Ni 基単結晶超合金の表面溶融部の組織学的検討*

－単結晶合金タービン翼の結晶制御補修に関する研究－

藤田 善宏**, 才田 一幸***, 西本 和俊***, 布施 俊明****

Analysis of Microstructure in Surface-melted Region of Ni-base Single Crystal Superalloy* - Crystalline Controlled Repairing of Single Crystal Superalloy Turbine Blades -

by FUJITA Yoshihiro**, SAIDA Kazuyoshi***, NISHIMOTO Kazutoshi*** and FUSE Toshiaki****

Crystal growth behavior in the surface-melted region of Ni-base single crystal superalloy CMSX-4 was investigated. The surface melting was conducted using 2kW diode laser or gas tungsten arc. Laser power and scanning speed in laser surface melting were varied while defocusing distance and shielding gas (Ar) flow rate were fixed. For arc surface melting, arc current and welding speed were varied. Specimen surfaces were arranged parallel to the (001) of the base metal. The microstructure and crystal orientation in the melted region were analyzed by using optical microscopy, scanning electron microscopy(SEM) and electron backscattered pattern analysis(EBSP). The microstructure and crystal orientation in laser surface-melted region were markedly influenced by heat input. The laser surface-melted region under low heat input conditions was found to be solidified as the single-crystalline state with unidirectional dendrites which grew along the [001] directions. The laser surface-melted region under intermediate heat input conditions was also single-crystalline with dendrites which grew along the [001], [010] and [100] directions. In contrast, in the case of high heat input conditions, the laser surface-melted region was consisted of polycrystal with stray crystals. Such tendencies were also observed in the melted region with gas tungsten arc. These results demonstrate that heat input significantly affects single-crystallinity regardless of the type of heat source, such as laser and arc. Furthermore, stray crystal formation in surface-melted region was investigated in detail by using SEM and EBSP. From the results of these experiments, it is revealed that stray crystal formation was affected by constitutional supercooling and dendrite growth direction.

Key Words: Ni-base superalloy, Single crystal, Laser surface-melting, TIG arc surface-melting, Solidification, Stray crystal, Crystal orientation, Microstructure, Single-crystallization

1. 緒 言

Ni 基単結晶超合金は、現在、実用的に最も耐用温度の高い耐熱材料として、航空機用ジェットエンジンや発電用ガスタービンにおけるタービン翼として用いられている。しかしながら、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、疲労や腐食による減肉やき裂などの損傷は避けがたい。また、高価な部品であるため、コスト低減を目的として、損傷を受けたタービン翼に対する補修が必要とされる。

従来の多結晶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9%を、また、エンジン部品に対する補修費用のうちタービン翼の補修はその半分を占めるとされている¹⁾。これまで、タービン動翼先端部に対して低電流 TIG 溶接や WRAP™ (Weld Repair Advanced Process™) 溶接による補修が採用され、一方、タービン静翼のき裂に対しては拡散ろう付補修や液相拡散補修が採用されてきた²⁻⁶⁾。しかしながら、単結晶翼に対して、従来の補修を施すと、補修部において多結晶化が危惧される。特に、単結晶合金は粒界強化元素が添加されていないことから、補修部で多結晶化が生じると著しく強度が低下する。このため、これらの単結晶合金に対する補修技術の確立が求められている。補修を実施するためには、補修部の単結晶化が必須であり、そのためには、単結晶合金溶融部における凝固現象ならびに結晶制御状況に関する基礎的知見を得る必要がある。

単結晶合金の溶融溶接に関する研究は、これまでにいくつか報告されている⁷⁻³⁰⁾。しかしながら、単結晶挙動は十分に解明されておらず、したがって、単結晶化が達成できる条件も明確でない。

そこで、本報告では、単結晶合金の溶融補修部の単結晶挙動を明らかにすべく、Ni 基単結晶超合金の表面溶融部の組織観察および結晶方位解析を行った。熱源には、半導体レーザ、もしくは、TIG アークを用い、入熱量と表面溶融

*受付日 平成19年11月21日 受理日 平成20年3月3日 平成15年度秋季全国大会で発表

**学生員 大阪大学工学研究科生産科学専攻 Student Member, Department of Manufacturing Science, Graduate School of Engineering, Osaka University

***正 員 大阪大学工学研究科マテリアル生産科学専攻 Member, Division of Materials & Manufacturing Science, Graduate School of Engineering, Osaka University

**** (株)東芝 電力・社会システム技術開発センター Power & Industrial Systems R&D Center, Toshiba Corporation

部の単結晶化状況との関係について検討を加えた。また、溶融部内の直交デンドライト会合部の組織解析、表面溶融部単結晶化領域の拡大およびストレイ結晶形成挙動の調査を実施し、表面溶融部の単結晶化条件を検討した。

2. 供試材料および実験方法

2.1 供試材料

供試した母材はNi基単結晶超合金CMSX-4である。その化学組成をTable 1に示す。試験片形状は $20\text{ mm}^{\text{L}} \times 20\text{ mm}^{\text{W}} \times 3\text{ mm}^{\text{T}}$ とし、表面の結晶方位が(001)となるように準備した。なお、表面はエメリー紙1500番で仕上げた。

2.2 表面溶融方法

半導体レーザーによる表面溶融は、Fig. 1 (a)に示すように定格出力2kWの半導体レーザーを用いて実施した。レーザーは出力150~1900 Wおよび走査速度0.1~100 mm/sで変化させ、焦点はずし距離0mm、シールドガスにAr (0.13 L/s)を用いて照射した。一方、TIG アークによる表面溶融は、Fig. 1 (b)に示すようにアークは電流値20~100 Aおよび走査速度1.13~10 mm/sで変化させ、電圧値11 V、シールドガスにAr (0.17 L/s)を用いてメルトラン溶接した。レーザーおよびアーク走査面は母材(001)、走査方向は[001]もしくは[110]である。なお、レーザーのビーム形状は円形であり、径は2.25 mmである。

2.3 組織観察方法

試料を底面に対して垂直に切断した後、切断面をバフ研磨まで仕上げてアセトン脱脂した。その後、腐食液(塩酸10 ml+エタノール90 ml)を用いて3 Vで10~25 s間腐食することにより組織を現出させた。組織の観察は光学顕微鏡(OM)および走査型電子顕微鏡(SEM)を用いた。

2.4 元素分析方法

元素分析は、波長分散型X線分析装置(EPMA)を用いて行った。分析に際し、試料分析面をバフまで研磨し、それを分析に供した。

2.5 結晶方位解析方法

表面溶融部の結晶方位はElectron Backscatter Diffraction Pattern (EBSP)法により調査した。測定に際し、試料調査面をコロイダルシリカ $0.05\text{ }\mu\text{m}$ まで研磨した。分析は、試料に電子線を照射し、反射回折によって生じる菊地パターンをOrientation Imaging Microscopy (OIM)に取り込み、Hough変換後、バンド検出し、対応する結晶面の指数を決定することにより、結晶方位を定めた。測定結果は逆極点図および粒界マップにより表示した。なお、母材CMSX-4は、 8° 程度までの方位差を許容する単結晶合金であるため、本表面溶融においても 8° 以上の方位差を有する場合を異方位(多結晶)とみなした。

3. 表面溶融部の組織と結晶方位

3.1 半導体レーザーによる表面溶融

Ni基単結晶超合金CMSX-4を母材とし、定格出力2kWの半導体レーザー加工装置を用いて母材(001)面に表面溶融処理を施した。レーザー照射条件を変化させ、[110]方向にレーザーを走査したときの代表的な表面溶融部の断面組織および結晶方位解析結果をFig. 2に示す。レーザー照射条件がレーザー出力1300 W、走査速度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一方向デンドライト組織を呈し、結晶方位解析の結果、溶融部は全域にわたり母材と同一の結晶方位を有する。なお、ここでのデンドライトの一次アーム成長方向は[001]方向に相当し、溶融部内の

Fig. 1 Schematic illustration of surface-melting procedure.

Table 1 Chemical composition of base metal used (mass%).

Material	Ni	Cr	Co	Mo	W	Ti	Al	Ta	Re	Hf
Base metal CMSX-4	Bal.	6.5	9.0	0.6	6.0	1.0	5.6	6.5	3.0	0.1

Fig. 2 Macrostructure and crystal orientation of laser surface-melted regions of CMSX-4.

単結晶化が達成されることがわかる。レーザ照射条件がレーザ出力 300 W、走査速度 1mm/s のときは、溶融部底部では板厚方向に一樣に伸びた一方向デンドライト組織（[001] デンドライト）を呈するが、溶融部表面付近で異なる方向に伸びた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ていることがわかる。母材 CMSX-4（面心立方格子）の結晶構造の対称性を考慮すると、これら異なる方向に成長するデンドライトが [001] デンドライトに垂直な方向に成長する [100] もしくは [010] デンドライトであると判断される。本研究では、これらの垂直な方向に成長するデンドライトを直交デンドライトと呼ぶこととする。同様の直交デンドライト組織は、Vitek ら²⁰⁾や Yang ら²⁴⁾によっても報告されている。一方、レーザ照射条件がレーザ出力 450 W、走査速度 0.1 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、結晶方位解析結果によると、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 Fig. 3 に示す。図では、横軸にレーザ走査速度、縦軸にレーザ出力をとった。なお、ここでは、入熱量が結晶制御に与える影響を理解することを意図し、レーザ走査速度は、大きな値が軸の左端となるように表した。また、溶融部の組織は、一方向デンドライトで構成され単結晶化が達成される組織、一方向デンドライトおよび直交デンドライトで構成され単結晶化が達成される組織、およびストレイ結晶が発生し多結晶化する組織の 3 種類に分類し表示した。なお、図の左下は入熱量が少ないため溶融しない領域である。Fig. 3 からレーザ出力が低く、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。

3.2 TIG アークによる表面溶融

TIG アークによる表面溶融処理において、入熱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結晶方位解析結果を Fig. 4 に示す。アークは母材 (001) 面を [100] 方向に走査している。入熱条件がアーク電流 50 A、溶接速度 10 mm/s のとき、溶融部の凝固組織は板厚方向に一

Fig. 3 Crystallinity control in laser surface-melted region of CMSX-4.

Fig. 4 Macrostructure and crystal orientation of arc surface-melted regions of CMSX-4.

Fig. 5 Crystallinity control in arc surface-melted region of CSMX-4.

様に伸びた一方向デンドライト ([001] デンドライト) 組織を呈し、結晶方位解析の結果、溶融部は全域にわたり母材と同一の結晶方位を有する。入熱条件がアーク電流 50 A、溶接速度 1.13 mm/s のときは、溶融部底部では板厚方向に一樣に伸びた一方向デンドライト組織を呈するが、溶融部中央では紙面に垂直な方向に成長する [100] デンドライトが観察され、端部では溶融池境界から左右に向かって成長する [010] デンドライト観察される。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、レーザによる表面溶融と同様、単結晶化が達成されることがわかる。一方、入熱条件がアーク電流 100 A、溶接速度 10 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、結晶方位解析結果によると、

溶融部は明らかに多結晶化することがわかる。レーザ表面溶融と同様に、入熱条件を変化させたときの溶融部の結晶制御状況を Fig. 5 に示す。溶接入熱が低く、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。

このように、TIG アークによる表面溶融部でも、半導体レーザの場合と同様の組織形態変化が認められた。このことから、表面溶融部内の組織および結晶方位は、熱源の種類にかかわらず、主として、入熱量により大きく影響を受けることがわかる。

4. 表面溶融部における直交デンドライト会合部の組織解析

これまでの組織解析より、表面溶融および肉盛部の組織は一方向デンドライトおよび直交デンドライトで構成されているにもかかわらず、溶融・肉盛部内は母材とほぼ同一の結晶方位を有し単結晶化していることがわかった。しかしながら、これらデンドライトが会合する部分は、異なる方向に成長するデンドライトの境界部分に位置するため、析出物、偏析および亜粒界の形成などが危惧される。そこで、これらデンドライト会合部の組織を詳細に観察した。Fig. 6 にレーザ出力 1100 W、走査速度 10 mm/s で母材 (001) 面を [100] 方向に表面溶融を行った場合のデンドライト会合部の組織を SEM により観察した結果を示す。この図では [100], [010] および [001] デンドライトの会合部、[100] と [010] デンドライトの会合部、[010] と [001] デンドライトの会合部、[100] と [001] デンドライトの会合部の 4 部位を

Fig. 6 Microstructures of region showing crosslike morphology of dendrites.

1000倍および5000倍で観察した結果を示している。いずれのSEM組織からも会合部において明確な析出物はみられない。また、直交 dendrait 会合部を EPMA により元素分析した結果を Fig. 7 に示す。Fig. 7 は、[100]、[010] および [001] dendrait の会合部近傍における CMSX-4 の構成元

素 Ni、Co、Cr、Ta、W、Al、Re、Ti、Mo および Hf の元素分布のマッピングである。Co、W および Re は、 dendrait 樹芯で濃化する傾向があり、一方、Ta、Al および Ti は dendrait 樹間にて濃化する傾向がみられた。しかしながら、 dendrait 会合部ではいずれの元素も濃化している様子はみられずミクロ偏析は確認できない。

さらに、 dendrait 会合部近傍を $0.5\mu\text{m}$ ごとに、詳細な結晶方位解析を行った。Fig. 8 に逆極点図および粒界の方位差を $2\sim 4^\circ$ 、 $4\sim 6^\circ$ 、 $6\sim 8^\circ$ および 8° 以上に色分けした粒界マップを示す。逆極点図ではほとんど色の差はみられず結晶方位差は確認し難い。一方、粒界マップをみると、[100] と [010] 方向に成長する dendrait 会合部および [010] と [001] 方向に成長する dendrait 会合部において $0\sim 4^\circ$ の角度差が存在し、[100] と [001] 方向に成長する dendrait 会合部では $4\sim 8^\circ$ の角度差があることがわかる。これらのことから、 dendrait 会合部では場所により数度の亜粒界が存在することが明らかとなった。これは母材 CMSX-4 が数度の亜粒界を含む単結晶合金であるため、方位のわずかに異なる結晶粒をもとに dendrait がエピタキシャル成長したため、 dendrait 会合部にて亜粒界が確認されたものと推察される。

以上のように、 dendrait 会合部では、析出物および偏析の存在は確認されず、また、母材と同程度の単結晶状態が達成されることが明らかとなった。

5. 表面溶融部の単結晶化可能領域の拡大に関する検討

以上の検討では、単パス表面溶融の場合、適切な入熱条件を選択することで、溶融部内の単結晶化が達成されることを明らかにした。しかしながら、単結晶の補修を実施する場合、単結晶化可能領域（補修領域）を拡大するために、

Fig. 7 EPMA analysis of region showing crosslike morphology of dendrites.

Fig. 8 Inverse pole figure map and grain boundary map of region showing crosslike morphology of dendrites.

(a) Laser power: 1500W, Laser scanning speed: 100mm/s.

(b) Laser power: 900W, Laser scanning speed: 10mm/s.

Fig. 9 Macrostructure and crystal orientation of multipass laser surface-melted regions of CMSX-4.

マルチパス表面溶融が必要になると考えられる。そこで、パスの重なり部の単結晶化状況についても調査を行った。マルチパス表面溶融は単パス表面溶融で単結晶化が達成できたレーザー表面溶融条件を用いて行った。Fig. 9 にレーザー照射条件がレーザー出力 1500 W、走査速度 100 mm/s およびレーザー出力 900 W、走査速度 10 mm/s で、マルチパス表面溶融を施した断面の組織および結晶方位解析の結果を示す。Fig. 9 (a) は下から板厚方向に成長する一方向デンドライトのみで構成される条件（レーザー出力：1500 W、レーザー走査速度：100 mm/s）でマルチパスを行った試料であり、Fig. 9 (b) は下から板厚方向に向かって成長する一方向デンドライトに加え、直交デンドライトも含む条件（レーザー出力：

Fig. 10 Macrostructure, inverse pole figure and grain boundary map of longitudinal section of surface-melted region for CMSX-4.

900 W、レーザー走査速度：10 mm/s）でマルチパスを行った試料である。Fig. 9 (a) のパスの重なり部は、下からエピタキシャルに成長する一方向デンドライトのみで構成されており、Fig. 9 (b) では溶融部の下半分は母材からエピタキシャルに成長する一方向デンドライトで構成され、上半分はビード境界から紙面に平行に成長する直交デンドライトで構成される。また、結晶方位解析の結果から、両試料とも

パスの重なり部は母材と同一結晶方位であり、単結晶化が達成される。このことから、マルチパス表面溶融でも単パス表面溶融で単結晶化した条件範囲にて溶融を施せば、単結晶状態を維持できることが明らかとなった。

6. 表面溶融部のストレイ結晶形成に関する考察

表面溶融部の多結晶化の原因は主としてストレイ結晶の発生であり、単結晶化を達成するためには、これらストレイ結晶の発生および成長挙動について理解する必要がある。そこで、Fig. 10 に示すように、溶融部の端から中央方向に向かって順に、試料の I～VI の溶融方向断面の組織および結晶方位について調査した。試料にはレーザ出力 1300 W、走査速度 10 mm/s で母材 (100) 面上にレーザを [100] 方向に走査して得た表面溶融材を用いた。Fig. 10 における I～VI の 6 断面の間隔は約 70 μm であり、ストレイ結晶は、組織と EBSP 法による逆極点図および粒界マップにて表した。図における点線は、デンドライト会合部を示しており、粒界マップでは 8° 以上の角度差がある粒界を黒線で表示した。ストレイ結晶の発生は、例えば、断面 II の A 点において溶融池境界と [010] および [001] デンドライトの会合部でみられ、また、断面 II の B 点では溶融池境界、断面 V の C 点では [010] と [100] デンドライトの会合部でみられる。このように、ストレイ結晶は、主に、溶融池境界部もしくはデンドライト会合部にて発生することがわかる。一般に、ストレイ結晶の発生は組成的過冷が大きい場合、すなわち、温度勾配が小さく、凝固速度が速い条件下で発生しやすい³¹⁾。しかしながら、溶融池境界部は溶融池内において最も温度勾配が大きく凝固速度が遅い箇所であり、組成的過冷理論によってこのストレイ結晶の発生を説明することはできない。このようなストレイ結晶の発生に類似した例として、鑄造の一方凝固時に平滑界面からデンドライト凝固へ移行する際に発生するストレイ結晶が挙げられる。溶融池境界も平滑界面からデンドライトへ移行する箇所であるため類似の現象が起こっていると考えられる。平滑界面が崩壊する際、デンドライトが急速に成長し、その後、成長速度が著しく減衰する現象がみられる。Yasuda ら³²⁾はこのようなデンドライト成長速度の乱れによって固液界面が乱れ溶質濃度に差が生じ対流によりデンドライト先端の乖離が起こるためストレイ結晶が発生したと述べている。一方、デンドライト会合部での発生については、明確な理由は不明であるが、Rappaz ら¹⁴⁾の Geometric モデルによると、これらデンドライト会合部はデンドライト成長方向と熱流方向とのなす角度が最も大きい箇所に相当する。通常、母材結晶方位の影響を受けていないデンドライトの優先成長方向は熱流方向であることから、このような会合部は本来デンドライトが成長しにくい場所であり、その結果、ストレイ結晶が発生しやすい箇所になったと推察される。

以上のように、ストレイ結晶は、主として、溶融池境界

部もしくはデンドライト会合部で発生することがわかった。しかしながら、断面 II および III の B 点をみてわかるように、発生したストレイ結晶はかならずしも大きく成長するとは限らないことがわかる。大部分のストレイ結晶は周囲の一方デンドライトにより成長を抑制され、周囲のデンドライト成長方向と同方向に成長できた場合でも、B 点のように直交デンドライトにより成長を妨げられるため大きく成長できない。一方、断面 II～IV の A 点に示すように、ストレイ結晶がデンドライト会合部に沿って成長した場合には、ストレイ結晶が大きく成長しやすい。これは、ストレイ結晶が、会合部に位置するため周囲のデンドライトによって成長を妨げられにくく、その結果、組成的過冷の大きくなるビード表層に向かうにつれて大きく成長したことによると推察される。

7. 結 言

本報告では、母材に Ni 基単結晶超合金である CMSX-4 を用い、半導体レーザおよび TIG アークによる表面溶融部の組織と結晶方位を調査し、単結晶可能条件について検討した。また、溶融部内における直交デンドライト会合部の組織解析、単結晶化可能領域の拡大、ストレイ結晶形成挙動についても検討を加えた。以下に得られた結果を要約する。

- (1) 半導体レーザおよび TIG アークによって表面溶融を行ったところ、小入熱の条件では、表面溶融部内は母材からエピタキシャルに成長する一方デンドライトで構成され単結晶化が達成された。入熱量が増加すると直交デンドライトがみられるものの単結晶化が達成された。さらに入熱量が増加するとストレイ結晶が発生し多結晶化した。このことから、溶融部内の単結晶化は小入熱の条件にて達成されやすいこと、また、溶融部の単結晶化には、熱源の種類にかかわらず、入熱量が大きな影響を与えていることが明らかとなった。
- (2) デンドライト会合部について組織観察、元素分析および結晶方位解析を行った。析出物および偏析の存在は確認されず、また、母材と同程度の単結晶状態が達成されることが明らかとなった。
- (3) マルチパス表面溶融では、単パス表面溶融と同様、パスの重なり部でも単結晶化が達成できることがわかった。
- (4) ストレイ結晶は、溶融池境界およびデンドライト会合部で、主として、発生しやすく、また、ストレイ結晶がデンドライト会合部に沿って成長した場合には、ストレイ結晶が大きく成長しやすいことが明らかとなった。

なお、本論文に掲載の商品名称は、それぞれ各社が商標として使用している場合があります。

謝 辞

本研究の遂行に当たりご協力頂いた㈱東芝の吉岡洋明氏、高久歴氏に対して厚く御礼申し上げます。また、本研究の一部は、文部科学省21世紀COEプログラム「構造・機能先進材料デザイン研究拠点の形成」(研究代表者：大阪大学教授馬越佑吉)の補助を受けて実施しました。

参 考 文 献

- 1) A. D. Kennedy, J. Cuthbert and C. Pappas: Prolongation of Service Life of Superalloy Components of Aero Gas Turbines by Cost Effective Braze Repair Technology, Dtsch Verlag Schweissstsch, 192 (1998), 1-4.
- 2) K. Yamaguchi: Refurbishment of High Pressure Turbine Parts for Wide Body Aircraft, Journal of the Gas Turbine Society of Japan, 21-82 (1993), 3-10. (in Japanese)
- 3) K. Yamaguchi: High Pressure Turbine Airfoil and Its Repair for Wide Body Aircraft, Ferrum, 1-9 (1996), 693-698. (in Japanese)
- 4) H. Saeki, N. Hirota, K. Takao and K. Takahashi: Inspection & Refurbishment for Hot Parts of Industrial Gas Turbine -Current Status & Future Trends-, Journal of the Gas Turbine Society of Japan, 24-93 (1996), 43-47. (in Japanese)
- 5) J. Ishii: Gas Turbine Hot Parts Repair Technology, Journal of the Gas Turbine Society of Japan, 29-5 (2001), 352-357. (in Japanese)
- 6) Yomei Yoshioka: Evolution of Repair Technologies for Heavy-Duty Gas Turbines High Temperature Components, Journal of the Gas Turbine Society of Japan, 32-3, 178-182. (in Japanese)
- 7) Tomio Senda, Fukuhisa Matsuda, Mitsuaki Kato and Hiroji Nakagawa: X-ray Investigation on Modes of Epitaxial and Dendritic Growth in Weld Metal, Technology reports of the Osaka University, 916 (1969), 89-98.
- 8) Tomio Senda, Fukuhisa Matsuda, Mitsuaki Kato and Hiroji Nakagawa: Mechanism of Weld Solidification and Behavior of its Structure (Report 1) -Epitaxial Growth at the Fusion Boundary and Crystallographic Properties of Dendrites Developed in the Crater-, Journal of the Japan Welding Society, 38-12 (1969), 1379-1384. (in Japanese)
- 9) Hiroji Nakagawa, Mitsuaki Katoh, Fukuhisa Matsuda and Tomio Senda: X-ray Investigations on Solidification Structures in Weld Metal, Transactions of the Japan Welding Society, (1970), 94-103.
- 10) Tomio Senda, Fukuhisa Matsuda, Mitsuaki Kato and Hiroji Nakagawa: Mechanism of Weld Solidification and Behavior of its Structure (Report 2) -Microscopic and Crystallographic Properties of Subgrains in Aluminum-, Journal of the Japan Welding Society, 39-7 (1970), 644-651. (in Japanese)
- 11) Hiroji Nakagawa, Mitsuaki Katoh, Fukuhisa Matsuda and Tomio Senda: Crystallographic Investigation for Origination of New Columnar Crystal in Aluminum Weld Metal Using Single Crystal Sheet, Transactions of the Japan Welding Society, 2-1 (1971), 1-9.
- 12) Tomio Senda, Fukuhisa Matsuda, Mitsuaki Kato and Hiroji Nakagawa: Mechanism of Weld Solidification and Behavior of its Structure (Report 5) -Crystallographic Investigation for Origination of New Columnar Crystal in Weld Metal of Aluminum Single Crystal-, Journal of the Japan Welding Society, 40-3 (1971), 242-250. (in Japanese)
- 13) Yutaka Hiraoka, Masatoshi Okada, Hirosada Irie and Tadayuki Fujii: Tensile Properties of Electron-Beam-Welded Single Crystals of Molybdenum, Journal of the Japan Institute of Metals, 51-5 (1987), 407-412. (in Japanese)
- 14) 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, 20-6 (1989), 1125-1138.
- 15) S. A. David, J. M. Vitek, M. Rappaz and L. A. Boatner: Microstructures of Stainless Steel Single-Crystal Electron Beam Welds, Metallurgical Transactions A, 21-6 (1990), 1753-1766.
- 16) 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, 21-6 (1990), 1767-1782.
- 17) M. Rappaz, J. M. Vitek, S. A. David and L. A. Boatner: Microstructural Formation in Longitudinal Bicrystal Welds, Metallurgical Transactions A, 24-6 (1993), 1433-1446.
- 18) 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, 11-9 (1995), 939-947.
- 19) 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, 2-2 (1997), 79-88.
- 20) 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, 2-3 (1997), 109-118.
- 21) 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, 43-6 (1999), 6-17.
- 22) M. Gäumann, 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), 495-502.
- 23) Akio Hirose, Daisuke Nakamura, Hiroto Yanagawa and Kojiro F. Kobayashi: Microstructure and Mechanical Property of Laser Welds of Single Crystal Nickel Base Superalloy CMSX-4, Materials Science Forum, 426-432 (2003), 4007-4012.
- 24) Sen Yang, Weidong Huang, Wenjin Liu, Minlin Zhong and Yaohe Zhou: Development of Microstructures in Laser Surface Remelting of DD2 Single Crystal, Acta Materialia, 50 (2002), 315-325.
- 25) 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, 94-6 (2003), 4203-4209.
- 26) J. M. Vitek, S. S. Babu, S.A. David and J.-W. Park: Microstructure Development in Single Crystal Welds, Materials Science Forum, 426-432 (2003), 4123-4128.
- 27) 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, 9-6 (2004), 472-482.
- 28) 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, 9-1 (2004), 1-12.
- 29) N. Wang, S. Mokadem, M. Rappaz and W. Kurz: Solidification Cracking of Superalloy Single- and Bi-crystals, Acta Materialia, 52 (2004), 3173-3182.
- 30) M. Ahmad, J. I. Akhter and M. A. Shaikh: Microstructure Evolution in the Electron Beam Treated Surface of a Ni-Base Single Crystal, Journal of Alloys and Compounds, 422 (2006), 97-101.
- 31) W. C. Winegard, Atsumi Ono (translator): 金属凝固学概論, chijinshokan, 44-46. (in Japanese)
- 32) H. Yasuda, I. Ohnaka, K. Kawasaki, A. Sugiyama, T. Ohmichi, J. Iwane and K. Umetani: Direct Observation of Stray Crystal Formation in Unidirectional Solidification of Sn-Bi Alloy by X-ray Imaging, Journal of Crystal Growth, 262 (2004), 645-652.