

# レーザー溶接の凝固組織予測技術と凝固割れ発生防止法の開発

大阪大学 接合科学研究所

准教授 門井 浩太

(平成 26 年度一般研究開発助成 AF-2014215)

キーワード：レーザー溶接，凝固割れ，フェーズフィールド法

## 1. 研究背景

ステンレス鋼や Ni 基合金などは、耐食性や耐熱性などに優れるため、発電・化学プラントなど様々な用途に適用されている。機械構造物の製造には、溶接接合が主として適用されるが、溶接部は化学組成や溶接特有の急速な冷却に依存したマイクロ組織を呈し、各種特性はこの組織に大きく依存する。また、これらの材料は、溶接中の高温割れ、特に凝固割れが発生しやすいことが知られている<sup>1,2)</sup>。

近年レーザー熱源の大出力・高品質化や溶接施工の生産性向上や高品質化のため、レーザー溶接の適用拡大が急速に行われている。レーザー溶接の適用によって、溶接速度の高速化など、従来広く用いられているアーク溶接に比して溶接部の温度分布や冷却速度が大きく異なる。そのため、組織形態や生成相の選択、温度勾配の変化など、凝固現象も大きく変化し、凝固割れはより発生しやすくなるとされている<sup>2,3)</sup>。そのため、レーザー溶接のさらなる適用拡大や、高品質化、信頼性向上のためには、冷却速度の高速化や材料組成が凝固現象（組織形成）や割れ感受性に及ぼす影響を詳細に把握し、組織制御や割れ発生防止をすることが必要不可欠となる。

溶接時の凝固割れは、凝固末期の残留液相に熱ひずみが負荷されることで発生するため、凝固割れ発生の予測・防止には、化学組成や溶接条件（冷却速度）等に応じた凝固現象、特に液相の分布形態などの把握や予測が重要となる。レーザー溶接時の冷却速度は極めて早く、凝固現象を実験のみで検討、理解することは困難を極める。

これまでにミクロスケールでの凝固現象や組織形成過程を対象とした計算手法として、モンテカルロ法やセル・オートマトン法、フェーズフィールド法などが提案、検討されてきた<sup>4-8)</sup>。フェーズフィールド法は、デンドライト成長の計算<sup>9)</sup>にはじまり、溶質拡散方程式との連成や、多相系の解析を目的としたマルチフェーズフィールド法<sup>10)</sup>による組織形成計算へと拡張されてきている<sup>11)</sup>。加えて、近年は熱力学データベースとの連携による相変態の界面駆動力や多成分系の相互拡散係数の導出によって、より実用的な成分系における casting 時やアーク溶接時の組織形成過程の計算も行われている<sup>12-15)</sup>。しかしながら、これらの計算に関する研究の多くは、定量性の高い実験値を用いた検証は行われておらず、真の凝固現象を表現できているかは不明確である。

そこで本研究では、マルチフェーズフィールド法によるレーザー溶接過程での凝固現象や液相の残留形態の解析計算を試みた。特に、溶接凝固割れ感受性評価試験などの実験結果に基づいた検証を行い、溶接条件と計算因子の関係などを検討した。

## 2. 解析方法

### 2・1 適用材料

本研究では、溶接凝固割れ感受性が高く、オーステナイト単相で凝固する SUS310S を用いた。表 1 に化学成分を示す。

表 1 化学組成 (SUS310S, mass%)

C	Si	Mn	P	S
0.04	0.43	0.96	0.019	0.001
Ni	Cr	Co	Fe	
20.13	25.19	0.09	Bal.	(mass%)

### 2・2 計算条件

計算条件を表 2 に、計算領域条件を図 1 に示す。解析には MICRESS ソフトウェアを用い、熱力学計算ソフト Thermo-Calc と連成して凝固現象の計算を実施した。熱力学データベースには TCFE7 を、拡散データベースには MOBFE2 を用いた。L/γ 界面エネルギーは文献<sup>16)</sup>より 0.3 J/m<sup>2</sup> とした。本研究では、レーザー溶接を対象としており、微細な組織形態を呈することから、十分な計算精度（界面形状の表現）を得るため、計算の格子幅を 0.06 μm、界面領域幅は 3 格子とした。計算の領域幅は、1 次デンドライトアーム間隔とし、両隅からの核生成とした。

表 3 にレーザー溶接条件を示す。溶接速度を 0.2~1.5 m/min と変化させた。それぞれの溶接速度の冷却速度ならびに温度勾配は、図 2 に示すように高速度ビデオカメラを

表 2 計算条件

Materials	SUS 310S
Software	MICRESS
Database	TCFE 7 and MOBFE 2
Interface energy $\sigma_{L-\gamma}$ , J/m <sup>2</sup>	0.30
Anisotropy of interfacial stiffness	0.10
Interfacial mobility $\mu_{L-\gamma}$ , $\times 1.0E-10$ m <sup>4</sup> /J/s	5 - 60
Anisotropy of interfacial mobility	0.005 - 0.09

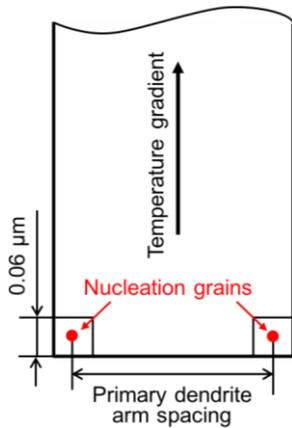


図1 計算領域の模式図

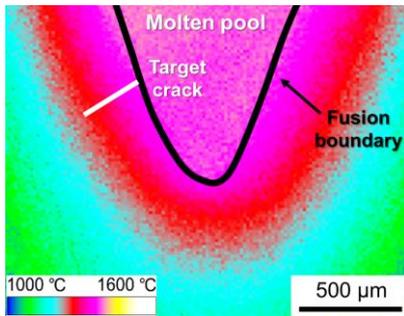


図2 2次元温度分布

表3 レーザ溶接条件

Welding speed, m/min	0.2	1.0	1.5	
Cooling rate, K/s	745	848	2665	2896
Temperature gradient, K/mm	223	254	316	342
Temperature gradient direction	Centerline	Solidification crack		
Primary dendrite arm spacing, μm	10.0	6.0	5.7	
Secondary dendrite arm spacing, μm	2.31	1.85	1.85	
Liquidus temperature, °C	1385			

用いたその場計測によって求めた2次元温度分布より導出した。温度勾配は、1次および2次デンドライトアーム間隔は、レーザー溶接中に液体Sn急冷により得た凝固凍結組織より計測した。

本解析計算における計算因子となる界面モビリティとその異方性を変化させ、それぞれの溶接速度（冷却速度）における適正値を調査した。計算結果の検証には、トランスバレストレイン試験にて評価した凝固割れ感受性や発生した凝固割れや破面形態などを用いることで、実験結果に基づいた計算因子の妥当性を調査した。

### 3. 解析結果

#### 3・1 凝固過程における液相分布

図3に計算結果の例として、745 K/sでの定常域の相分布を示す。デンドライト先端、すなわち液相線温度 $T_L$ から温度低下とともに、2次デンドライトの生成・成長が確認

できる。さらに温度が低下すると、a)で示すように、2次デンドライトアームが架橋し始める。最初に架橋する温度を $T_B$ とすると、 $T_L$ - $T_B$ 間では、液相は溶融池と連続的に繋がりが、自由に移動できる。 $T_B$ 以下では、温度低下とともに架橋が多く発生することで、液相は膜状や島状を呈し、固相線温度 $T_S$ に達するまで分布する。凝固割れを考えると、 $T_L$ - $T_B$ 間は、凝固割れ破面ではデンドライト形態(Type D)に、 $T_B$ - $T_S$ 間は凝固末期の痕跡であるくぼみの形態(Type F)に対応すると考えられる<sup>17)</sup>。そこで、 $T_L$ - $T_B$ 間および $T_B$ - $T_S$ 間をそれぞれ、液相が溶融池と連続的に繋がる領域 $L_P$ 、液相が膜状・島状となる領域 $L_{FD}$ 、液相の存在する領域全体を $L_M$  ( $L_P+L_{FD}$ )定義し、以降の計算結果と実験結果の比較・検証を行った(図4)。

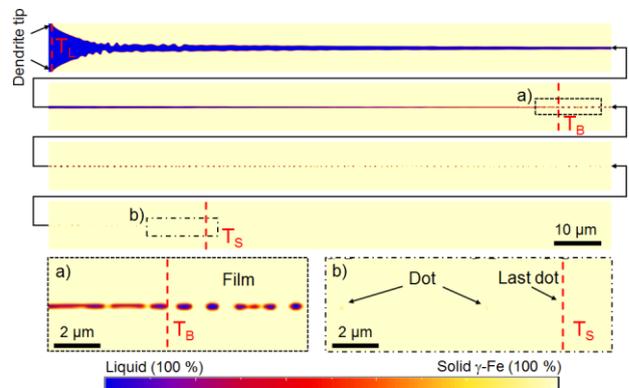


図3 解析計算結果 (745 K/s)

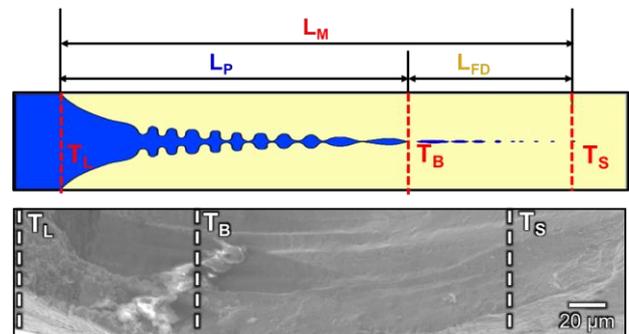


図4 凝固割れ破面 (2665 K/s)

#### 3・2 液相分布に対する計算因子の影響

冷却速度745 K/sの条件において、計算因子である界面モビリティならびに界面モビリティ異方性を変化させて計算を行った。はじめに計算結果の妥当性を検証するため、KGTモデル<sup>18)</sup>により算出した1次デンドライトの先端半径と、凝固凍結組織より計測した2次デンドライトアーム間隔それぞれを用い、計算結果との比較を行った。5.0~20×10<sup>-10</sup> m<sup>4</sup>/J/sの範囲において、いずれの界面モビリティにおいても、維持デンドライト先端半径、2次デンドライトアーム間隔ともに概ね一定値を示し、その値は、実験値やKGTモデルによる計算結果と近い値であることがわかる

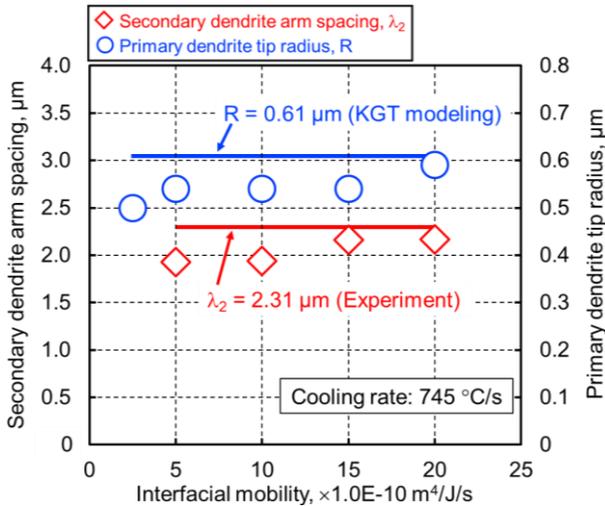


図5 2次 dendrait アーム間隔と1次 dendrait 先端半径による計算の妥当性の検証

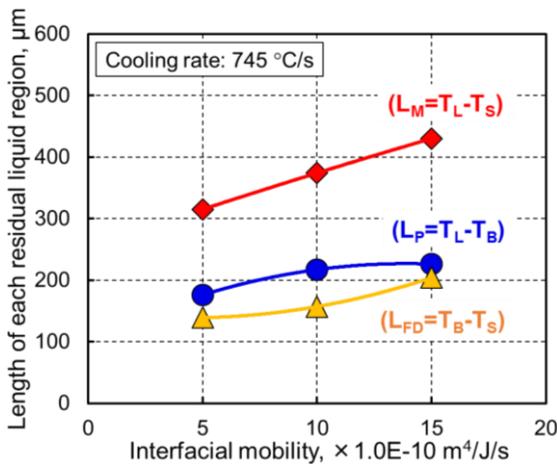


図6 液相分布に対する界面モビリティの影響 (界面モビリティ異方性: 0.10)

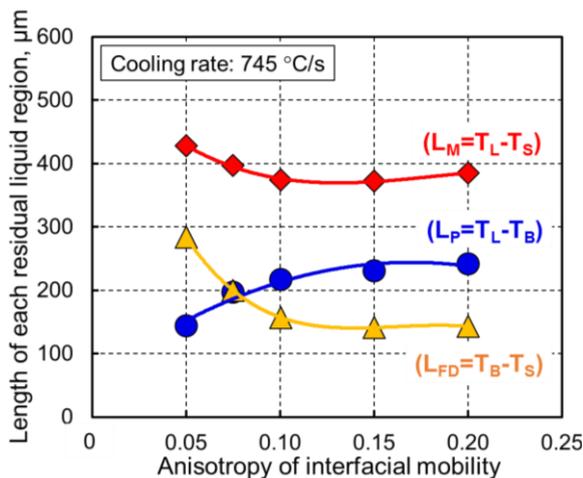


図7 液相分布に対する界面モビリティ異方性の影響 (界面モビリティ:  $1.0 \times 10^{-9} \text{ m}^4/\text{J/s}$ )

続いて、 $L_M$ 、 $L_P$ 、 $L_{FD}$ それぞれの液相の分布領域を計測する一方、界面モビリティ異方性を変化させたところ、異方性値の増大とともに2次 dendrait アーム間隔は減少し、0.15以上では2次 dendrait は生成せず、冷却速度等に依存した適正な異方性値が存在することと考えられる。これらの傾向から、冷却速度に応じて計算因子の適正值を導出することで、実験結果だけでなく、凝固理論 (KGT モデル) の両側面から計算結果の妥当性を証明できることが示唆される。すなわち、凝固現象や液相の分布形態などの予測に適用可能であると考えられる結果を図6および7に示す。界面モビリティの増大とともにそれぞれの液相の分布距離は増大することがわかる。一方、界面モビリティ異方性を変化させると、0.15付近までは、 $L_M$ と $L_{FD}$ は減少、 $L_P$ は増加し、これ以上界面モビリティ異方性が増加しても、液相の分布形態の変化はほとんどないことが確認される。他の冷却速度においても同様の傾向が認められた。

### 3・3 液相分布に対する冷却速度の影響

前項までの結果を基に、冷却速度を変化させ、それぞれの冷却速度における計算因子の適正值を検討した。実験結果を用いた検証のため、種々のレーザ溶接条件での凝固割れ感受性評価試験で発生した凝固割れに沿った冷却速度での計算を行った。図6、7で示したように界面モビリティの増大は液相全体の分布領域 $L_M$ を変化させ、界面モビリティ異方性は $L_M$ を概ね維持したまま $L_P$ と $L_{FD}$ の割合を変化させる傾向にあった。そのため、はじめに凝固割れ長さ $L_M$ の比較によって界面モビリティの適正值を求めた後に、凝固割れ破面形態と $L_P$ 、 $L_{FD}$ の比較によって界面モビリティ異方性の適正值を導出した。

表3に示した848、2665、2896 K/sにおいてそれぞれの適正值を導出し、これを用いて計算した液相分布範囲 $L_P$ 、 $L_{FD}$ と、実際の凝固割れ破面から計測した長さとの比較を図8に示す。冷却速度にかかわらず、計算結果は実験値と概ね一致した値が得られている。このことから、実験結果を用いた検証と計算因子の最適化によって、液相の分布形態などの凝固過程を予測可能であると考えられる。

図9に各冷却速度における界面モビリティの適正值を示す。界面モビリティは冷却速度の増大とともに増加することがわかる。界面モビリティは、界面移動速度、すなわち駆動力や dendrait の成長速度に起因する。一般的に、 dendrait の成長が速い場合は、固液共存領域 (mushy zone) は長くなる。そのため、高速な冷却である程、大きな界面モビリティを要すると考えられる。

一方、界面モビリティ異方性は、界面モビリティの強度や界面厚みに寄与し、 dendrait 形状に影響を及ぼす。そのため、異方性が小さい場合には、2次 dendrait の成長が顕著となり、1次 dendrait 先端半径も大きくなる。これによって、2次 dendrait アームが架橋をし始

める温度は、高温側へ遷移する。そのため、図7で示した様に、界面モビリティ異方性が増大とともに $L_P$ は大きく、 $L_M$ および $L_{FD}$ は大きくなる。加えて、異方性の増大によって、2次デンドライトアームの生成は減少し、最終的には消失すると考えられる。

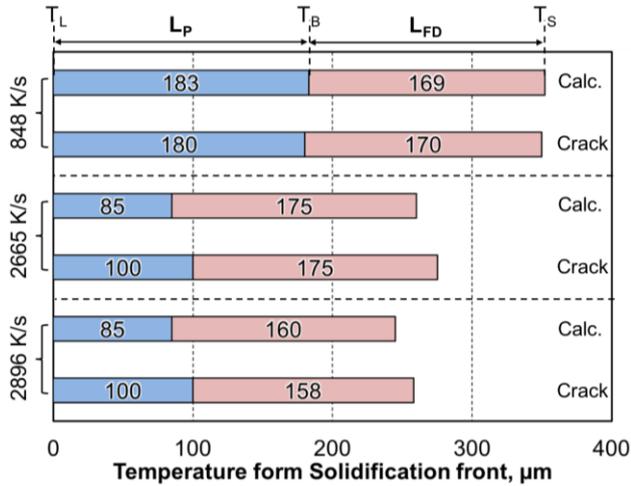


図8 各冷却速度における液相分布範囲の計算値と実験値の比較

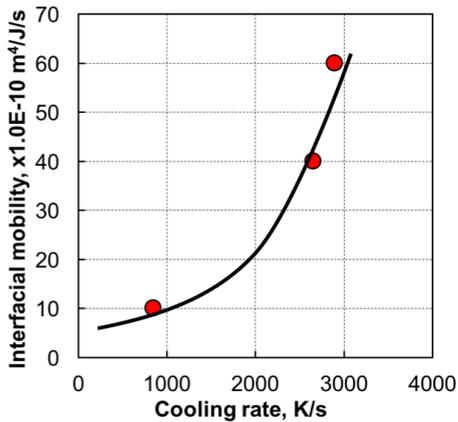


図9 冷却速度と界面モビリティの関係

### 3・4 液相分布形態予測と凝固割れ感受性

溶接凝固割れ感受性の定量的な評価では、凝固割れの発生する温度範囲、すなわち凝固脆性温度範囲 (Brittle Temperature Range, BTR) がしばしば用いられる。そこで、図8で示した液相分布範囲を温度に換算した。図9に示すように、いずれの冷却速度においても、液相温度範囲は、凝固割れ発生温度範囲すなわち BTR と同等値が得られている。また、計算された温度範囲は冷却速度にかかわらず近い値を示すことがわかる。この傾向は、凝固割れ感受性評価試験 (トランスバレストレイン試験) より得られた BTR とレーザ溶接速度の関係<sup>19)</sup>と同様の傾向である。

ここで、図11に液相の分布形態と凝固割れ感受性の関

係の模式図を示す。本研究で算出した $L_P$ および $L_{FD}$ は、それぞれ「液相は熔融池と連続的に繋がりを、自由に移動できる領域」と、「液相は膜状や島状を呈し、独立した状態で分布する領域」である。したがって、 $L_P$ において割れ発生に寄与する引張方向の熱ひずみが負荷されても、熔融池などからの液相のヒーリング効果によって、開口部に液相が充填されやすいため、凝固割れは発生し難い。一方、 $L_{FD}$ の高温側では、液相が熔融池から独立して分布していることから、ヒーリングは生じず、一度開口するとそのまま凝固割れとなる。低温側になると、2次デンドライトアームの架橋や固相率の増大により、凝固割れは発生しにくくなる。したがって、液相の分布形態の遷移箇所となる $T_B$ を予測することは、凝固割れ感受性の予測に対して重要になると考えられる。

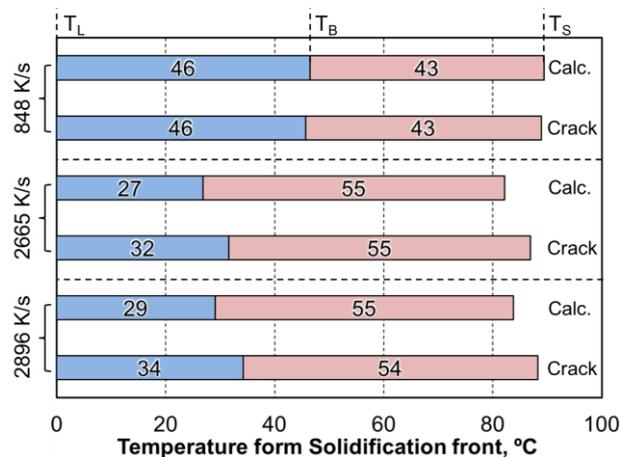


図10 各冷却速度における液相分布温度範囲の計算値と実験値の比較

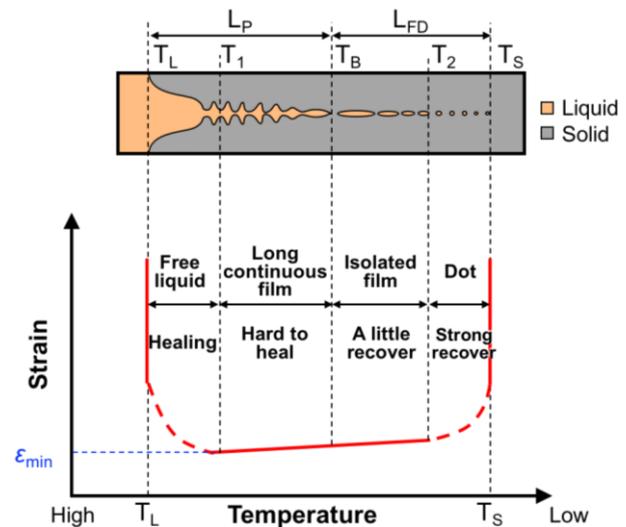


図11 液相の分形態と凝固割れ感受性の関係

## 4. まとめ

マルチフェーズフィールド法によるレーザ溶接過程での凝固現象、特に液相の分布形態の解析計算を行った。溶

接凝固割れ感受性評価試験結果や凝固割れ破面形態などの実験結果による検証を行うことで、冷却速度に応じた計算因子の最適値を導出できた。特に、従来にない高速な冷却速度下でも、実測による冷却速度を用いた検証や、計算因子とデンドライト形状などの凝固形態との関係を明らかにすることで、計算因子の最適値が導出でき、液相の分布形態を精度高く予測するが可能となる。

### 謝 辞

本研究は、公益財団法人天田財団 一般研究開発助成により実施した研究に基づいていることを付記するとともに、同財団に深く謝意を表します。

### 参考文献

- 1) S. Kou: *Welding Metallurgy*, (2003), John Wiley & Sons.
- 2) J.C. Lippold and D.J. Kotecki: *Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels*, (2005), 186, John Wiley & Sons.
- 3) K. Kadoi, A. Fujinaga, M. Yamamoto and K. Shinozaki: *Weld World*, 57 (2013), 383.
- 4) P. Zhu and R.W. Smith: *Acta Metallurgica Materialia*, 40 (1992), 683.
- 5) X. Liu, Q. Xu, T. Jing and B. Liu: *Transactions Nonferrous Metal Society China*, 19 (2009), 422.
- 6) T. Biben: *Eur. J. Phys.*, 26(2005), 47.
- 7) R.S. Qin and E.R. Wallach: *Acta Mater.*, 51(2003), 6199.
- 8) T. Suzuki, M. Ode, S.G. Kim and W.T. Kim: *J. Cryst. Growth.*, 237-239(2002), 125.
- 9) R. Kobayashi: *Modeling and Numerical Simulations of Dendritic Crystal Growth*, *Physica D*, 63 (1993), 410.
- 10) I. Steinbach, F. Pezzola, B. Nestler, M. Seesselberg, R. Prieler and G. J. Schmitz: *Phase Field Concept for Multiphase Systems*, *Physica D*, 94 (1996), 135.
- 11) J. Tiaden, B. Nestler, H. J. Diepers and I. Steinbach: *The Multiphase-Field Model with an Integrated Concept for Modelling Solute Diffusion*, *Physica D*, 115 (1998), 73.
- 12) D.J. Seol, K.H. Oh, J.W. Cho, J. Lee and U. Yoon: *Acta Mater.*, 50 (2002), 2259.
- 13) Y. Xie, H. Dong and J. Dantzig: *ISIJ Int.*, 54 (2014), 430.
- 14) W.J. Zheng, Z.B. Dong, Y.H. Wei, K.J. Song, J.L. Guo and Y. Wang: *Comp. Mater. Sci.*, 82 (2014), 525.
- 15) S. Fukumoto and I. Hiroshige, *Quarterly J. Japan Welding Society*, 29 (2011), 197.
- 16) W. Kurz and D. J. Fisher: *Fundamentals of solidification*, (1989), 293, Trans Tech Publication.
- 17) H. Nakagawa, F. Matsuda: *Quarterly J. Japan Welding Society*, 47 (1978), 474
- 18) W. Kurz, B. Giovanola and R. Trivedi: *Acta Metall.*, 34 (1986), 823.
- 19) D. Wang, K. Kadoi, K. Shinozaki, M. Yamamoto: *ISIJ-International*, 56 (2016), 2022