

粒子法と X 線その場観察を用いたステンレス鋼 レーザ溶接時のキーホール形成機構解明

千村 伊作*, 川人 洋介**, 村川 英一**

*大阪大学大学院 (〒565-0871 吹田市山田丘 2-1)

**大阪大学接合科学研究所 (〒567-0047 茨木市美穂ヶ丘 11-1)

kawahito@jwri.osaka-u.ac.jp

Clarification of Keyhole Formation in Laser Welding of Stainless Steel with Particle Method
and X-ray in-situ Observation

CHIMURA Isaku, KAWAHITO Yousuke and MURAKAWA Hidekazu

(Received November 16, 2015)

Keyhole formation in laser welding is essential process. According to X-ray in-situ observation of melt-run welding for stainless steel at laser powers from 4 to 8 kW or welding speeds from 50 to 165 mm/s, it was found that the growth rate of the keyhole was decelerated greatly during the keyhole formation. Particle method considering Fresnel absorption and vapor recoil pressure shows that the calculated deceleration was in correspondence with the experimental growth rate. It was revealed from comparison between the calculated results and the X-ray observations that evaporation rate, which is one of the important factors for keyhole, was decreased as the main part irradiated by a high-power-density laser beam was changed from the keyhole tip to the keyhole wall induced by multi reflection. It indicates the possible application of the particle method for laser welding process with large displacements and fast phenomenon.

Key words : laser welding, keyhole, particle method, X-ray in-situ observation, stainless steel

1. 緒 言

レーザ溶接は、レーザ照射部が瞬時に局所溶融・蒸発し、高速・精密溶接が可能な溶接法である。また、低入熱のため、溶接ひずみが軽減され、高効率溶接でき、生産革新の有効な方法である¹⁾。これまでにキーホールの形成機構に関する理論的・実験的な研究が実施されてきた²⁻¹²⁾。たとえば、深溶け込みレーザ溶接において、レーザ吸収、熱伝導、蒸発、溶融および相変化等の物理現象を考慮した数値計算によって熱的および流体力学的効果が明らかにされてきた²⁻⁸⁾。また、キーホール挙動および溶接欠陥ポロシティ生成機構等が X 線その場観察によって解明されてきた⁹⁻¹²⁾。しかし、明らかにされたレーザ溶接現象は限定的であり、高品質レーザ溶接には、詳細な現象解明が必要である。

本研究では、ステンレス鋼に対し、高輝度・高出力レーザによるメルトラン溶接を行い、X 線その場透視観察法を用いてキーホール形成過程を高速度観察した。また、キーホール形成過程の粒子法に基づく数値計算結果と比較することで、レーザ照射による温度変化や相変化、溶融部の挙動を明らかにするとともに、キーホール現象を特徴づける蒸発速度の変化とその原因を示し、理論的な視点から、キーホール形成機構の詳細な解明を試みた。

2. 供試材および実験方法

供試材はオーステナイト系ステンレス鋼 SUS304 の板材 (幅 3 mm, 板厚 50 mm, 長さ 150 mm) である。実験に使用したレーザ発振器は、最大出力 16 kW の連続発振型のディスクレーザ装置で、波長 1.03 μm である。実験構成を模式的に Fig. 1 に示す。レーザ光は、発振器からコア径 $\phi 0.2$ mm のファイバによってレーザ加工ヘッドに伝送され、スパッタ抑制のため前進角 10 度で、焦点距離 280 mm

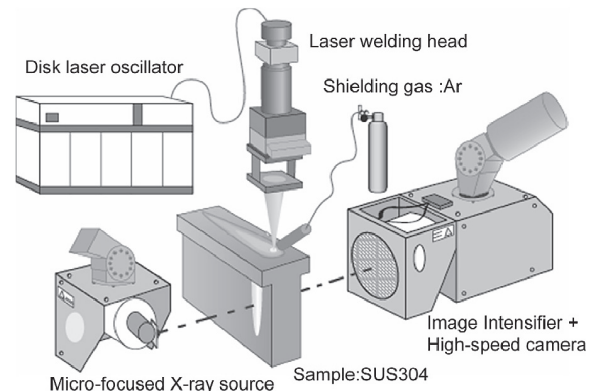


Fig. 1 Schematic illustration of experimental setup for X-ray in-situ observation of keyhole formation in laser welding.

Table 1 Laser welding conditions.

Laser power, P	4, 6, 8 kW
Welding speed, v	50, 100, 167 mm/s

のレンズで集光され、ビームスポット径は $\phi 0.27$ mm になる。焦点位置は供試材表面である。Table 1 に示す各溶接条件下で、メルトラン溶接を実施した。

溶融池内部のキーホール生成過程を X 線その場観察するため、マイクロフォーカス X 線発生装置(最大電圧 230 kV, 最大電流 1 mA, 最高解像度 4 μ m)からの X 線を、供試材に透過させ、高速応答イメージングイテンシファイア(残光時間: 0.1 ms)と高速度カメラ(最大 10,000 fps)によって可視化し、2,000 fps で観察した。

3. 数値計算手法

粒子法では、解析対象を領域分割することなく、計算対象に均等に配置した点の情報に基づき、連続体の力学計算が可能であり、キーホールのような大変化を伴う自由表面の計算に適している。

本数値計算では、供試材の金属を、縦横高さ方向に等間隔に三次元的に配置した粒子群としてモデルとした。空間に配置された粒子は、速度、温度などの物理量の情報を持ち、流れに従って移動する。また、本数値計算で使用した粒子法は、非圧縮流れの MPS (moving particle semi-implicit) 法^{13,14)}を基にレーザー溶接用に独自に開発した。

3.1 粒子計算モデル

ステンレス鋼材 SUS304 に対し、レーザー移動照射時の溶融現象について、Fig. 2 に示す幅 4 mm, 板厚 6 mm, 長さ 7.2 mm の直方体モデル(粒子間隔 0.08 mm, 粒子数 352,716)を用い、Table 2 に示す供試材の材料物性^{15,16)}および Table 3 に示す溶融後の材料物性¹⁶⁾を与え、Table 1 のレーザー溶接条件下で数値計算を行った。なお、溶融金属の熱伝導率は、溶融池内の湯流れによる影響を考慮して与える。SUS304 のレーザー溶接時には、キーホール周囲から溶融池の下部または上部を通して溶融池後方へ流れ、その後キーホールに戻ってくる複雑な流れが生じ、その速さは平均で

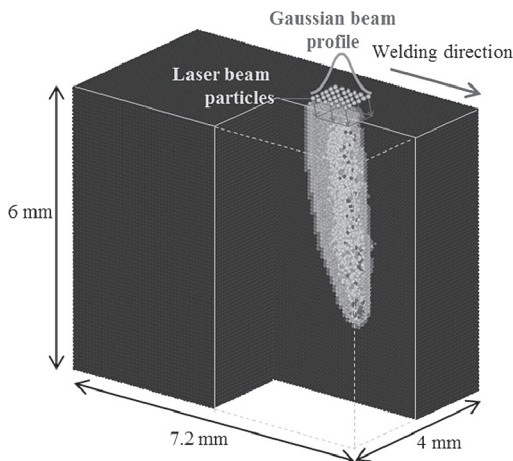


Fig. 2 MPS-calculated model of keyhole formation in laser welding.

0.5 m/s であることが報告されており⁹⁾、このような粒子法で表現されない複雑かつ高速な流動による熱輸送をキーホール形成過程でも考慮する必要がある。本計算では、安定したキーホール形状が得られ、キーホール成長速度が実験と最も良く一致することから、固相の 5 倍の熱伝導率を用いた。

また、移動照射については、レーザーを固定し、溶接速度に合わせて粒子モデルを後方に移動させ、最後列では粒子を消去し、最前列では固相の粒子を所定の配置で生成させて計算を行った。

3.2 支配方程式

溶融金属の非圧縮流れの計算は、次の連続の式とナビエ・ストークスの方程式に従う。 $\frac{D}{Dt}$ はラグランジュ微分であり、流体とともに移動する視点による時間微分である。

$$\frac{D\rho}{Dt} = 0 \tag{1}$$

$$\frac{D\mathbf{u}}{Dt} = -\frac{1}{\rho} \nabla P + \nu \nabla^2 \mathbf{u} + \mathbf{g} + \frac{1}{\rho} \mathbf{S} \tag{2}$$

ただし、

- \mathbf{g} : 重力加速度,
- P : 圧力,
- \mathbf{S} : 表面張力,
- \mathbf{u} : 速度,
- ν : 動粘性係数,
- ρ : 密度.

固体および溶融金属の温度変化は次の式に従う。

$$\rho c \frac{DT}{Dt} = \lambda \nabla^2 T + Q \tag{3}$$

- c : 比熱容量,
- Q : 入熱量,
- T : 温度,
- λ : 熱伝導率.

本研究で用いる MPS 粒子法¹⁷⁾では、重み関数を用いて粒子同士の相互作用の大きさを規定し、支配方程式に含まれる密度や物理量の勾配、ラプラシアンなどを算出する。

Table 2 Material properties of stainless steel.

Density, ρ	0.00793 g/mm ³
Specific heat capacity, c	500 mJ/g K
Thermal conductivity, λ	16 mJ/mm Ks
Melting temperature, T_m	1,723 K
Heat of melting, h_m	1,929 mJ/mm ³

Table 3 Material properties of molten steel.

Surface tension, σ	0.00148 N/mm
Kinematic viscosity, ν	0.71 mm ² /s
Thermal conductivity, λ	80 mJ/mm Ks
Boiling temperature, T_b	3,135 K
Heat of evaporation, h_b	47,488 mJ/mm ³

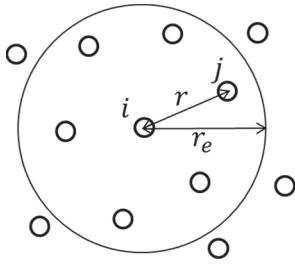


Fig. 3 Particle and interaction.

Fig. 3 に示す距離 r の粒子 i と粒子 j の相互作用の重みは、次の関数にて与える。

$$w(r) = \begin{cases} \frac{r_e}{r} - 1 & (0 \leq r < r_e) \\ 0 & (r_e \leq r) \end{cases} \quad (4)$$

r_e は重み関数の定義域の半径である。この領域内にて粒子間での相互作用関係を与え、距離が近いほど影響は大きくなる。本計算手法では、重み関数の半径を、密度の計算には初期粒子間距離の 2.1 倍、圧力の計算では 4.0 倍とする¹⁷⁾。

粒子 i の近傍の粒子 j に対して、式(4)の重み関数の和を取ったものを粒子数密度と呼び、次の式で与えられる。

$$n_i = \sum_{j \neq i} w(|\mathbf{r}_j - \mathbf{r}_i|) \quad (5)$$

ここで、 \mathbf{r}_i , \mathbf{r}_j はそれぞれ粒子 i , j の位置ベクトルである。

粒子 i における密度は、粒子の質量 m , 重み関数を用いて次式で計算する。

$$\rho(\mathbf{r}_i) = \frac{m \sum_{j \neq i} w(|\mathbf{r}_j - \mathbf{r}_i|)}{\int_{\Omega} w dV} \quad (6)$$

物理量 ϕ の勾配は、次のモデルを用いて計算する。

$$\langle \nabla \phi \rangle_i = \frac{d}{n^0} \sum_{j \neq i} \left[\frac{(\phi_j - \phi_i)(\mathbf{r}_j - \mathbf{r}_i)}{|\mathbf{r}_j - \mathbf{r}_i|^2} w(|\mathbf{r}_j - \mathbf{r}_i|) \right] \quad (7)$$

ここで、 d は空間次元数で、3 次元では 3 である。 n^0 は初期粒子配置での粒子数密度である。

ラプラシアンは、次のモデルを用いて計算する。

$$\langle \nabla^2 \phi \rangle_i = \frac{2d}{\lambda n^0} \sum_{j \neq i} [(\phi_j - \phi_i) w(|\mathbf{r}_j - \mathbf{r}_i|)] \quad (8)$$

粒子 i の物理量 ϕ を近傍の粒子 j に重み関数に従って分配することを意味している。ここで λ は、物理量の分布の分散を解析解と一致させるための係数である¹⁴⁾。

3.3 相変化

レーザー照射によって加熱された材料は、エンタルピーの変化に従い、固相から液相、気相へと変化する。これらの相変化を考慮するため、モデル化した。各粒子は、固相または液相の状態を持ち、吸収した熱量に応じて温度変化する。融点 ($T_m = 1,723$ K) または沸点 ($T_b = 3,135$ K) に達した場合、1 粒子分の潜熱を得るまで、エンタルピーは増加するが、温度は一定である。このとき、粒子内に二相が混合する状態に相当するが、本計算では溶融潜熱 ($h_m = 1,929$

mJ/mm³) を得るまでの粒子は固相とし、気化潜熱 ($h_b = 47,488$ mJ/mm³) を得るまでの粒子は液相として扱った。冷却過程においては、液相の粒子は潜熱を放出して固相へと変化する。本計算にて用いた粒子の相とエンタルピーの関係を表す相変化モデルを Fig. 4 に示す。なお、気相に変化する粒子はモデルから消去し、蒸発に伴う反跳圧は考慮する。キーホール壁面への金属蒸気の再付着は、本研究で着目するキーホールの成長に対して影響が小さいと考え、無視した。より詳細に溶融池の挙動を分析するための金属蒸気の再付着のモデル化は、今後の課題である。

3.4 レーザ照射

レーザー照射による入熱は、フレネル吸収に従って、母材、溶融池およびキーホール表面に対してレーザーの反射を考慮して行われる。ここでは、レーザー光を表す光粒子を用い、金属の粒子計算の時間ステップ毎にこれらを投射して、表面での多重反射を計算し、エネルギー吸収を与えた。具体的には、Fig. 2 に示すように直方体モデル上面から高さ 0.4 mm の位置に光粒子 6×6 個を一辺 0.10 mm の正方形に配置し、エネルギー分布は次のガウス分布を仮定した。

$$f(X) = C \exp\left(-\frac{X^2}{2\sigma^2}\right) \quad (9)$$

$$X = \frac{x}{r} \quad (10)$$

x : レーザ照射中心からの距離,

r : レーザ照射半径,

C : 光粒子のエネルギーの合計値が、レーザー出力によるエネルギーと等しくなるように定めた係数,

σ^2 : レーザ照射中心からの無次元距離 X に関する分散。

本計算では 0.36² とし、照射径内のエネルギー分布を表した。分布を Fig. 5 に示す。

光粒子は、エネルギーの合計値が Table 1 に示すレーザー出力による時間増分 Δt 間のエネルギーと等しくなるように設定し、広がり角 50 mrad を設定した。投射された光粒子は、0.04 mm 毎に直進し、照射面探索範囲(半径 $R = 0.08$ mm)内に粒子を検出した場合、その粒子位置を表面とし、表面の法線について対称に反射する。表面の法線方向は、表面粒子位置における粒子数密度の勾配ベクトルの向きと

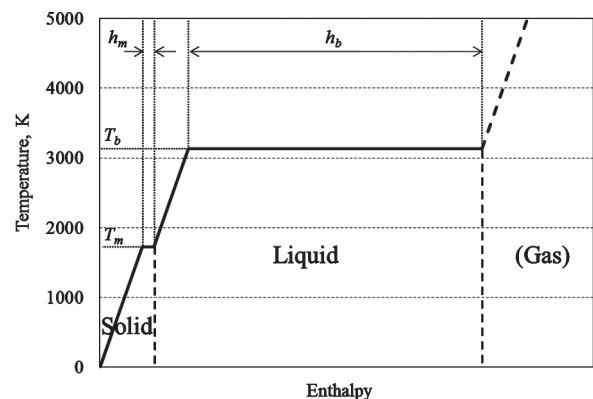


Fig. 4 Relationship between enthalpy and phase of particle.

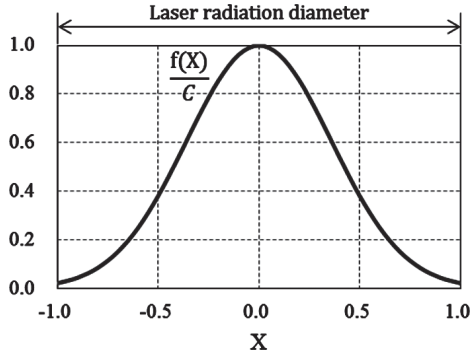


Fig. 5 Gaussian distribution ($\sigma^2=0.36^2$).

する。探索領域内に複数の粒子を検出した場合は、法線方向はそれらの平均とする。照射範囲は、光粒子周囲の照射面探索範囲半径 R の 0.08 mm を加えて幅 0.26 mm に広がり、実験で使用されたレーザ光のスポット径 0.27 mm と同等の照射にした。なお、光粒子 6×6 個は、金属粒子の配置間隔 0.08 mm より密に配置し照射しており、これ以上光粒子の間隔を小さく、配置数を増やした場合にも、計算結果の違いは僅かであることを確認している。

3.5 フレネルの光吸収率

レーザ光を表す光粒子が衝突された箇所の粒子にエネルギーを与えるとき、光学の偏光特性と入射角度によって吸収率 A が異なる。ここでは、 p 偏向に対する吸収率 A_p 、 s 偏向に対する吸収率 A_s を考慮した。具体的には、入射角 θ における光の吸収率は次のフレネルの式で与えた。

$$A_p = \frac{4n \cos \theta}{(n^2 + k^2) \cos^2 \theta + 2n \cos \theta + 1} \quad (11)$$

$$A_s = \frac{4n \cos \theta}{n^2 + k^2 + 2n \cos \theta + \cos^2 \theta} \quad (12)$$

- n : 屈折率,
- k : 消衰係数,
- θ : 入射角.

Table 4 に示す鉄の光学定数¹⁸⁾に基づいた、入射角度と吸収率の関係を Fig. 6 に示す。実験に使用したレーザがランダム偏光であるので、数値計算ではレーザ反射時の吸収率 A は、 p 偏光と s 偏光の平均値 $\frac{A_p + A_s}{2}$ を採用した。また、キーホール壁面において間隔 0.08 mm の粒子で表現できない凹凸による局所的な反射を考慮した係数 α を乗じた値を用いた。本計算では、キーホールの形状と成長速度が実験と最も良く一致することから、 $\alpha = 2$ を用いている。レーザ光粒子の表面における反射とエネルギー変化の様子を Fig. 7 に示す。エネルギー E_i を保有する光粒子は、入射角 θ における吸収エネルギー $E_i A$ を反射表面の粒子に受け渡す。半径 R の反射面探索領域内に、複数の粒子が存在する場合は、吸収エネルギーを均等に配分する。反射後の光粒子のエネルギーは、 $E_i(1-A)$ に減少し、さらに反射を繰り返す。

3.6 蒸発反跳圧

レーザ照射によって加熱され、溶融池表面に蒸発が生じると、蒸発気体により反跳圧が発生する。Knudsen 層における蒸発気体速度 v_T は、原子速度の $1/4$ として次式で与えられる¹⁹⁾。

$$v_T = \frac{1}{4} \sqrt{\frac{8kT}{\pi m_a}} \quad (13)$$

- k : ボルツマン定数,
- m_a : 原子の質量,
- T : 沸点.

このとき、反跳圧 p_T は以下の式で求められ、蒸発が生じる位置の粒子に対して表面の法線方向に与えた。表面の法線は、レーザ光の反射計算と同様に、表面粒子位置における粒子数密度の勾配ベクトルの向きとする。1 粒子分の蒸発に伴う反跳圧を 1 ステップで与えると、キーホール形状が安定しないため、1 粒子の蒸発を 1,000 回に分け、1 粒子の $1/1,000$ の気化潜熱を得る度に、蒸発反跳圧を与えた。

$$p_T = \frac{\dot{m}_v v_T}{S} \quad (14)$$

ここで、 S は蒸発面積、 \dot{m}_v は蒸発速度 (単位時間当たりの

Table 4 Optical constant of Fe at 1,809 K.

Refractive index, n	3.6
Extinction coefficient, κ	5

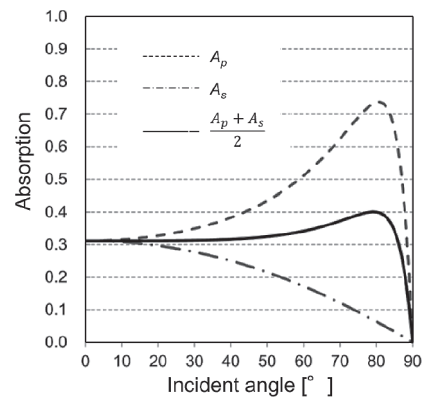


Fig. 6 Relationship between incident angle of laser beam and absorption.

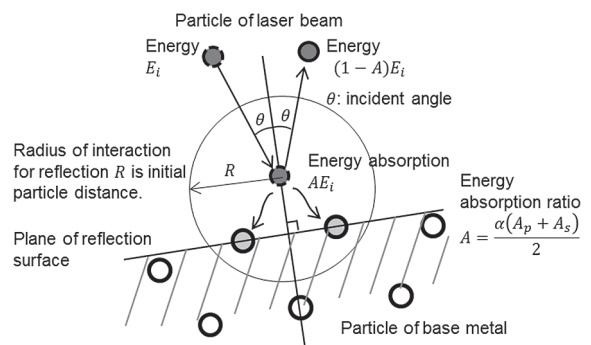


Fig. 7 Schematic illustration of calculation for laser beam reflection and energy absorption.

蒸発質量)であり、次の式で表される。

$$\dot{m}_v = \frac{P_v}{L_v} \quad (15)$$

P_v は蒸発に消費されるレーザー出力、 L_v は単位質量当たりの蒸発潜熱である。

4. 実験結果および計算結果

4.1 キーホール形成についての実験観測と計算結果

レーザー出力 4, 6, 8 kW, 溶接速度 50, 100, 167 mm/s の条件下でステンレス鋼のメルトラン溶接に対して、X線その場観察を行った。一例として、6 kW レーザー出力、溶接速度 100 mm/s の X線透視観察結果を Fig. 8 に示す。なお、0 ms はレーザー照射開始時間である。照射開始 0.5 ms 後にキーホール先端は 1.5 mm に達し、2 ms 後までは 1.7 m/s の速度で成長し、3 ms 以降は大幅に減速して 0.01 m/s の速度で安定することが明らかになった。

次に、同溶接条件における粒子法による数値計算結果の中央断面の温度分布を Fig. 9 に示す。照射開始 0.5 ms 後にキーホール先端は 1.4 mm に達し、2 ms 後までは 1.2 m/s の速度で成長し、3 ms 以降は 1 桁小さい 0.09 m/s の速度で成長する結果が得られた。

X線透視観察結果と比較し、キーホール形成過程が数値計算で再現されていることが確認された。また、Fig. 9 が示すように、照射 1 ms 後にはキーホールが形成するが、融点温度 T_m である 1,723 K 以上に達する領域は、キーホール表面から 1 粒子分 0.08 mm 以内であり、熔融池はほとんど生成されていない。10 ms 後にはキーホール後方 0.8 mm 程度の範囲で融点温度以上となり、熔融池の広がり確認された。本数値計算法によって、本溶接条件下ではキーホール生成後、熔融池が拡大していくことがわかった。

4.2 キーホール形成と蒸発速度との関係

キーホール内部でのレーザー光の反射経路を Fig. 10 に示す。レーザー照射 0.5 ms 後には、深さ 1.4 mm のキーホールが生じ、キーホール先端 1 mm の範囲に到達するレーザー光

は 5.5 kW 以上であった。特に、太線で示すレーザープロファイルの中央部の 4 粒子 (パワー密度 0.4 MW/mm² 相当) で表されるレーザー光は、キーホール先端に向かって進み、底部にて蒸発を起こし、キーホールを成長させた。レーザー照射

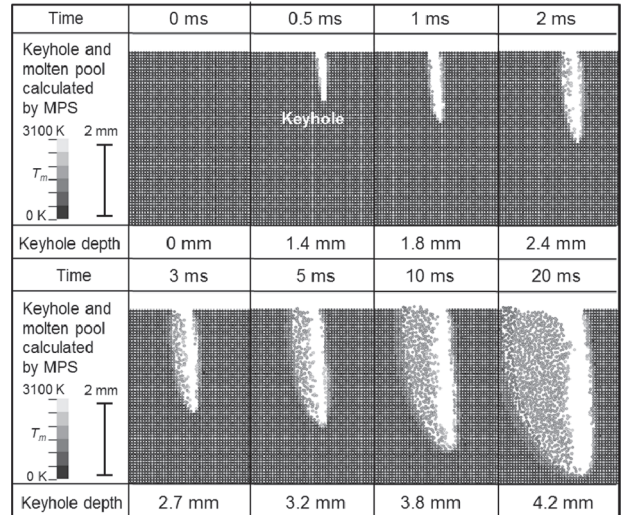


Fig. 9 MPS calculated results of keyhole formation at 6 kW power and 100 mm/s speed.

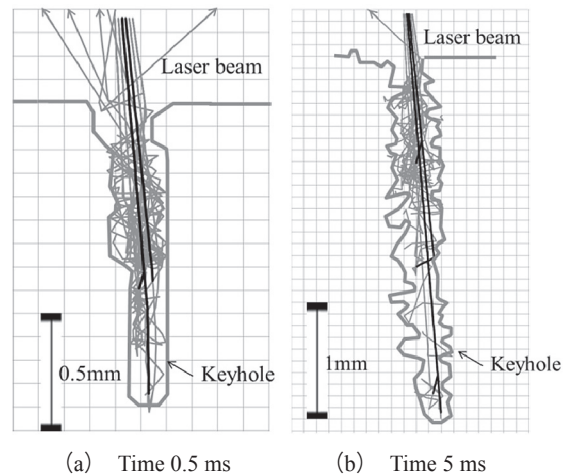


Fig. 10 Calculated laser reflection in keyhole at 6 kW power and 100 mm/s speed.

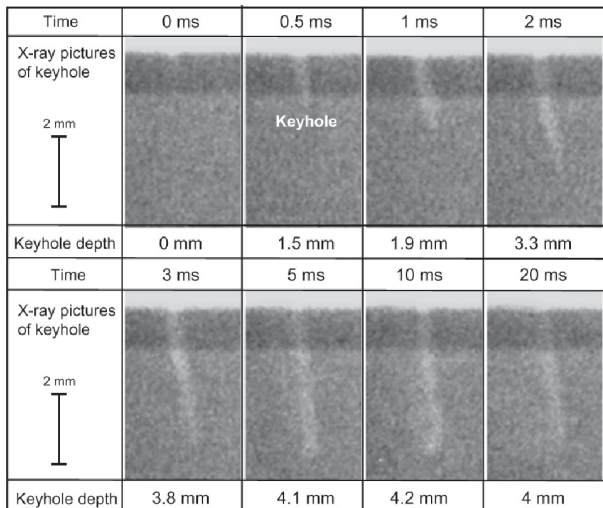


Fig. 8 X-ray transmission observation results of keyhole formation at 6 kW power and 100 mm/s speed.

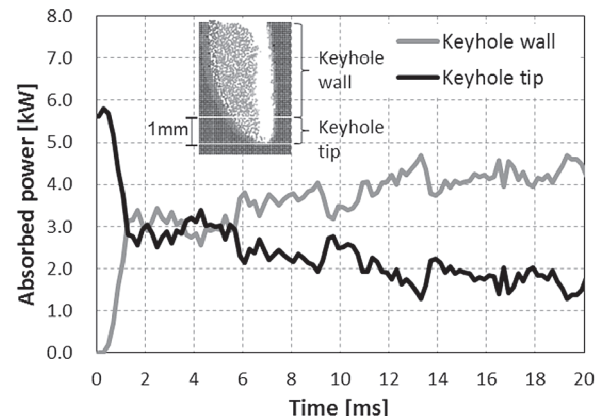


Fig. 11 Calculated absorbed power in keyhole at 6 kW power and 100 mm/s speed.

5 ms 後では, キーホール深さは 3.2 mm に達し, レーザ光はキーホールの中を多重反射しながら進むため, キーホール先端 1 mm の範囲に到達するレーザー光は 3.0 kW 程度にまで減少した. レーザパワーのキーホール先端 1 mm の範囲での吸収量と, その他壁面での吸収量の変化を Fig. 11 に示す. キーホールが形成する過程では, キーホール先端のレーザー加熱から, レーザ光の多重反射を含むキーホール壁面への加熱に移行することが明らかになった. このときのキーホール先端に投入されるパワーの低下が, キーホール成長速度の大幅な低下の原因と解釈できる.

蒸発速度(単位時間当たりの蒸発質量であり, 式(15)で表される)はキーホール形成の重要な因子である. 数値計算にて得られた, レーザ照射時間とキーホール深さ 1 mm 当たりの蒸発速度の関係を Fig. 12 に示す. 供試材表面から深さ 1 mm 毎の区間の蒸発速度を積み上げて示している. なお, キーホール前壁すべてが蒸発することではなく, キーホール前壁の粒子は, 蒸発に伴う反跳圧を受け, 湯流れによって後方に移動している. 供試材表面から 1 mm 深さのキーホール(以下, 区間(1)と称す)では, 0.2 ms で蒸発速度は最大 0.63 g/s であり, 時間とともに 0.05 g/s 程度に 1 桁減衰した. 深さ 1 mm から 2 mm の区間(2)では, 1 ms で最大 0.25 g/s であり, 時間とともに 0.06 g/s 程度に減衰した. 深さ 2 mm 以降も同様な傾向で, 区間(3)では, 最大 0.26 g/s から 0.07 g/s 程度に減衰し, 区間(4)では, 最大 0.18 g/s から 0.08 g/s 程度に減衰した.

区間(1)から(4)までにおいて, キーホール先端が次の区間に到達するときに, 蒸発速度が最大値をとり, キーホール形成過程において, キーホール先端にて蒸発が最も多く生じていることが示された. また, キーホールの成長に伴い, 各区間での最大蒸発速度が 0.63 g/s から 0.18 g/s に 1/4 程度に減少していることがわかった. しかしながら, キーホールの成長が止まった区間(5)では, 蒸発速度は明瞭なピークをとらなかった.

20 ms での各区間での蒸発速度は, 0.05~0.08 g/s の値で, これらは供試材表面から 1 mm 毎の区間におけるキーホールの維持に必要な蒸発速度と推察される.

以上の蒸発速度の数値計算結果から, キーホールが深く

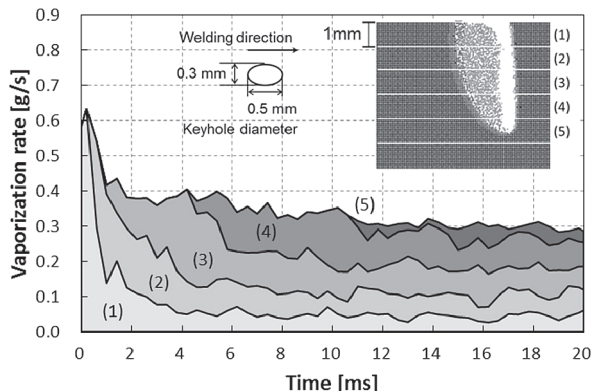


Fig. 12 MPS calculated results of vaporization rate at 6 kW power and 100 mm/s speed.

なるにつれて, 多重反射等によってキーホール壁に吸収されるレーザー光の割合が増加し, キーホールを成長させる穴掘りに必要な蒸発速度が確保できず, キーホール深さが決定されると考えられる.

4.3 キーホール形成におけるレーザー出力の影響

溶接速度 100 mm/s において, レーザ出力を 4, 6, 8 kW と変えた場合の粒子法に基づく数値計算によるキーホール深さおよび X 線透視観察から得られたキーホール深さを Fig. 13 に実線および破線にてそれぞれ示す. レーザ照射開始時間を 0 ms とする. 数値計算によって得られたキーホール生成過程の成長は, 実験結果と傾向が一致することが確認された. 数値計算の結果では, 0 ms から 2 ms までのキーホール成長速度は, レーザ出力 4 kW で 0.8 m/s, 6 kW で 1.2 m/s, 8 kW で 1.4 m/s となり, レーザ出力が大きいほど, 初期のキーホール成長速度は大きく, 深いキーホールが得られることがわかった. また, レーザ出力に関わらず, 5 ms 以降にはキーホール成長速度は 0.1 m/s 以下に低下した. なお, キーホールの成長速度が低下する 2~5 ms における数値計算の結果と比較し, 実験結果の成長速度は大きい. これは本計算手法で表現できていない現象による差異であり, 分析は今後の課題である.

レーザー出力 4 kW および 8 kW の場合について, キーホール深さ 1 mm 当たりの蒸発速度の関係を Fig. 12 と同様に Fig. 14 および Fig. 15 に示す. レーザ出力 6 kW の場合と同様にキーホール先端が次の区間に到達するときに, 蒸発速度の最大値が得られた. レーザ出力 4 kW と 8 kW について比較すると, レーザ出力の 2 倍に比例して, 蒸発の総量もほぼ 2 倍になることがわかった. また, 供試材表面から 1 mm 毎の区間におけるキーホールの維持に必要な蒸発速度は, 0.05~0.1 g/s であり, 供試材表面から深いほど増加傾向にあることが判明した.

4.4 キーホール形成におけるレーザー速度の影響

レーザー出力を 6 kW とし, 溶接速度を 50, 100, 167 mm/s と変えた場合の実験と数値計算の比較を Fig. 16 に示す. 溶接速度に関しても, 数値計算のキーホール生成過程は, 実験結果と傾向が一致した.

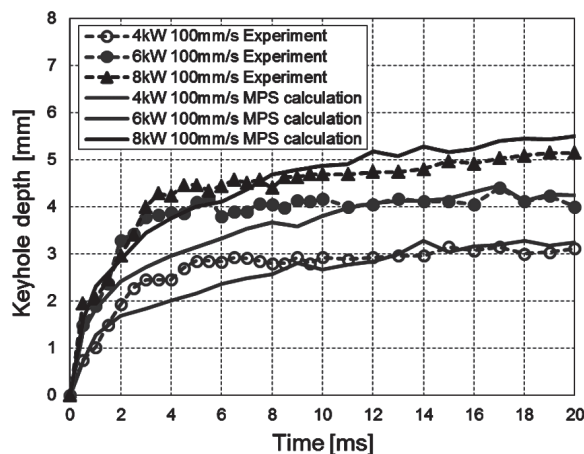


Fig. 13 Comparison between X-ray observation and calculated keyhole depth (4, 6, 8 kW, 100 mm/s speed).

数値計算の結果では、0 ms から 2 ms までのキーホール成長速度は、溶接速度 50 mm/s では 1.4 m/s、100 mm/s では 1.2 m/s、167 mm/s では 0.9 m/s となり、溶接速度が小さいほど、初期のキーホール成長速度は大きいことがわかった。また、溶接速度 50 mm/s では、5 ms 以降にも 0.18 m/s の速度で成長を続けたが、溶接速度 100 mm/s では、12 ms 以降のキーホール成長速度は 0.02 m/s と比較的小さく、成長はほぼ止まっている。溶接速度 167 mm/s では、10 ms

後にキーホールの成長が止まっており、レーザ溶接速度が小さいほど、深いキーホールが得られることが確認された。

次に溶接速度 50 mm/s および 167 mm/s の場合について、キーホール深さ 1 mm 当たりの蒸発速度の関係を Fig. 12 と同様に Fig. 17 および Fig. 18 に示す。両溶接速度とも、速度 100 mm/s の場合と同様にキーホール先端が次の区間に到達するときに、蒸発速度が最大値をとった。キーホール形成後の各区間においては、溶接速度 50 mm/s では 0.02 ~ 0.07 g/s の蒸発速度が維持され、溶接速度 167 mm/s では 0.08 ~ 0.2 g/s の蒸発速度が維持された。よって、溶接速度が大きくなると、供試材表面から 1 mm 毎の区間におけるキーホールを維持するのに必要な蒸発速度が増えることが明らかになった。

5. 結 言

高輝度・高出力レーザを用いてステンレス鋼に対しメルトラン溶接を行い、X線その場透視観察法によりキーホール形成過程を高速度観察した。また、キーホール形成過程を粒子法に基づく数値計算を行い、観察結果と比較することで、キーホール現象を特徴づける蒸発速度の変化とその原因を示し、理論的な視点から、キーホール形成機構を詳細に解明した。さらに、レーザ出力および溶接速度の蒸発速度への影響を明らかにした。本溶接条件下で得られた結果は以下の通りである。

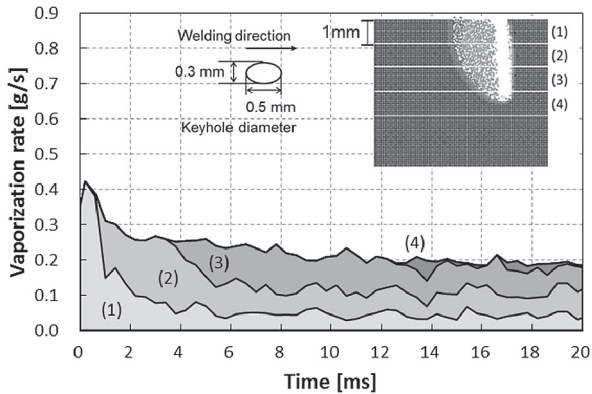


Fig. 14 MPS calculated results of vaporization rate at 4 kW power and 100 mm/s speed.

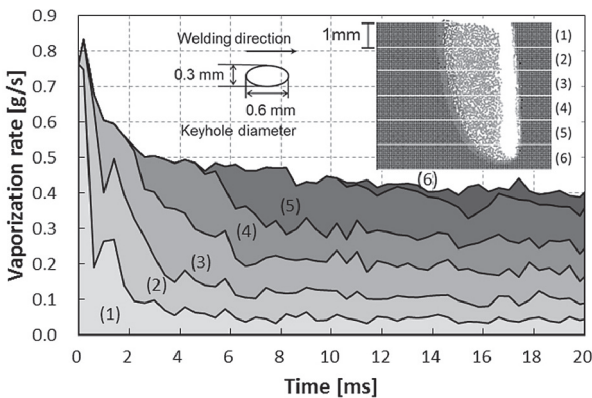


Fig. 15 MPS calculated results of vaporization rate at 8 kW power and 100 mm/s speed.

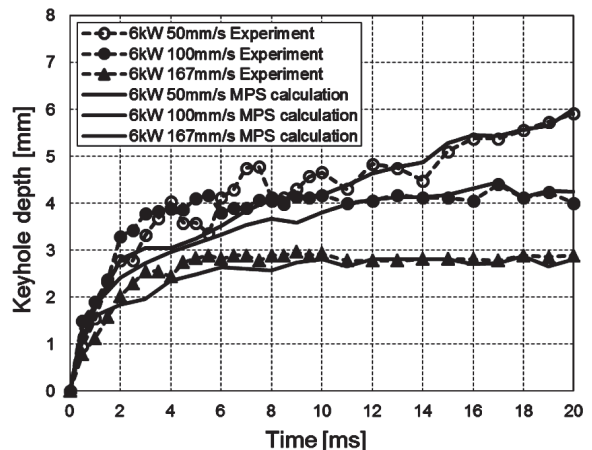


Fig. 16 Comparison between X-ray observation and calculated keyhole depth (6 kW, 50, 100, 167 mm/s speed).

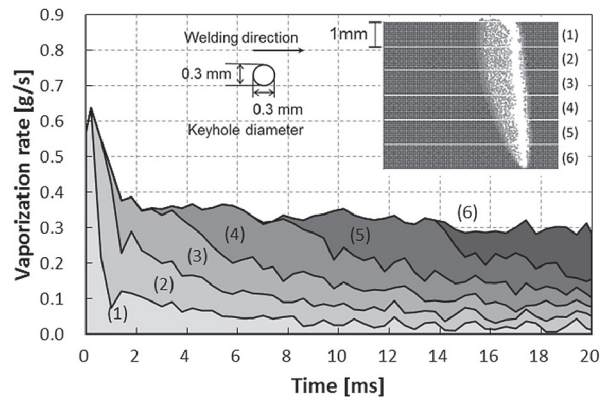


Fig. 17 MPS calculated results of vaporization rate at 6 kW power and 50 mm/s speed.

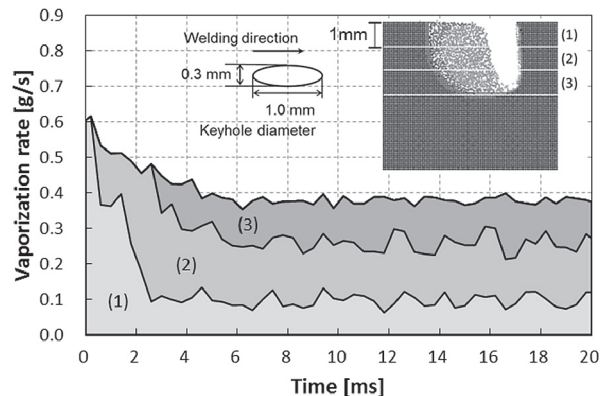


Fig. 18 MPS calculated results of vaporization rate at 6 kW power and 167 mm/s speed.

- (1) X 線透視観察結果から, レーザ出力 6 kW, 溶接速度 100 mm/s の溶接条件下でのキーホール形成過程において, レーザ照射直後の 1 m/s 以上のキーホール成長速度は, 3 ms 後には 0.01 m/s となり, 大幅に減速した. レーザ出力を 4, 8 kW とした, または溶接速度を 50, 167 mm/s とした溶接条件でも, 照射数 ms 後にキーホール成長速度の大幅な低下が確認された.
- (2) レーザ溶接特有のフレネル吸収や蒸発反力を考慮した粒子法に基づく数値計算結果が, レーザ出力 4, 6, 8 kW, 溶接速度 50, 100, 167 mm/s の溶接条件下で, レーザ照射直後のキーホール成長速度と照射数 ms 後の成長速度の大幅な減速の様子が, X 線透視観察結果と良く一致した.
- (3) キーホールの成長を表す重要な物理量である蒸発速度が数値計算によって算出され, キーホール先端のレーザーによる加熱から, レーザ光の多重反射を含むキーホール壁面の加熱に移行することが確認された. このときのキーホール先端に投入されるパワーの低下が, キーホール成長速度の大幅な低下の原因と解釈できる.
- (4) 溶接速度 100 mm/s の溶接速度一定の条件下では, レーザ出力に関わらず, 深さ 1 mm 当たり 0.05~0.1 g/s の蒸発速度が維持されていることが判明した. また, 蒸発速度は, 供試材表面から深い位置ほど増加する傾向にある. これは, キーホールを移動させながら維持するのに必要な蒸発速度と推察される.
- (5) 溶接速度が速くなるほど, キーホールを維持するのに必要な深さ 1 mm 当たりの蒸発速度が増加することが判明した.

以上の結果から, 本溶接条件下では, フレネル吸収や蒸発反力を考慮して開発した本粒子法は, レーザ溶接の数値計算手法として有用であることが明らかになった.

謝 辞

本研究の一部は, 平成 25 年度に採択された科学研究費基盤研究 B 「レーザー照射部の溶接ポロシティ制御によるその場局所マイクロポーラス金属の創成」の助成で行ったものであり, 関係各位に感謝申し上げます.

参考文献

- 1) Katayama, S.: Latest Development Trend of Laser Welding Technology, *J. Japan Welding Soc.*, **80**-7, (2011), 593-601, (in Japanese).
- 2) Otto, A., Koch, H., Leitz, K-H. and Schmidt, M.: Numerical Simulations — A Versatile Approach for Better Understanding Dynamics in Laser Material Processing, *Physics Procedia*, **12**, (2011), 11-20.
- 3) Ki, H., Mohanty, P.S. and Mazumder, J.: Multiple Reflection and Its Influence on Keyhole Evolution, *Journal of Laser Applications*, **14**-1, (2002), 39-45.
- 4) Cho, J.-H. and Na, S.-J.: Implementation of real-time multiple reflection and Fresnel absorption of laser beam in keyhole, *J. Phys. D: Appl. Phys.*, **39**, (2006), 5372.
- 5) Semak, V., Bragg, W.D., Damkroger, B. and Kempka, S.: Transient model for the keyhole during laser welding, *J. Phys. D: Appl. Phys.*, **32**-15, (1999), L61-L64.
- 6) Geiger, M., Leitz, K.-H., Koch, H. and Otto, A.: A 3D transient model of keyhole and melt pool dynamics in laser beam welding applied to the joining of zinc coated sheets, *Production Engineering*, **3**-2, (2009), 127-136.
- 7) Ki, H., Mohanty, P.S. and Mazumder, J.: Modeling of Laser Keyhole Welding, Part I. Mathematical Modeling, Numerical Methodology, Role of Recoil Pressure, Multiple Reflections, and Free Surface Evolution, *Metallurgical and Materials Transactions A*, **33**-6, (2002), 1817-1830.
- 8) Ki, H., Mohanty, P.S. and Mazumder, J.: Modeling of Laser Keyhole Welding, Part II. Simulation of Keyhole Evolution, Velocity, Temperature Profile, and Experimental Verification, *Metallurgical and Materials Transactions A*, **33**-6, (2002), 1831-1842.
- 9) Kawahito, Y., Uemura, Y., Doi, Y., Mizutani, M., Nishimoto, K., Kawakami, H., Tanaka, M., Fujii, H., Nakata, K. and Katayama, S.: Elucidation of effect of welding speed on melt flows in high-brightness and high-power laser welding of stainless steel on basis of three-dimensional X-ray transmission in-situ observation, *Quarterly J. Japan Welding Soc.*, **33**-1, (2015), 13-19, (in Japanese).
- 10) Kawahito, Y., Mizutani, M. and Katayama, S.: Defect Formation Mechanism and Reduction Procedure in 10 kW High Power Fiber Laser Welding of Stainless Steel, *Quarterly J. Japan Welding Soc.*, **26**-3, (2008), 203-209, (in Japanese).
- 11) Kawahito, Y., Matsumoto, N., Abe, Y. and Katayama, S.: Laser Absorption Characteristics in High Power Fiber Laser Welding of Stainless Steel, *Quarterly J. Japan Welding Soc.*, **27**-3, (2009), 183-188, (in Japanese).
- 12) Noguchi, S., Ohmura, E. and Hirata, Y.: Thermohydrodynamics Analysis of Laser Drilling Considering Multiple Reflection of Laser and Evaporation, 2nd Report, Laser drilling simulation considering multiple reflection of laser and evaporation, *J. Jpn Laser Processing Soc.*, **14**-2, (2007), 113-119, (in Japanese).
- 13) Koshizuka, S., Tamako, H. and Oka, Y.: A Particle Method for Incompressible Viscous Flow with Fluid Fragmentation, *Computational Fluid Dynamics J*, **4**, (1995), 29-46.
- 14) Koshizuka, S. and Oka, Y.: Moving-Particle Semi-implicit Method for Fragmentation of Incompressible Fluid, *Nuclear Science and Engineering*, **123**, (1996), 421-434.
- 15) ステンレス協会編: ステンレス鋼便覧(第 3 版), 日刊工業新聞社, (1995).
- 16) 日本金属学会編: 金属データブック(改定 2 版), 丸善, (1984).
- 17) 日本計算工学会編, 越塚誠一: 粒子法, 丸善, (2005).
- 18) Friedrich Dausinger and Jialin Shen, Energy Coupling Efficiency in Laser Surface Treatment, *ISIJ International*, **33**-9, (1993), 925-933.
- 19) Semak, V.V., Hopkins, J.A., McCay, M.H. and McCay, T.D.: A Concept for a Hydrodynamic Model of Keyhole Formation and Support During Laser Welding, *Proc. ICALEO*, (1994), 641-650.