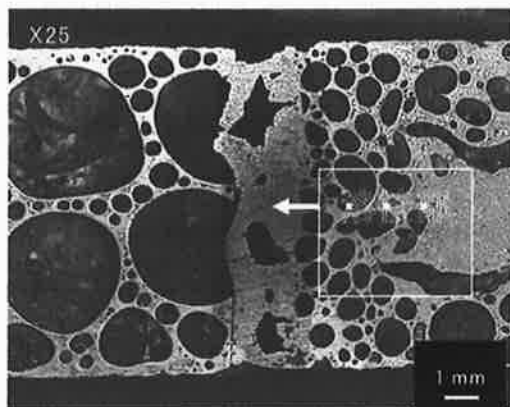


図10 ロータス型ポーラス炭素鋼のファイバーレーザ溶接部断面組織

部にはブローホールが認められるが、ブローホール内には主に N_2 、Arおよび CO_2 が検出された。これは密閉ポア内の残存水素ガスの噴出に伴い、プラズマアークが不安定になり、空気やシールドガスを巻込むことによりブローホールが形成されたことを示唆していた。しかしロータス型ポーラス銅素材の真空脱ガス熱処理や、あるいはV形開先とすることで母材溶融量を抑制することによりブローホール発生を著しく低減することができた。

4. 大型ロータス型ポーラス炭素鋼の溶接

これまではロータス型ポーラス金属の試料サイズは比較的小サイズに限られていたが、最近では寸法の大規模な大型ロータス型炭素鋼の製造が可能となっており、例えば軽量構造部材としての用途が期待されている。図10は連続鋳造法により得られた板厚10mmのロータス型炭素鋼のレーザ溶接部断面組織である。板厚増加に対応して、深溶込み溶接が可能な10kW級大出力ファイバーレーザによる溶接を行ったものである。突合せ開先面には溶加材として0.8mmの軟鋼製シートをはさみ、このシート材を主に溶融するようにレーザビームを照射したものである。レーザ出力10kW、溶接速度2m/minである。溶融部にはブローホールの発生が認められるが、板厚10mmを貫通した溶接部が得られている。また図11は軟鋼板との異材溶接継手断面であり、レーザビームを軟鋼側にわずかにずらして照射することにより、ロータス型ポーラス炭素鋼との異材溶接継手が得られた。この場合は溶加材は使用していない。

さらに板厚20mm級の大型ロータス型炭素鋼の溶接には、より大出力のレーザ溶接機が必要であるが、現状では困難である。しかし、ごく最近の研究成果では、マグ(MAG)アーク溶接法に新たなアイデアで工夫を加えることにより板厚20mmの大型ロータス型炭素鋼の溶接が可能となっており、今後の新たな展開が開けてきている。

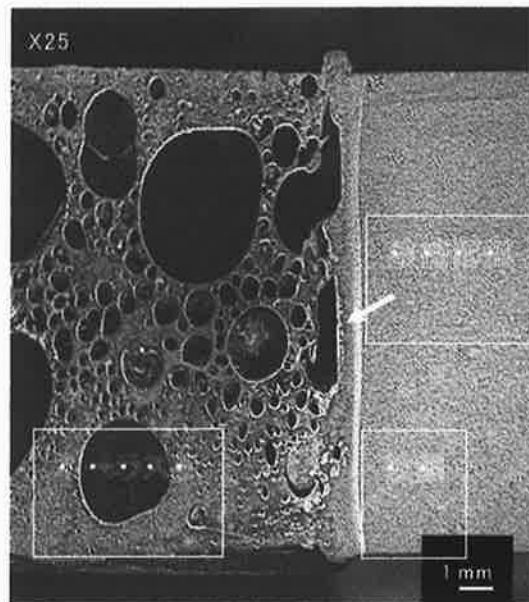


図11 ファイバーレーザ溶接によるロータス型ポーラス炭素鋼と軟鋼板との異材溶接部断面組織

5. おわりに

新しいタイプのポーラス金属であるロータス型ポーラス金属は種々の優れた特性を有している。その実用化のためにも溶接・接合技術の速やかな確立が望まれる。本稿が関係各位に少しでもお役に立てれば幸いである。

なお使用したデータは大阪大学産業科学研究所 中嶋英雄教授、大阪大学接合科学研究所 津村卓也助教、東北大学多元物質科学研究所 村上太一助教らとの共同研究に基づくものであり、また(株)日本鉄鋼協会「ポーラス金属物性データベース構築研究会」、並びにNEDO「高度機械加工システム開発事業」の支援を受けたものであり、記して謝意を表します。

引用文献

- 1) U. Dilthey and M. Kessel, Lichtbogenschweißen von Aluminiumschaumverbindungen, DVS-Berichte, 220, 216-218 (2002).
- 2) Th. Bölinghaus and W. Bleck, Laser Beam and Inert Gas-shielded Arc Welding of Foamable Aluminum, Cellular Metals and Metal Foaming Technology, 495-500 (2001).
- 3) A. G. Pogibenko, V. Y. Konkevich, L. A. Arbutova, and V. I. Ryazantsev, The Weldability of Aluminum-based Foam Materials, Weld. Int., 15, 312-316 (2001).
- 4) T. Bernard, J. Burzer, and H. W. Bergmann, Mechanical Properties of Structures of Semifinished Products Joined to Aluminum Foams, J. Mater. Process. Tech., 115, 20-24 (2001).
- 5) K. Kitazono, A. Kitajima, E. Sato, J. Matsushita, and K. Kuribayashi,

- Solid-state Diffusion Bonding of Closed-cell Aluminum Foams, *Mater. Sci. Eng.*, A327, 128-132 (2002).
- 6) H. Haferkamp, J. Bunte, D. Herzog, and A. Ostendorf, Laser Based Welding of Cellular Aluminium, *Sci. Technol. Weld. Joining*, 9, 65-71 (2004).
 - 7) H. Nakajima, T. Ikeda, and S. K. Hyun, Fabrication of Lotus-type Porous Metals and Physical Properties, *Cellular Metals: Manufacture, Properties, Applications*, 191-202 (2003).
 - 8) 中嶋英雄、玄丞均、村上健児、一方向凝固法によるポーラス銅の創製と機械的性質、*伸銅技術研究会誌*, 39, 207-214 (2000).
 - 9) S. K. Hyun, K. Murakami, and H. Nakajima, Anisotropic Mechanical Properties of Porous Copper Fabricated Unidirectional Solidification, *Mater. Sci. Eng.*, A299, 241-248 (2001).
 - 10) 玄丞均、中嶋英雄、ロータス型ポーラス銅の圧縮および曲げ特性、*銅と銅合金*, 42, 77-82 (2003).
 - 11) S. K. Hyun and H. Nakajima, Anisotropic Compressive Properties of Porous Copper Produced by Unidirectional Solidification, *Mater. Sci. Eng.*, A340, 258-264 (2003).
 - 12) T. Ogushi, H. Chiba, H. Nakajima, and T. Ikeda, Measurement and Analysis of Effective Thermal Conductivities of Lotus-type Porous Copper, *J. Appl. Phys.*, 95, 5843-5847 (2004).
 - 13) 池田輝之、中嶋英雄、ロータス型ポーラスマグネシウムの作製と機械的性質、*鑄造工学*, 74, 812-816 (2002).
 - 14) 池田輝之、星山英男、中嶋英雄、ロータス型ポーラスマグネシウムおよびその合金の作製と機械的性質、*軽金属*, 54, 388-393 (2004).
 - 15) M. Kashiara, H. Yonetani, T. Kobi, S. K. Hyun, H. Nakajima, Fabrication of Lotus-type Porous Carbon Steel by Unidirectional Solidification in Nitrogen Atmosphere, *Porous Metals and Metal Foaming Technology*, 215-218 (2005).
 - 16) S.K. Hyun, J.S. Park, M. Tane, and H. Nakajima, Fabrication of Louts-type Porous Metals by Continuous Zone Melting and Continuous Casting Techniques, *Porous Metals and Metal Foaming Technology*, 211-214 (2005).
 - 17) T. Murakami, K. Nakata, T. Ikeda, H. Nakajima, and M. Ushio, Weld Fusion Property of Lotus-type Porous Copper by Laser Beam Irradiation, *Mater. Sci. Eng.*, A357, 134-140 (2003).
 - 18) T. Murakami, T. Tsumura, T. Ikeda, H. Nakajima, and K. Nakata, Anisotropic Fusion Profile and Joint Strength of Lotus-type Porous Magnesium by Laser Welding, *Mater. Sci. and Eng.*, A, in press (2007).
 - 19) H. Yanagino, T. Tsumura, H. Nakajima, S. K. Hyun, and K. Nakata, Laser Welding of Lotus-type Porous Iron, *Mater. Trans.*, 47, 2254-2258 (2006).
 - 20) T. Tsumura, T. Murakami, S. K. Hyun, H. Nakajima, and K. Nakata, Analysis of Laser Fusion Zone of Lotus-type Porous Metals by 3-dimensional FEM, *Mater. Sci. Forum*, 502, 499-504 (2005).
 - 21) T. Tsumura, T. Murakami, H. Nakajima, and K. Nakata, Numerical Simulation of Laser Fusion Zone Profile of Lotus-type Porous Metals, *Mater. Trans.*, 47, 2248-2253 (2006).
 - 22) T. Tsumura, F. Ye, T. Murakami, H. Nakajima, and K. Nakata, Prediction of Laser Fusion Zone Profile of Lotus-type Porous Metals by 3D Heat Transfer Analysis, *Solid State Phenom.*, 127, 307-312 (2007).
 - 23) Y. S. Touloukian, R. W. Powell, C. Y. Ho, and P. G. Klemens, *Thermophysical Properties of Matter: Vol.1; Thermal Conductivity: Metallic Elements and Alloys*, IFI/Plenum Data Corp., New York (1970), p. 207.
 - 24) T. Lyman, H. E. Boyer, P. M. Unterweiser, J. E. Foster, J. P. Hontas, and H. Lawton, *Metals Handbook*, 8th ed.; Vol.1: Properties and Selection of Metals, American Society for Metals, Ohio (1967), p. 1214.
 - 25) 矢川、宮崎、有限要素法による熱応力クリープ・熱伝導解析、サイエンス社、東京 (1985), pp.9-13.
 - 26) 物理学事典(縮刷版)、培風館、東京 (1984), p. 1537.
 - 27) Y. Arata, Narrow Gap High Energy Density Beam Welding (1) -Principle-, *Trans. JWRI*, 2, 119-120 (1973)