単結晶合金溶接補修への 凝固解析の適用*

才田 一幸**, 西本 和俊**

才田 一幸

西本 和俊

Application of Solidification Analysis to Repair Welding of Single Crystal Alloys*

by SAIDA Kazuyoshi** and NISHIMOTO Kazutoshi**

キーワード

補修, 単結晶合金, 表面溶融, 肉盛, 結晶方位, 凝固解析, 組成的過冷, 凝固形態, 結晶成長, ストレイ結晶

1. はじめに

航空機用ジェットエンジンや発電用プラントに用いられるガスタービンは、タービン入口温度が推力や燃焼効率を左右するため、タービン入口温度を上昇させることが性能向上の鍵となっている。近年、この要求に応える最も信頼性の高い耐熱材料として、Ni 基単結晶超合金が開発された。Ni 基単結晶超合金は粒界強化元素を排除し、溶融温度を上昇させたことにより、高温での機械的特性を大幅に改善させた合金であり、現在実用的に最も耐用温度が高い次世代の耐熱材料のひとつである。Ni 基単結晶超合金をタービン翼として搭載したジェットエンジンやガスタービンが実用化されるに至っている。

一方、タービン翼は高温、高応力などの過酷な環境下で使用されるため、単結晶翼といえども、疲労や腐食による割れの発生や摩耗は避けがたい。タービン動翼では、運転中の高い遠心力と熱負荷が作用し、主として翼先端部や翼台部でクリープ損傷、熱疲労あるいは高温酸化による減肉やき裂が発生する。また、タービン静翼では、動翼に比べて強度的な要求は高くないが、熱的条件が厳しいため、主として翼有効部や側壁部で熱疲労き裂の発生が認められる。一般に、タービン翼などの高温部品は高価であることから、補修、再生して再使用されている。タービン翼の補修技術は航空機分野で確立されつつあり、航空機エンジンの点検や部品交換、補修などの修理事業のうち、補修は約 10% を、また、補修費用のうちタービンブレード補修はその約半分を占めるとされている¹⁾。こ

れまで、タービン翼の補修には TIG 溶接が用いられてきたが、近年、耐熱超合金の性能向上に伴い、高温特性劣化がより少なく経済的な補修方法として、ろう付補修、拡散ろう付補修や液相拡散補修の開発・採用が進められている⁴⁻⁶⁾。しかしながら、単結晶翼に対して、従来の補修方法を適用すると、補修が多結晶化する可能性が十分危惧される。Ni 基単結晶超合金は、粒界強化元素を含まないため、粒界が形成されると重大な特性劣化が生じ、補修後の再使用に際して大きな問題となることが予測される。

本稿では、単結晶翼に対する溶接補修技術の確立と補修部における結晶制御挙動の理解を目的として、単結晶合金の表面溶融部および肉盛金属部の凝固形態、結晶成長に対する理論的検討、ならびに、凝固解析によるその予測に関して、これまでの研究をまとめて講述する。

2. 単結晶合金の補修研究の現状と動向

単結晶合金を表面溶融したときの溶融部組織を詳細に調査した先駆的な研究として Rappaz らの研究⁷⁻¹¹⁾が挙げられる。彼らはステンレス鋼 (Fe-15%Ni-15%Cr) を電子ビーム溶融し溶融部内が母材と同方位に単結晶化すること、および、デンドライトの成長方向と溶融池形状の関係 (Geometric モデル) を明らかにした。その後、David ら¹²⁻¹⁴⁾は、Ni 基単結晶超合金 PWA1480 に対して電子ビームおよび YAG レーザで溶融を行い溶融部内の割れおよびデンドライト成長方向に関する検討を行った。彼らは先のステンレス鋼の研究結果と同様 Ni 基単結晶超合金でも溶融部内のデンドライト成長方向は溶融池の形状によって決定され、レーザ照射条件によっては溶融部内にストレイ結晶が発生し多結晶化することを述べるとともに、

*原稿受付 平成 19 年 3 月 19 日

**正 員 大阪大学大学院工学研究科 Member, Graduate School of Eng., Osaka Univ.

単結晶化には浅い溶込みが必要としている。また、中村ら¹⁵⁾も CO_2 レーザで Ni 基単結晶超合金 CMSX-4 を溶融した研究において、ビード下部のネック部でストレイ結晶が生じること、さらには、Yang ら¹⁶⁾も Ni 基超合金 DD2 単結晶材を CO_2 レーザで表面溶融し、デンドライト成長方向は溶融池の形状によって決定され、単結晶化することを述べている。また、下畠ら¹⁷⁾も Ni 基超合金 MC2 単結晶材を用いて、YAG レーザで局部溶融を行いストレイ結晶を発生させることなくエピタキシャル凝固が可能であることを指摘した。坂本ら¹⁸⁻²⁰⁾は YAG レーザや TIG アークを用いて Ni 基単結晶超合金 CM247LC を溶融し、溶接入熱が小さい場合には多結晶化し、逆に低速度溶接を行うと単結晶化する傾向があると指摘した。Park ら²¹⁾は Ni 基単結晶超合金 RenéN5 に対して YAG レーザにて溶融を行い、凝固界面に垂直な方向に対するデンドライトの結晶方位がストレイ結晶の形成に与える影響を調査した。また、彼らはストレイ結晶の形成が凝固割れに与える影響を実験的に評価し、凝固割れを回避するためにはストレイ結晶の形成を抑制するとともに、熱応力の影響を考慮する必要があると報告している²²⁾。Babu ら²³⁾は Ni 基超合金 PWA1480, CMSX-4, TMS-75, N5 単結晶合金の溶接について調査を行い、熱伝導解析と応力解析を組み合わせて溶接性を評価した。Wang ら²⁴⁾は粒界の方位差が 13° を超えると凝固割れが発生すると述べている。

また、近年では、表面溶融部のストレイ結晶の成長予測に関する解析がいくつか報告されている。Gaumann ら²⁵⁻³²⁾は溶融部内のデンドライトが等軸粒になると多結晶化することから、Hunt³³⁾の Columnar to Equiaxed Transition (CET) 理論をもとに遷移条件を解析した。Vitek³⁴⁾は熱伝導解析、Geometric モデルと CET 理論を組み合わせ、ストレイ結晶の形成しやすさを評価し、レーザ照射条件が低出力で高速度になると、ストレイ結晶を抑制できると報告している。Liu ら^{35, 36)}は、Geometric モデルと溶融池形状を用いて、溶融池形状や母材の結晶方位がストレイの形成に与える影響を解析した。

一方、結晶制御肉盛は Gaumann ら²⁵⁻³²⁾が Ni 基単結晶超合金 CMSX-4 に対して同粉末を CO_2 レーザで肉盛溶接したところ、肉盛部の単結晶化が達成されると報告している。また、木村ら³⁷⁾も Ni 基単結晶超合金 CM247LC へ同組成のワイヤーおよび粉末による肉盛を行っており、

同様に、単結晶肉盛ができることを明らかにしている。これらのレーザ肉盛を実際にタービン翼の先端や Sealing strips に適用した例もいくつか報告されている³⁸⁻⁴⁰⁾。さらに、Ni 基単結晶超合金 CMSX-4 に McCrAlY の耐酸化性皮膜を肉盛溶接したところ、肉盛部内がエピタキシャル成長したデンドライトで構成されるとの報告もある⁴¹⁾。

3. 表面溶融部の結晶成長に関する解析理論

単結晶合金の溶接補修部の結晶成長は、補修部の単結晶化を達成する上で極めて重要な現象である。溶接金属の凝固形態や結晶成長、ストレイ結晶の生成条件などに関しては、これまで多くの検討がなされている。ここでは、Rappaz らが提案した Geometric モデル⁷⁻¹¹⁾に基づき、結晶のデンドライト優先成長方向を考慮した上で、デンドライト界面前方の温度勾配と凝固速度を求める解析理論とともに、Hunt による CET 理論³³⁾からストレイ結晶の生成予測を行う解析理論について紹介する。

3.1 デンドライト成長方向と凝固速度ならびにデンドライト先端の温度勾配

3.1.1 デンドライト成長方向と凝固速度

移動熱源による表面溶融過程における溶融池内の凝固挙動を図 1 に示す。凝固界面の速度は温度分布に依存しており、その凝固界面の速度 $\vec{V}_s$ は最大温度勾配、すなわち、固液界面に垂直な方向を持つ (図 1(a))。このとき、その速度は次式によって与えられる⁴²⁾。

$$|\vec{V}_s| = |\vec{V}_b| \cdot \vec{n} = |\vec{V}_b| \cos \theta \quad (1)$$

ここで、 $\vec{n}$ は、 $\vec{V}_s$ に平行で固液界面に垂直な方向の単位ベクトルであり、 $\vec{V}_b$ はレーザ走査速度、 θ は走査方向と固液界面に垂直な方向の角度差である。この関係を図 1(b) に示す。式 (1) は通常のセルもしくは共晶成長においては妥当であるが、デンドライト成長では結晶方位の影響を受けるため、式 (1) により凝固界面速度を表すことができない。すなわち、デンドライトは選択された成長方向と最大熱流方向の角度差を最小にする特定の方向に沿って成長するため、デンドライト成長速度は固液界面の移動速度と等しくならない。面心立方構造の Ni 基単

図1 熱源移動速度 $\vec{V}_b$ 、凝固速度 $\vec{V}_s$ とデンドライト成長速度 $\vec{V}_{dk}$ の関係 (模式図)

結晶合金では、選択されやすい成長方向（優先成長方向）は、3つの<100>方向である。しかしながら、一般に、溶融池界面ではこれらの成長方向のひとつのみが選択され、最大熱流方向に最も沿った<100>方向にデンドライトが成長する。すなわち、最大熱流方向に最も近い幹を持つ<100>デンドライトは、成長速度が最も小さな方向（最小分速度の方向）に成長し、最も小さな過冷却の状態にある。したがって、これらのデンドライトは他方向のデンドライトより前方に成長し、他のデンドライトの成長を阻止する。このように、溶融池の位置に応じて、デンドライトは<100>方向のいずれかに成長することから、Rappazら⁷⁾はデンドライト先端の $[hkl]$ 方向の速度 $\vec{V}_{hkl}$ と固液界面に垂直方向の速度 $\vec{V}_s$ の間の関係を導いている。この関係は次式によって与えられる。

$$|\vec{V}_s| = |\vec{V}_{hkl}| \cdot \vec{n} = |\vec{V}_{hkl}| \cos \phi \quad (2)$$

ここで、 ϕ は凝固界面に垂直方向と $[hkl]$ 方向の角度差であり、式(1)および式(2)から次式が導かれる。

$$|\vec{V}_{hkl}| = |\vec{V}_s| \cos \theta / \cos \phi \quad (3)$$

$\vec{V}_{hkl}$ 、 $\vec{V}_s$ と $\vec{V}_b$ の間の関係を図1(c)に示す。凝固方向と熱源移動方向に対して、式(3)を用いることにより、3つの<100>方向に対して最小分速度となるデンドライト方向を決定することができる。以上のことより、デンドライトの成長方向は溶融池形状と式(3)に基づいて予測できる。

上記の取り扱いを単純化するため、熱源移動方向に基づいて母材の結晶方位とは無関係な固定直交座標系（図2）を考える。 x 軸は熱源移動方向、 z 軸は熱源移動面と垂直方向、 y 軸は x - z 平面上にない x 軸と z 軸に垂直方向である。3つの結晶方位 $[100]$ 、 $[010]$ および $[001]$ と凝固界面法線 $\vec{n}$ の角度差をそれぞれ α 、 β および γ とする。 θ は熱源移動方向（ x 軸）と固液界面に垂直方向 $\vec{n}$ の角度差である。以上より、 α 、 β および γ を式(3)に代入すると次式が得られ、3つの<100>デンドライトの成長速度が決定される。

$$\begin{aligned} |\vec{V}_{100}| &= |\vec{V}_b| \cos \theta / \cos \alpha \\ |\vec{V}_{010}| &= |\vec{V}_b| \cos \theta / \cos \beta \\ |\vec{V}_{001}| &= |\vec{V}_b| \cos \theta / \cos \gamma \end{aligned} \quad (4)$$

3.1.2 デンドライト先端の温度勾配

固液界面における温度勾配 $\vec{G}_s$ は移動熱源による熱伝導方程式を解くことにより求められる。すなわち、固定直交座標系では、 x 方向の温度勾配 G_x 、 y 方向の温度勾配 G_y および z 方向の温度勾配 G_z が求められる。デンドライト先端の温度勾配 $\vec{G}_{hkl}$ はデンドライト成長速度と同様に、得られた凝固界面の温度勾配 $\vec{G}_s$ から計算できる。前述したように、溶融池のそれぞれの場所では、デンドライトはいずれかの<100>方向に成長するため、デンドライト先端の $[hkl]$ 方向の温度勾配 $\vec{G}_{hkl}$ と固液界面に垂直方向の温度勾配 $\vec{G}_s$ の間には次の関係式が成り立つ。

$$|\vec{G}_{hkl}| = |\vec{G}_s| \cdot \vec{n} = |\vec{G}_s| \cos \phi \quad (5)$$

ここで、 $\vec{n}$ は $\vec{G}_{hkl}$ に平行で、固液界面に垂直な方向の単位ベクトルであり、 ϕ は凝固界面に垂直方向と $[hkl]$ 方向の角度差である。

デンドライトの成長速度と同様、図2に示すように熱源移動方向に基づいて物質の結晶方位とは無関係な一組の固定直角軸を考える。 x 軸は熱源移動方向、 z 軸は熱源移動面と垂直方向、 y 軸は x - z 平面上にない x 軸と z 軸に垂直方向である。3つの結晶方位 $[100]$ 、 $[010]$ および $[001]$ と凝固界面法線 $\vec{n}$ の角度差をそれぞれ α 、 β および γ とする。 α 、 β および γ を式(5)に代入すると次式が得られ、3つの<100>デンドライト先端の温度勾配が求められる。

$$\begin{aligned} \cos \theta &= \cos \alpha = |\vec{G}_x| / |\vec{G}_s| \\ \cos \beta &= |\vec{G}_y| / |\vec{G}_s| \\ \cos \gamma &= |\vec{G}_z| / |\vec{G}_s| \end{aligned} \quad (6)$$

3.1.3 (001) 表面を [100] 方向に熱源を走査した場合の温度勾配と凝固速度

熱源を母材(001)表面の $[100]$ 方向に熱源を走査した場合のデンドライト先端の成長速度および凝固速度は以下

(a) 固液界面移動方向とデンドライト成長方向の関係 (b) 固液界面移動方向と直交座標系の関係

図2 固液界面移動方向

のように表される．まず， $\cos \theta$ ， $\cos \alpha$ ， $\cos \beta$ および $\cos \gamma$ は図 3 に示すように前述した温度勾配の関係から，以下のように表される．

$$\begin{aligned}\cos \theta &= \cos \alpha = \left| \vec{G}_x \right| / \left| \vec{G}_s \right| \\ \cos \beta &= \left| \vec{G}_y \right| / \left| \vec{G}_s \right| \\ \cos \gamma &= \left| \vec{G}_z \right| / \left| \vec{G}_s \right|\end{aligned}\quad (7)$$

これらを式 (4) に代入すると，

$$\begin{aligned}\left| \vec{V}_{100} \right| &= \left| \vec{V}_b \right| \\ \left| \vec{V}_{010} \right| &= \left| \vec{V}_b \right| \left| \vec{G}_x \right| / \left| \vec{G}_y \right| \\ \left| \vec{V}_{001} \right| &= \left| \vec{V}_b \right| \left| \vec{G}_x \right| / \left| \vec{G}_z \right|\end{aligned}\quad (8)$$

となる．一方，デンドライトの成長方向は熱流方向に最も近い $\langle 100 \rangle$ デンドライトが選択される．すなわち，3 つの $\langle 100 \rangle$ デンドライト方向に対して最小分速度となる方向に成長するため，デンドライト先端の成長速度はまとめて式になる．

$$\left| \vec{V} \right| = \min \left\{ \left| \vec{V}_{100} \right|, \left| \vec{V}_{010} \right|, \left| \vec{V}_{001} \right| \right\} \quad (9)$$

この式に式 (8) を代入することにより成長速度が決定される．

$$\left| \vec{V} \right| = \min \left\{ \left| \vec{V}_b \right|, \left| \vec{V}_b \right| \left| \vec{G}_x \right| / \left| \vec{G}_y \right|, \left| \vec{V}_b \right| \left| \vec{G}_x \right| / \left| \vec{G}_z \right| \right\} \quad (10)$$

同様に温度勾配を求めると，式 (6) より

$$\begin{aligned}\left| \vec{G}_{100} \right| &= \left| \vec{G}_x \right| \\ \left| \vec{G}_{010} \right| &= \left| \vec{G}_y \right| \\ \left| \vec{G}_{001} \right| &= \left| \vec{G}_z \right|\end{aligned}\quad (11)$$

となる．一方，デンドライトの成長方向は熱流方向に最も近い $\langle 100 \rangle$ デンドライトが選択される．すなわち，3 つの $\langle 100 \rangle$ デンドライト方向に対して最大温度勾配となる方向に成長するため，デンドライト先端の温度勾配はまとめて以下の式になる．

$$\left| \vec{G} \right| = \max \left\{ \left| \vec{G}_{100} \right|, \left| \vec{G}_{010} \right|, \left| \vec{G}_{001} \right| \right\} \quad (12)$$

式 (12) に式 (11) を代入することにより温度勾配が決定される．

$$\left| \vec{G} \right| = \max \left\{ \left| \vec{G}_x \right|, \left| \vec{G}_y \right|, \left| \vec{G}_z \right| \right\} \quad (13)$$

3.2 凝固形態の遷移

金属の凝固では，固液界面前方に溶質が濃化して組織的過冷が生成する．組織的過冷が生じると界面に凹凸が生じた場合，凸部が液相中に成長して組織的過冷がさらに増大し，平滑界面がますます不安定になる．分配係数 k_0 の二元合金の固液界面が成長速度 V で成長している定常状態で，液相中での溶質保存則は z を固液界面を原点とする移動座標系で考えると，次の微分方程式で示される (D_L は拡散係数)．

$$\frac{\partial C_L}{\partial t} = D_L \frac{\partial^2 C_L}{\partial z^2} + V \frac{\partial C_L}{\partial z} = 0 \quad (14)$$

これを $z=0$; $C_L = C_L^*$, $z \rightarrow \infty$; $C_L = C_0$ の境界条件で解くと，

$$C_L = C_0 \left\{ 1 + \frac{1-k_0}{k_0} \exp \left(-\frac{V}{D_L} z \right) \right\} \quad (15)$$

が得られる．一方，液相線を直線とすると液相線温度 T_L は，

$$T_L = T_f + m_L C_L \quad (16)$$

で与えられる．ここで， m_L は液相線勾配， T_f は純金属の融点である．これから界面における T_L の勾配 G_L は

$$\begin{aligned}G_L &= \left. \frac{\partial T_L}{\partial z} \right|_{z=0} = m_L \left. \frac{\partial C_L}{\partial z} \right|_{z=0} = m_L G_c = -m_L (C_L^* - C_0) \frac{V}{D_L} \\ &= m_L C_0 \frac{V}{D_L} \cdot \frac{k_0 - 1}{k_0} = \frac{V}{D_L} \Delta T_0\end{aligned}\quad (17)$$

となる．ここで， $\Delta T_0 = T_f + m_L C_0 - (T_f + m_L C_L^*)$ は濃度 C_0 と C_L^* における液相線温度差， $G_c = \{(C_0 - C_L^*) V / D_L\}$ は固液界面における濃度勾配である．実際の温度分布が直線に近い，固液界面での温度勾配が G であるとする， $G > G_L$ ，すなわち，

$$G > \frac{V}{D_L} \Delta T_0 \quad (18)$$

であれば，組織的過冷は生成せずに平滑界面

(a) デンドライト成長方向への温度勾配

(b) 温度勾配と直交座標系の関係

図3 凝固界面前方の温度勾配

が保たれる。以上のように、組成的過冷の発生は、温度勾配および凝固速度により定性的に決定されることがわかる。

P. N. Quested ら⁴³⁾は、鑄造過程における温度勾配と凝固速度による主な Ni 基超合金の凝固形態を調査しており、その結果を組成的過冷状態（温度勾配と凝固速度）により整理している。これらの結果をもとに Gaumann ら²⁷⁾が求めた平滑界面成長からセル成長へ遷移する組成的過冷状態の条件は、

$$G/V = 3 \times 10^{10} \text{ (Ks/m}^2\text{)} \quad (19)$$

であり、セル成長からコラムナーデンドライト成長へ遷移する条件は、

$$G/V = 1.92 \times 10^{10} \text{ (Ks/m}^2\text{)} \quad (20)$$

である。したがって、溶融池内の組成的過冷状態（温度勾配と凝固速度）を知ることができると、表面溶融部における凝固形態が予測できることになる。なお、コラムナーデンドライトから等軸デンドライトへの遷移は、凝固速度が速く温度勾配が小さい場合に生じやすいが、一方で、液相中の核生成サイトの密度が高い場合において生じやすいことはよく知られている。このことは、コラムナーデンドライトから等軸デンドライトに遷移する条件は、組成的過冷だけでは決定されないことを意味するものである。

3.3 ストレイ結晶の形成

コラムナーデンドライトから等軸デンドライトに遷移するまでに、ストレイ結晶と呼ばれるコラムナーデンドライトの成長方向とは異なる方向へ成長するデンドライトも発生する。ストレイ結晶は等軸デンドライトへ遷移する前に発生することから、単結晶合金の補修にはストレイ結晶の発生条件を予測することは極めて重要である。従来のごく簡単な取り扱いでは、ストレイ結晶の生成傾向をデンドライト界面前方の組成的過冷（ G/V あるいは組成的過冷域の幅など）により評価された。しかしながら、ストレイ結晶はコラムナーデンドライト界面前方の液相中にある核をもとに発生することから、核生成が重要な役割を果たすことは周知のことである。そこで、ストレイ結晶の発生条件を組成的過冷と核生成に基づき予測する理論が提案された。ここでは、Hunt による CET 理論²³⁾からストレイ結晶の生成予測を行う解析理論について述べる。

3.3.1 組成的過冷

多元系合金（溶質元素数： q ）の組成的過冷 ΔT_c は次式にて与えられる。

$$\Delta T_c = \sum_{j=1}^q m_j (C_{0,j} - C_{l,j}^*) \quad (21)$$

ここで、 m_j は溶質元素 j の液相線勾配、 $C_{0,j}$ は溶質元素 j の公称濃度、 $C_{l,j}^*$ は溶質元素 j の液相中でのデンドライト先端濃度である。なお、 $C_{l,j}^*$ は Ivantov-Marginal Stability (IMS) デンドライト成長モデルにて次式で与えられる。

$$\begin{aligned} C_{l,j}^* &= C_0 / \{1 - (1 - k_v) I_v [P_c]\} \\ k_v &= (k + a_0 V / D) / (1 + a_0 V / D) \\ P_c &= RV / 2D \end{aligned} \quad (22)$$

ここで、 k は平衡分配係数、 V は温度勾配、 D は拡散定数、 a_0 は溶質に関する指標長さ、 P_c はペクレ数、 I_v は Ivantov 関数である。例えば、Gaumann らは Ni 基単結晶超合金 CMSX-4 に対して、Themo-Calc と組み合わせて各溶質元素の分配係数と液相線勾配を計算しているが、これを Burden-Hunt によるデンドライト先端過冷度を表す近似式に単純化して以下のように与えている。

$$\begin{aligned} \Delta T_c &= (aV)^{1/n} \\ a &= 1.25 \times 10^6 \text{ (K}^{3.4}\text{/ms)}, \quad n = 3.4 \end{aligned} \quad (23)$$

3.3.2 CET 理論

核生成理論に基づき、すべてのストレイ結晶粒は同じ臨界核過冷で生成し、局所的な温度によって決定づけられる速度で成長するものと想定する。成長形態を完全な柱状デンドライト、柱状デンドライトと等軸デンドライト、完全な等軸デンドライトの 3 つに分類し、これらの成長形態は柱状デンドライト界面に存在する等軸デンドライトの体積比 ϕ に依存するとモデル化する。その結果、デンドライト先端の温度勾配 G は以下のように与えられる。

$$\begin{aligned} G &= \frac{1}{n+1} \sqrt[3]{\frac{-4\pi}{3\ln(1-\phi)}} N_0^{1/3} \left(1 - \frac{\Delta T_n^{n+1}}{\Delta T_c^{n+1}}\right) (aV)^{1/n} \\ &= \frac{1}{n+1} \sqrt[3]{\frac{-4\pi}{3\ln(1-\phi)}} N_0^{1/3} \left(1 - \frac{\Delta T_n^{n+1}}{(aV)^{(n+1)/n}}\right) (aV)^{1/n} \end{aligned} \quad (24)$$

ここで、 ΔT_n は核過冷、 N_0 は核生成サイトの数、 n は材料定数、 ΔT_c はデンドライト先端の過冷度である。なお、デンドライト先端の過冷度は式 (23) を代入している。レーザ表面溶融や肉盛など温度勾配が大きい場合には、核過冷 ΔT_n は無視することができるため、

$$\frac{G^n}{V} = a \left\{ \sqrt[3]{\frac{-4\pi N_0}{3\ln(1-\phi)}} \frac{1}{n+1} \right\}^n \quad (25)$$

にて示される。式 (25) を変形すると、

$$\phi = 1 - \exp \left[\frac{-4\pi N_0}{3} \left\{ \frac{1}{(n+1)(G^n/aV)^{1/n}} \right\}^3 \right] \quad (26)$$

となる。したがって、組成的過冷状態（温度勾配と凝固速度）と核生成サイト数が与えられるとストレイ結晶の体積比（発生確率）が推算できる。

以下では、Ni 基単結晶超合金に対する表面溶融および肉盛に対して、凝固解析を適用した事例について解説する。

4. 単結晶合金表面溶融部の結晶成長挙動

4.1 表面溶融部の組織および結晶方位

Ni 基単結晶超合金 CMSX-4 を母材とし、定格出力 2 kW の半導体レーザ加工装置を用いて母材 (001) 面に [001] 方向の表面溶融処理を施した。レーザ照射条件を変化させたときの代表的な表面溶融部の断面組織および EBSD 法による結晶方位解析結果を図 4 に示す。レーザ出力×走行速度が 1300 W×100 mm/s のとき、溶融部の凝固組織は板厚方向に一樣に伸びたデンドライト組織を

呈し、EBSP 分析の結果、溶融部は全域にわたり母材と同一の結晶方位を有する。レーザ照射条件が $300\text{ W} \times 1\text{ mm/s}$ のときは、溶融部底部では板厚方向に一樣に伸びたデンドライト組織を呈するが、溶融部表面付近で溶融部底部と 90° 方向に伸びたデンドライト（直交デンドライト）組織が観察される。しかしながら、EBSP による結晶方位解析結果によると、全域にわたり結晶方位は母材とほぼ同一であり、単結晶化が達成されることがわかる。一方、レーザ照射条件が $450\text{ W} \times 0.1\text{ mm/s}$ のときは、溶融部には多くのストレイ結晶が観察され、EBSP 分析結果によると、溶融部は明らかに多結晶化することがわかる。レーザ照射条件を変化させたときの溶融部の結晶制御状況を図 5 にまとめる。レーザ出力が低く、レーザ走行速度が大きい（小入熱）条件範囲において、一方向デンドライト組織となり単結晶化が達成でき、入熱が大きくなると直交デンドライト組織が発生するものの、単結晶状態が保持される条件範囲が存在する。さらに、入熱が大きくなると、ストレイ結晶の形成とともに多結晶化することがわかる。

4.2 表面溶融部の凝固形態および結晶成長の解析

表面溶融を施した際の固液界面の温度分布を精度よく計算するため、溶融池断面形状から熱伝導逆問題による準定常熱伝導解析を実施した。すなわち、レーザ照射条件を変化させたときのそれぞれの溶込み形状を再現するように、分布させた移動点熱源の各熱量を決定し、これらの熱源からの二次元準定常熱伝導を計算した。一方、表面溶融部のデンドライト界面前方の温度勾配と凝固速度は Geometric モデルを用いて解析した。なお、計算では、レーザ熱源が母材 (100) 表面を [100] 方向に沿って走査する場合を想定し、計算対象としたレーザ照射条件は、レーザ出力 $\times$ 走行速度で $300\text{ W} \times 0.1\text{ mm/s}$ 、 $1300\text{ W} \times 1\text{ mm/s}$ 、 $1100\text{ W} \times 10\text{ mm/s}$ および $1900\text{ W} \times 100\text{ mm/s}$ の 4 条件である。図 6～図 8 にそれぞれ表面溶融部断面の凝固形態、デンドライト成長方向（3つの $\langle 100 \rangle$ デンドライト成長方向のうち熱流方向に最も近い方向）およびストレイ結晶の体積比（発生確率）分布を計算した結果を示す。表面溶融部内の凝固形態（図 6）についてみると、いずれの条件も凝固形態は溶融池境界近傍で平滑界面成長およびセル成長となり、溶融部の大部分でデンドライト成長となることがわかる。レーザ走査速度が 1 mm/s 以上に速くなると溶融池境界近傍の平滑界面成長およびセル成長の領域はほとんどみられなくなる。デンドライト成長方向（図 7）に関しては、いずれの条件も溶融部内は [001]、[100] および [010] デンドライトで構成されており、溶融池中央部で [100] デンドライト、溶融池端部近傍で [010] デンドライトおよび溶融池底部近傍で [001] デンドライトがみられる。レーザ出力 $\times$ 走行速度が $300\text{ W} \times 0.1\text{ mm/s}$ および $1300\text{ W} \times 1\text{ mm/s}$ と入熱量の高いレーザ照射条件では溶融部の大部分が [100] デンドライトで占有される。一方、 $1900\text{ W} \times 100\text{ mm/s}$ と入熱量が低いレーザ照射条件の場合は、ほぼ全域が [001] デンドライトで占められ、[100] デンドライトで構成される領域は小さくなる。以上のことから、入熱量の増加に伴い、それぞれのデンドライト成長方向が占める領域の大

きさは変化するものの、成長方向には変化がみられないことがわかる。また、入熱量の増加に伴い [001] デンドライトの領域は減少し、[100] と [010] デンドライトの領域が増加する傾向があることがわかる。一方、表面溶融部内のストレイ結晶の体積比 ϕ の値（図 8）は、溶融池境界から表面中央に向かうに伴い大きくなる傾向があるが、デンドライトの優先成長方向の影響により溶融池の端部近傍では低くなることが窺える。また、レーザ照射条件が $300\text{ W} \times 0.1\text{ mm/s}$ のように入熱量の小さいレーザ条件では ϕ 値は低く、 $1300\text{ W} \times 1\text{ mm/s}$ のように入熱量が高くなると、 ϕ 値は大きくなりストレイ結晶が発生しやすい傾向となる。ストレイ結晶の発生条件を明確にするため、レーザ照射条件を変化させたとき ϕ 値と実験によるストレイ結晶発生条件（図 4 参照）の関係を図 9 に示す。 ϕ 値を 0.5 としたとき、実験により決定されたストレイ結晶の発生条件が計算結果と最もよく一致することがわかる。Hunt は ϕ 値の閾値として、0.5 以上になると等軸粒、0.0066 以下ではコラムナードンドライトなる条件を提案している³⁹⁾。したがって、本解析で決定したストレイ結晶の発生条件は、これらとほぼ対応するものと判断される。

5. 単結晶合金肉盛部の結晶成長挙動

Ni 基単結晶超合金 CMSX-4 を母材とし、母材近組成の René142 のワイヤー（直径：0.67 mm）を溶加材に用いて、母材 (001) 面にレーザ肉盛を施した。レーザ肉盛ではレーザ出力は 600～1200 W に変化させ、レーザ走査速度は表面溶融の結果に基づき単結晶化が達成できる条件である 10 mm/s 一定としたが、肉盛金属の結晶成長に大きな影響を与えるワイヤー供給速度をレーザ走査速度で除した V_f/V_w 値は、肉盛を行う際に重要なパラメータとなることから V_f/V_w 値を 0.8～2.0 に変化させた。

5.1 肉盛部の凝固組織および結晶方位

レーザ照射条件を変化させたときの代表的な肉盛部の断面組織および結晶方位解析結果を図 10 に示す。レーザ出力が 800 W で V_f/V_w が 0.8 のとき、肉盛部底部の凝固組織は板厚方向に一樣に伸びたデンドライト組織を呈するが、肉盛部表面付近および端部では 90° 方向に伸びるデンドライト（直交デンドライト）組織が観察される。また、ビード表面付近にはストレイ結晶がわずかにみられる。EBSP による結晶方位解析結果によると、ビード表面のストレイ結晶を除くほぼ全域で結晶方位は母材とほぼ同一であり、単結晶化が達成されることがわかる。レーザ出力が 1000 W で V_f/V_w が 1.5 のとき、凝固組織に大差はないが、デンドライトが板厚方向に一樣に伸びる領域において、わずかながら微細なストレイ結晶が観察される。一方、レーザ出力が 1000 W で V_f/V_w が 2.0 のときは、肉盛部には多くのストレイ結晶が観察され、肉盛部は明らかに多結晶化することがわかる。レーザ照射条件を変化させたときの肉盛部の凝固組織および結晶制御の状況を図 11 にまとめる。レーザ出力が低く V_f/V_w が小さい条件において、肉盛部の大部分は一方向デンドライトおよび直交デンドライト組織となり単結晶化が達成できる。レ

ーザ出力および V_f/V_w が大きくなると、わずかにストレイ結晶の形成による多結晶粒（異結晶の存在率5%未満）を含むものの、肉盛部の大部分は一方向デンドライト組織で構成される条件範囲が存在する。さらに、レーザー出力および V_f/V_w が増加すると、ストレイ結晶が形成し多結晶化することがわかる。

5.2 肉盛部の凝固形態および結晶成長の解析

凝固解析により肉盛部における凝固形態および結晶成長挙動を解析した。溶加材の母材への溶込みおよび余盛形成挙動を定量的に把握するため、流体解析モデル (Flow-3D)⁴⁰⁾ を用いて母材上における溶融ワイヤーのぬれ・拡がりならびに流れ現象を解析した。得られたビード断面形状（余盛りおよび溶込み）をもとに、表面溶融と同様に熱伝導逆問題による準定常熱伝導解析により肉盛部内の温度分布を解析した。凝固解析結果の一例として凝固過程における肉盛金属内のデンドライト成長方向の経時変化を図12に示す。溶融金属が母材上に最も拡がった状態（流体解析によって計算された溶込み・余盛形状）を初期状態（凝固開始）としている。赤で示す部分が溶融部分（液相）である。凝固は溶融池の端部から開始し、中央部表面にて完了する。ビード底部（特に、中央）では、凝固の進行に伴い母材からエピタキシャルに [001] デンドライトが成長し、ビード上部では直交デンドライト（[100] デンドライト）が成長する過程が確認できる。図13にレーザー肉盛溶接条件を変化させたときの肉盛部の凝固形態、デンドライト成長方向、ストレイ結晶の体積比 ϕ の計算結果および同条件でのビード断面組織と結晶方位解析の結果をまとめて示す。凝固形態はいずれの条件でも肉盛部内がデンドライトで構成され、実験結果とよく一致する。デンドライト成長方向は、肉盛部の下部では [001] デンドライトがみられ、肉盛表層付近では [100] デンドライトにて占められ、 V_f/V_w およびレーザー出力が大きくなるに伴い、[001] デンドライトの占める割合が増加する。実験結果と比較すると、 V_f/V_w が小さい条件ではやや差異がみられるが、他の条件では比較的良好な一致がみられる。一方、ストレイ結晶の体積比 ϕ の計算結果（ ϕ 値は0～1の範囲にて示す）をみると、ストレイ結晶は肉盛表面中央部に向かうに伴い発生しやすい傾向が窺える。実験結果でも肉盛部表層付近で多くのストレイ結晶が発生しているが、実験結果では、中央のみならず端部の表層でもストレイ結晶が多く発生しており、解析結果との差異もみられる。また、 V_f/V_w およびレーザー出力が大きい条件になると、ストレイ結晶の体積比 ϕ の値は大きくなり、実験結果でも同様にストレイ結晶の発生が増加している傾向が窺える。

以上のことから、凝固解析により肉盛部内の組織形態および結晶成長をおおむね予測できることがわかる。一方、表面溶融の場合に比べ凝固解析の精度がやや劣る原因としては、肉盛金属内部の温度分布や母材への溶込み形状を正確に予測できていないためと考えられる。特に、表面溶融と異なり肉盛では熱源が溶加材と母材を同時に溶融し、かつ、溶融金属のぬれ・拡がりおよび母材への溶込み現象も考慮に入れる必要があり、非常に複雑な解析を要する。今後、実現象をより高精度に模擬した温度

解析やビード形成解析が望まれるところである。

5.3 多層・多パス単結晶肉盛への展開

単パス肉盛で表面を除く領域において単結晶化が達成できたレーザー肉盛条件を用いて多層肉盛を行った。肉盛材に René142 ワイヤーを用いて Ni 基単結晶超合金 CMSX-4 の上に多層肉盛を施した。図14にレーザー出力が 800 W、 V_f/V_w が 0.8 で10層1パス肉盛溶接を施したときの肉盛部の断面組織および結晶方位解析の結果を示す。凝固組織はほぼ全面にわたって、厚さ方向に一樣に伸びたデンドライト組織を呈する。また、結晶方位解析の結果から肉盛部内はほぼ母材と同色を呈しており、幅 1.5 mm × 高さ 3 mm 以上の領域において単結晶化が達成されていることがわかる。

肉盛材に René80 相当の NI-183 粉末（ガスアトマイズ粉、粒径 $45 \pm 10 \mu\text{m}$ ）を用いて Ni 基単結晶超合金 CMSX-4 の上に1層4パス肉盛を施した。レーザー照射条件は、レーザー出力 700 W、レーザー走行速度 10 mm/s であり、肉盛材粉末層厚 $500 \mu\text{m}$ としビード幅の約 1/3 を重ねた。多パス肉盛部内の凝固組織および結晶方位解析した結果を図15に示す。肉盛部内の大部分は母材からエピタキシャルに成長するデンドライトで構成される。ビード表面や端部では、成長方向が 90° 異なる直交デンドライトが観察される。また、パスの重なり部では、下半分においては下からエピタキシャルに成長するデンドライトで構成され、上半分においてはビード境界から紙面に平行に成長するデンドライトで構成される傾向がある。結晶方位解析の結果から、肉盛重なり部では右方向に成長したデンドライトは単結晶化するが、表層部のデンドライト成長方向が乱れた箇所は、母材の色とは異なり多結晶化することが確認される。以上のことから、多パス肉盛では、ビード表層を除き大部分の領域にて単結晶化を維持した肉盛が可能であることが明らかとなった。

最後に、多層および多パス肉盛結果をもとに、前層ビード表面を一度溶融させてから次層を肉盛する表面再溶融を併用することによる多層・多パス肉盛を試みた。図16は肉盛材に René142 ワイヤーを用いて Ni 基単結晶超合金 CMSX-4 の上に3層5パスにてレーザー肉盛を施した肉盛部組織を示したものである。肉盛部内の大部分は母材あるいは前層ビードからエピタキシャルに成長するデンドライトで構成される。結晶方位解析の結果によると、1～2層目は母材と同様の方位を示すが、3層目にて一部多結晶化する部分がみられる。なお、ビード表面方向 (RD) からの結晶方位解析結果では、これら多結晶粒は母材と同色を示すことから、一方向凝固した結晶粒であることが窺える。本施工では、第2層と第3層の間にて主に多結晶化するが、これは、本検討の表面溶融にては単結晶化できずに残存した前層ビードのストレイ結晶に起因するものと考えられる。以上のことから、多層・多パス肉盛では、前層ビード表面に存在するストレイ結晶を消失させる表面再溶融を施すことにより、多層・多パス単結晶肉盛が実現できるものと示唆される。

以上のように、凝固解析により選定したレーザー肉盛条件により、1パス多層あるいは1層多パスの単結晶肉盛が可能であることが実証されたが、多層・多パス肉盛で

図4 単結晶合金レーザ表面溶融部の組織および結晶方位

図5 表面溶融部の結晶制御状況に及ぼすレーザ照射条件の影響

図6 表面溶融部における凝固形態の計算結果

図7 表面溶融部におけるデンドライト成長方向の計算結果

図8 表面溶融部におけるストレイ結晶の体積率の計算結果

図9 ストレイ結晶の発生条件（限界 ϕ 値の決定）

図10 単結晶合金肉盛部の断面組織および結晶方位

図11 肉盛部の結晶制御状況に及ぼすレーザー照射条件の影響

図12 凝固過程における肉盛金属内のデンドライト成長方向の経時変化

図13 肉盛部の凝固形態，デンドライト成長方向，ストレイ結晶の体積比 ϕ の計算結果および断面組織，結晶方位解析結果

図14 10層1パス肉盛部の断面組織および結晶方位
(母材：CMSX-4，溶加材：René142)

は微細なストレイ結晶の残存や多結晶化などが生じ（これに起因した高温割れの発生が観察される場合もある），現時点では完全な単結晶肉盛を実現できるに至っていない。しかしながら，今後，より厳密なレーザ照射条件の制御，前層パスに対して高度な表面再溶融処理を施し前層ビード表面に存在するストレイ結晶を消失させるなどの方策を講じることにより，単結晶合金への大面積・厚

肉の結晶制御肉盛が実現できるものと期待される。

6. ま と め

本稿では，単結晶翼に対する溶接補修技術の確立と補修部における結晶制御挙動の理解を目的として，単結晶合金の表面溶融部および肉盛金属部の凝固形態，結晶成

(a) 断面マクロ組織

(b) ビード重なり部の組織

(c) ビード重なり部の結晶方位 (逆極点図)

図15 1層4パス肉盛部の断面組織および結晶方位
(母材：CMSX-4，溶加材：NI-183)

(a) 断面マクロ組織

(b) 結晶方位解析 (ND 方向逆極点図)

(c) 結晶方位解析 (RD 方向逆極点図)

図16 3層5パス肉盛部の断面組織および結晶方位
(母材：CMSX-4，溶加材：René142)

長に対する理論的検討，ならびに，凝固解析によるその予測に関して，これまでの研究をまとめて講述した．単結晶合金の表面溶融部の凝固形態や結晶成長に関しては，高度な理論的取扱いが可能となりつつあるが，肉盛溶接部では定性的挙動は表面溶融部と類似の傾向を示すものの，溶融金属の流動，溶込みおよびビード形態の動的変化などに起因して，温度解析や凝固解析に多くの克服すべき問題点を内包している．特に，多層・多パス肉盛溶接のような実施工に近い条件下での凝固形態や結晶成長の予測は，現時点ではかなりの困難を伴うのが実状である．将来，これらの諸点に関して解決策が見出されれば，単結晶合金の溶接補修に対する凝固解析の適用性は非常に高くなり，結晶制御補修の開発に向け有効な手段となるものと言える．本稿が単結晶翼の溶接補修技術の開

発・確立の一助となれば幸いである．最後に，本稿をまとめるにあたり，ご協力いただいた大阪大学大学院工学研究科博士後期課程藤田善宏君に対して謝意を表します．

参考文献

- 1) 新田明人：“ガスタービン基礎講座－ガスタービンと材料工学（1）－”，日本ガスタービン学会誌，第28巻 第4号（2000），p.285-290.
- 2) 原田広史：“Ni 基超合金開発の現状と新材料の可能性”，日本ガスタービン学会誌，第28巻 第4号（2000），p.14-20.
- 3) 新田明人：“ガスタービン基礎講座－ガスタービンと材料工学（2）－”，日本ガスタービン学会誌，第28巻 第5号（2000），p.391-395.
- 4) 石井潤治：“ガスタービン高温部品の補修技術”，日本ガス

- タービン学会誌, 第29巻 第5号 (2001), p.352-357.
- 5) 山口紘: “大型航空機用の高圧タービン翼とその修理のこれから”, ふえらむ, 第1巻 第9号 (1996), p.693-698.
 - 6) 佐伯博文, 広田法秀, 高尾幸三郎, 高橋孝二: “ガスタービンの検査・修理技術-実態及び今後の動向-”, 日本ガスタービン学会誌, 第24巻 第9号, (1996), p.43-47.
 - 7) M. Rappaz, S. A. David, J. M. Vitek and L. A. Boatner: "Development of Microstructures in Fe-15Ni-15Cr Single Crystal Electron Beam Welds", Metallurgical Transactions A, Vol.20A No.6 (1989), p.1125-1138.
 - 8) S. A. David, J. M. Vitek, M. Rappaz and L. A. Boatner: "Microstructures of Stainless Steel Single-Crystal Electron Beam Welds", Metallurgical Transactions A, Vol.21A No.6 (1990), p.1753-1766.
 - 9) M. Rappaz, S. A. David, J. M. Vitek and L. A. Boatner: "Analysis of Solidification Microstructures in Fe-15Ni-15Cr Single Crystal Welds", Metallurgical Transactions A, Vol.21A No.6 (1990), p.1767-1782.
 - 10) M. Rappaz, J. M. Vitek, S. A. David and L. A. Boatner: "Microstructural Formation in Longitudinal Bicrystal Welds", Metallurgical Transactions A, Vol.24A No.6 (1993), p.1433-1446.
 - 11) S. A. David, J. M. Vitek, L. A. Boatner and M. Rappaz: "Application of Single Crystals to Achieve Quantitative Understanding of Weld Microstructures", Materials Science and Technology, Vol.11 No.9 (1995), p.939-947.
 - 12) S. A. David, J. M. Vitek, S. S. Babu, L. A. Boatner and R. W. Reed: "Welding of Nickel Base Superalloy Single Crystals", Science and Technology of Welding and Joining, Vol.2 No.2 (1997), p.79-88.
 - 13) J. M. Vitek, S. A. David and L. A. Boatner: "Microstructural Development in Single Crystal Nickel Base Superalloy Welds", Science and Technology of Welding and Joining, Vol.2 No.3 (1997), p.109-118.
 - 14) S. A. David, J. M. Vitek, S. S. Babu, L. A. Boatner and R. W. Reed: "Welding of Nickel Base Superalloy Single Crystals", Welding in the World, Vol.43 No.6 (1999), p.6-17.
 - 15) 中村大祐, 井本直優, 廣瀬明夫, 小林紘二郎, 牧野吉延, 木村盛一郎: “Ni 基精密鋳造合金単結晶材料のレーザー溶接”, 溶接学会全国大会講演概要, 第67集 (2000), p.42-43.
 - 16) S. Yang, W. Huang, W. Liu, M. Zhong and Y. Zhou: "Development of Microstructures in Laser Surface Remelting of DD2 Single Crystal", Acta Materialia, Vol.50 (2002), p.315-325.
 - 17) 下島幸郎, 豊田真彦, 月元晃司: “YAG レーザによる Ni 基単結晶合金補修技術の基礎的検討”, 溶接学会全国大会講演概要, 第70集 (2002), p.12-13.
 - 18) 坂本克, 柴柳敏哉, 片山聖二: “Ni 基超耐熱合金の溶融溶接性 (第1報) - ミクロ組織の形成に及ぼす溶接法および溶接条件の影響 -”, 溶接学会全国大会講演概要, 第72集 (2003), p.120-121.
 - 19) 坂本克, 片山聖二: “Ni 基超耐熱合金の溶融溶接性 (第2報) - 高温割れの発生・防止に及ぼす溶接条件の影響 -”, 溶接学会全国大会講演概要, 第72集 (2003), p.122-123.
 - 20) 坂本克, 片山聖二: “Ni 基超耐熱合金の溶融溶接性 (第3報) - 多結晶化に及ぼす母材結晶面と方位の影響 -”, 溶接学会全国大会講演概要, 第73集 (2003), p.100-101.
 - 21) J.-W. Park, S. S. Babu, J. M. Vitek, E. A. Kenik and S. A. David: "Stray Grain Formation in Single Crystal Ni-base Superalloy Welds", Journal of Applied Physics, Vol.94, No.6 (2003), p.4203-4209.
 - 22) J.-W. Park, J. M. Vitek, S. S. Babu and S. A. David: "Stray Grain Formation, Thermomechanical Stress and Solidification Cracking in Single Crystal Nickel Base Superalloy Welds", Science and Technology of Welding and Joining, Vol.9 No.6 (2004), p.472-482.
 - 23) S. S. Babu, S. A. David, J. W. Park and J. M. Vitek: "Joining of Nickel Base Superalloy Single Crystals", Science and Technology of Welding and Joining, Vol.9 No.1 (2004), p.1-12.
 - 24) N. Wang, S. Mokadem, M. Rappaz and W. Kurz: "Solidification Cracking of Superalloy Single- and Bi-crystals", Acta Materialia, 52 (2004), p.3173-3182.
 - 25) R. Baumann, B. Fritsche and M. Gaumann: "Repairing Single Crystal", Sulzer Technical Review, No.2 (1997), p.38-41.
 - 26) M. Gaumann, R. Trivedi and W. Kurz: "Nucleation Ahead of the Advancing Interface in Directional Solidification", Materials Science and Engineering A, Vol.226-228 (1997), p.763-769.
 - 27) M. Gaumann, J.D.Wangiere and W. Kurz: "Microstructure Selection in a Laser Surface Treated Single Crystal Superalloy", 6eme Colloq Int Soudage Fusion Faisceaux Electrons Laser Tome 1, (1998), p.495-502.
 - 28) F. Cleton, P. H. Jouneau, S. Henry, M. Gaumann and P. A. Buffat: "Crystallographic Orientation Assessment by Electron Backscattered Diffraction", Scanning, Vol.21 (1999), p.232-237.
 - 29) M. Gaumann, S. Henry, F. Cleton, J.-D. Wanniére and W. Kurz: "Epitaxial Laser Metal Forming: Analysis of Microstructure Formation", Materials Science and Engineering A, Vol.271 (1999), p.232-241.
 - 30) L. Felberbaum, K. Voisey, M. Gaumann, B. Viguier and A. Mortensen: "Thermal Fatigue of Single-Crystalline Superalloy CMSX-4: a Comparison of Epitaxial Laser-Deposited Material with the Base Single Crystal", Materials Science and Engineering A, Vol.299 (2001), p.152-156.
 - 31) W. Kurz, C. Bezencon and M. Gaumann: "Columnar to Equiaxed Transition in Solidification Processing", Science and Technology of Advanced Materials, No.2 (2001), p.185-191.
 - 32) M. Gaumann, C. Bezencon, P. Canalis and W. Kurz: "Single-Crystal Laser Deposition of Superalloys: Processing-Microstructure Maps", Acta Materialia, Vol.49 (2001), p.051-1062.
 - 33) J. D. Hunt: "Steady State Columnar and Equiaxed Growth of Dendrites and Eutectic", Materials Science and Engineering, Vol.65 (1984), p.75-83.
 - 34) J. M. Vitek: "The effect of Welding Conditions on Stray Grain Formation in Single Crystal Welds -Theoretical Analysis", Acta Materialia, 53 (2005), p.53-67.
 - 35) W. Liu and J. N. DuPont: "Effects of Melt-pool Geometry on Crystal Growth and Microstructure Development in Laser Surface-melted Superalloy Single Crystals. Mathematical Modeling of Single-crystal Growth in a Melt Pool (part I)", Acta Materialia, 52 (2004), p.4833-4847.
 - 36) W. Liu and J. N. DuPont: "Effects of Substrate Crystallographic Orientations on Crystal Growth and Microstructure Development in Laser Surface-melted Superalloy Single Crystals. Mathematical Modeling of Single-crystal Growth in a Melt Pool (part II)", Acta Materialia, 53 (2005), p.1545-1558.
 - 37) 木村静太, 川人洋介, 片山聖二: “ニッケル基超耐熱単結晶合金のレーザープロトタイピング”, 溶接学会全国大会講演概要, 第77集 (2005), p.129-130.
 - 38) H.-W. Bieler, Robert Baumann, B. Fritsche and M. Gaumann: "Repairing Single Crystals", Sulzer Technical Review, 2/97 (1997), p.38-41.
 - 39) 川崎憲治, 下島幸郎, 豊田真彦, 石出孝, 貴志公博: “LD

- レーザを用いた局部結晶制御によるガスタービン翼補修技術の開発”, 第63回レーザ加工学会講演論文集, (2005), p.104-106.
- 40) T. Malot and P. Aubry: "Results on Process Engineering and Control of Single Crystal Blades Laser Repairing", ICALEO2005 Congress Proceedings (2005), p.549-556.
 - 41) C. Bezencon, A. Schnell and W. Kurz: "Epitaxial Deposition of MCrAlY Coatings on a Ni-Base Superalloy by Laser Cladding", Scripta Materialia, Vol.49 (2003), p.705-709.
 - 42) M. Rappaz, M. Gremaud, R. Dekumbis and W. Kurz: Laser Treatment of Materials, ed. by B.L.Mordike, DGM Informationsgesellschaft-Verlag (1987), p.43-53.
 - 43) P. N. Quested and M. MacLean: "Solidification Morphologies in Directionally Solidified Superalloys", Materials Science and Engineering, 65 (1984), p.171-180.
 - 44) Flow Science, Inc. Customized by CFD Lab., (2006).