技術論文

レーザ粉末床溶融結合法における溶融池形状制御による ニッケル単結晶の造形

Fabrication of a Nickel Single Crystal by Controlling Melt Pool Geometry in Laser Powder Bed Fusion

北嶋 具教*1,2 KITASHIMA Tomonori
ジョディ デニス*1,2 JODI Dennis
小泉 雄一郎*3 KOIZUMI Yuichiro
中野 貴由*3 NAKANO Takayoshi
渡邊 誠*1 WATANABE Makoto

ABSTRACT

The demand for additive manufacturing of high-temperature components with nickel-base single-crystal superalloy is increasing in aircraft and gas-turbine industries. We investigated the effect of laser scan speed on the microstructure and texture of pure nickel specimens fabricated via laser powder bed fusion using a flat-top laser beam. The <110> texture changed to near-<100> as the scan speed increased. A further increase in the scan speed resulted in the closer-<100> texture accompanied with the formation of stray grains. Under the condition in which the most uniform texture close to <100> was formed, the density of geometrically necessary dislocation was at a minimum. Additionally, the length of the high-angle grain boundary became almost zero, resulting in a single-crystal structure. The difference in-between the build direction and grain growth direction in a planer melt pool on the X-Z plane may contribute largely to the grain selection before the formation of the single-crystal structure.

キーワード：ジェットエンジン，ガスタービン，積層造形，単結晶，ニッケル，レーザ粉末床溶融結合法
Key words：Jet Engine, Gar Turbine, Additive Manufacturing, Single Crystal, Nickel, Laser Powder Bed Fusion

1．はじめに

近年，航空機部品が積層造形で製造されている。積層造形は複雑形状の造形が可能であり，部品点数を減らすことができる。接合部の肉厚増強を考慮する必要がなく，部品軽量化に貢献できる。また，製造プロセスの低コスト化，短期納期等の面で有利であり，航空機エンジンのタービン用耐熱材として用いられているNi基超合金の単結晶についても積層造形による製造が期待されている。

Ni基超合金は多結晶，一方向凝固材よりも単結晶の方が高温クリープ強度に優れる。粉末床積層造形で単結晶を造形するには，種結晶を用いて種結晶と同じ結晶構造の材料を造形する方法は報告されているものの[(1),(2)]，種結晶を使わない造形方法では粉末床積層造形のレーザ方式では報告されておらず，電子ビーム方式で2018年以降に報告されていた[(3)-(5)]。著者らはレーザ方式でレーザの照射面強度分布が一様なフラットトップレーザを用いて，純ニッケルの造形において，大角粒界の形成を抑制し，単結晶の造形に成功した[(6)]。しかし，フラットトップレーザを用いた造形のパラメータがミクロ組織や集合組織の形成に及ぼす影響は不明な点が多い。造形パラメータには，レーザパワー，レーザ走査速度，ハッチスペース，レイヤー厚さ等が挙げられ，とりわけ走査速度が結晶方位に及ぼす影響は大きい[(7),(8)]。これらの造形パラメータがフラットトップレーザで造形する単結晶の結晶粒構造の形成に及ぼす影響は報告されていない。本論文ではフラットトップレーザを用いた粉末床溶融結合法において，単結晶が得られるパラメータの近傍でレーザ走査速度が結晶方位に及ぼす影響について報告する。単結晶の造形では結晶粒界形成の抑制が重要になるが，造形体の結晶粒界形成やひずみに及ぼす影響についても議論する。従来のガウス強度分布に従うレーザを使用した造形体の集合組織，結晶方位や結晶粒界，ひずみと比較して議論する。

原稿受付 2022年10月27日
査読完了 2023年１月24日
＊１ 物質・材料研究機構（NIMS）
〒305-0047 つくば市千現１－２－１
E-mail: KITASHIMA.Tomonori@nims.go.jp
＊２ 九州大学大学院工学府
〒819-0395 福岡市西区元岡744
＊３ 大阪大学大学院工学研究科
〒565-0871 吹田市山田丘２－１

Download service for the GTSJ member of ID , via 216.73.216.204, 2025/07/04.

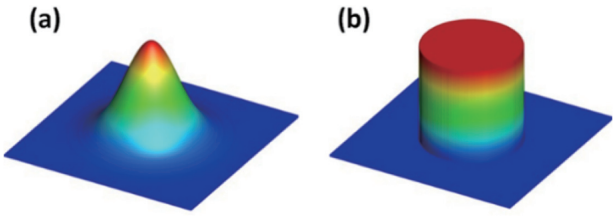

Fig. 1　Schematics of the intensity distribution of (a) Gaussian and (b) flat-top laser beams.

2．材料と実験方法

高純度の純ニッケル球状粉末（AMPERIT 176, HÖGANÄS社）を使用した。D_{10}，D_{50}，D_{90}はそれぞれ24.6，34.8，51.3 μmであり，平均粒径34.0 μmであった。造形にはSLM 280 HL（SLM Solutions社）を用いた。造形装置はガウス分布レーザとフラットトップレーザを搭載しており，それぞれビームの直径は80 μm，700 μmである。Fig. 1にガウス分布レーザとフラットトップレーザの照射面強度分布の概念図を示す。造形ステージ上にはSUS304プレートを設置し，その上に，各レイヤーごとに粉末を敷いて直径12 mm，高さ30 mmの円柱を造形した。造形ステージは加熱せず，造形では種結晶を使用していない。Ar雰囲気下で造形した。本論文では造形方向をZ方向，レーザの走査方向X方向，ハッチ方向をY方向とする。スキャンストラテジーとしてXY面で双方向（ジグザグ）に走査し，レイヤー毎に走査方向を90度回転させた。造形時のひずみや残留応力を最小限にするため，レーザの走査方向を67度回転されるスキャンストラテジーが報告されているが[9]，本研究では単結晶造形時の結晶粒選択（後述）で重要となる90度回転を採用した。レーザ直径の異なるガウス分布レーザとフラットトップレーザのエネルギー密度が同程度になるTable 1の造形パラメータを使用した。ガウス分布レーザを使用したパラメータをG，フラットトップレーザを使用したものはFTとした。レイヤー厚さは全て30 μmである。本研究では下記のエネルギー密度E_Mの定義式を用いた[10]。

$$E_M = \beta P / h\sqrt{4\alpha d_b v} \qquad (1)$$

ここで，βは吸収係数（0.8），αは熱拡散率（22 mm^2/s），Pはレーザパワー，hはハッチスペース，dbはレーザビーム直径，vはレーザ走査速度である。G1とFT2のレーザ走査速度とレーザ出力の条件で純Niの板材にレーザを照射して形成した溶融池は，それぞれG1：直径144.5 μm，深さ148.1 μm，FT2：直径143.7 μm，深さ20.0 μmである[6]。

組織の解析では，造形まま材を切断し，樹脂に埋め込んだ後，#320，#600の研磨紙，9，3，1 μmの ダイヤモンド砥粒，粒径0.06 μm のコロイド状シリカ懸濁液で研磨を行った。結晶方位，結晶粒界長さ，転位密度分布を電子線後方散乱回折（EBSD）により解析した。EBSDデータの解析にはTSL OIM 7を使用した。本論文では小角粒界と大角粒界の結晶方位差をそれぞれ5～15°，>15°と定義した。

Table 1　Fabrication parameters in this study.

	Laser power [W]	Laser scan speed [mm/s]	Hatch space [μm]	Energy density [J/mm³]
G1	300	600	80	46.16
G2	300	900	80	37.89
G3	300	1200	80	32.64
FT1	500	100	100	50.96
FT2	500	140	100	43.07
FT3	500	200	100	36.04

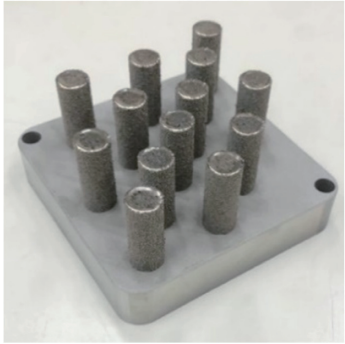

Fig. 2　Fabricated cylindrical specimens.

3．結果及び考察

3.1　集合組織の形成

Fig. 2に造形後の試料外観写真を示す。Fig. 3にガウス分布レーザを使用した造形まま材の高さ25mmにおける組織のIPF（Inverse Pole Figure）マップを示す。黒の実線は大角粒界である。また，それぞれのIPFマップにおける結晶方位分布を逆極点図に示す。G1～G3の積層方向（BD）に垂直な面で”レーザ走査跡”を確認できる。積層方向に平行な面において積層方向に大角粒界が伸び，レーザ走査跡がわかる。ガウス分布レーザの照射ではYZ面で半楕円形の溶融池が生じるため[6]，溶融池の固液界面で温度勾配が最大となる方向が最深部からエッジにかけて連続的に変化する。これにより，溶融池のYZ面において<100>と<110>のセルの競争成長が起こるが，溶融池の両側の固液界面でエピタキシャル成長し，その後，競争成長して凝固セルがぶつかり大角粒界を形成する[11]。同様の結晶粒界の形成は溶接溶融池においても観察されている[12]。溶融池の両側から結晶粒が溶接センターラインに向かって成長してぶつかり形成する。G1，G2では主に<110>集合組織を形成しているが，G3に走査速度が上がると<100>に近い集合組織が増加する。

フラットトップレーザを使用したFT1，FT2，FT3では上記のガウス分布レーザを使用した場合と同じスキャンストラテジーであるが，積層方向に垂直な面と平行な

Download service for the GTSJ member of ID , via 216.73.216.204, 2025/07/04.

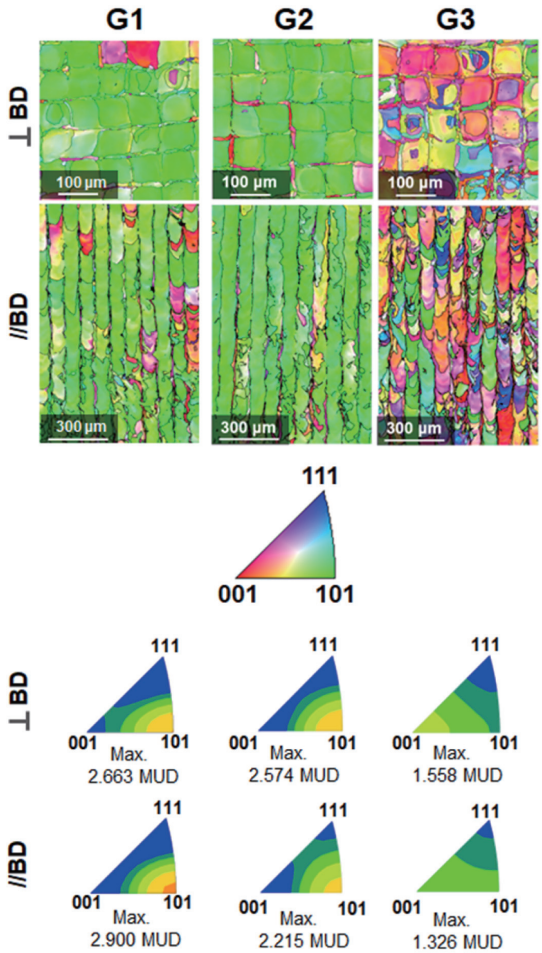

Fig. 3 IPF maps and textures of Gaussian-laser fabricated specimens (G1, G2, G3) on the cross-sections perpendicular to and transverse to the build direction. All IPF maps were set along the build-direction axis.

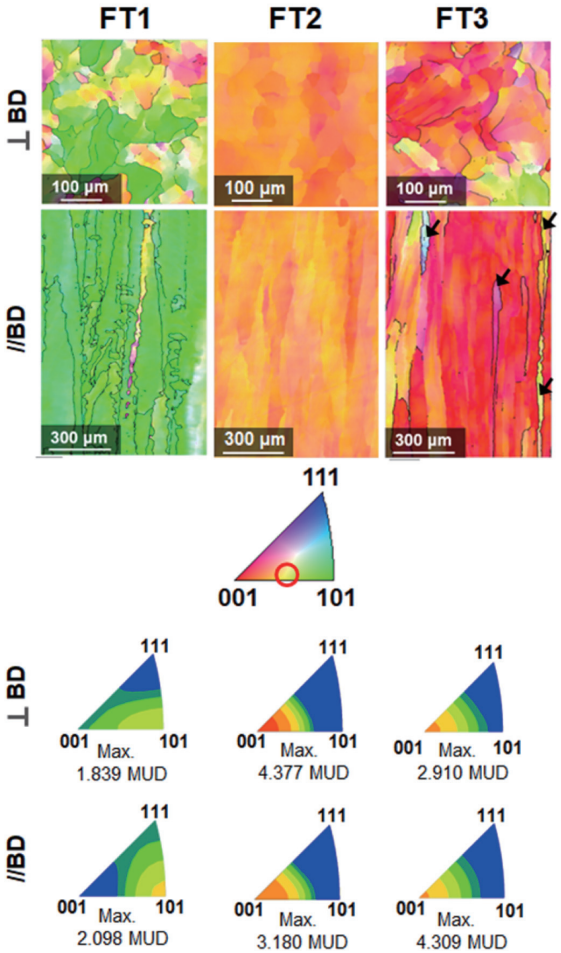

Fig. 4 IPF maps and textures of flat-top-laser fabricated specimens (FT1, FT2, FT3) on the cross-sections perpendicular to and transverse to the build direction. All IPF maps were set along the build-direction axis.

面でレーザ走査跡が見られない。フラットトップレーザを使用した場合，溶融池の形状は浅くて幅が広い平面状に近くなる[6]。FT1では<110>集合組織を形成し，大角粒界が存在する（Fig. 4）。一方，レーザ走査速度を上げたFT2では大角粒界の形成が抑制され，<100>に近い集合組織を有し，単結晶化していることがわかる。この集合組織は<710>であり，積層方向から±8° のずれである。さらにレーザ走査速度を上げたFT3では，より<100>に近い集合組織を形成したものの，大角粒界を形成し，結晶方位<210>付近（Fig. 4標準ステレオ三角形の丸印）等，<100>から離れた方位の漂遊結晶粒（Fig. 4矢印）が出現した。レーザ走査速度が増加すると，集合組織の結晶方位が<110>から<100>に変わり，さらに速度が上がると，ランダムな方位の結晶粒が増加していくことが報告されている[7]。本研究においても同様の傾向となった。

集合組織の形成は溶融池形状の影響を受け，その溶融池形状は造形パラメータの影響を受ける[13]。Fig. 5にガウス分布レーザを高速走査，低速走査で使用した場合のXY面，XZ面，YZ面の溶融池形状の模式図を示す。条件によってXZ面で柱状晶が成長する“軸方向成長（axial growth）”が起こる[12,14,15]。そのときの模式図もFig. 5 (g)，(h)に示し，軸方向成長を矢印で示した。レーザ走査速度が速い場合，XY面では溶融池がレーザ走査方向に伸び，Teardrop形状になる。溶融池の固液界面の両側から結晶粒が成長し，溶融池センターライン付近でそれらがぶつかり結晶粒界を形成する。溶融池の深さは浅いが，YZ面で正規分布のような形状は維持され，結晶粒はFig. 5 (e)のように溶融池表面に向かって成長する[7]。また，XZ面では凝固セルの成長方向が造形方向により近く，細かい結晶粒が増加する[16]。一方でレーザ走査速度が遅い場合，溶融池形状はXY面で楕円形に近くなり，溶融池センターライン付近でも固液界面に対して垂直方向に競争成長する。また，YZ面において溶融池は深くなり，結晶粒の成長方向の曲率が上がる。XZ面においても結晶粒の成長方向が湾曲し，成長方向の角度が造形方向から外れて45° 方向に近づく[16]。これらは溶接，ガウス強度分布レーザを使った粉末床溶融結合法で報告されている。

フラットトップレーザを用いた粉末床溶融結合法で

Download service for the GTSJ member of ID , via 216.73.216.204, 2025/07/04.

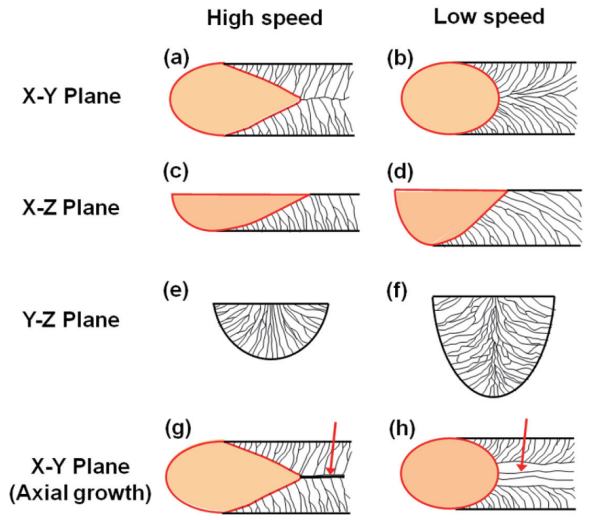

Fig. 5 Schematic grain morphologies at high and low laser-scan speeds on X-Y, X-Z, Y-Z planes. Grain morphologies with axial growth on X-Y plane are also shown in (g) and (h).

スーパーガウシアンと呼ばれるなだらかな正規分布状と平面状の溶融池形状が確認された[6]。スーパーガウシアンはレーザ走査速度が遅い条件で観察され，YZ面の溶融池形状はガウス分布レーザを高速走査した条件のFig. 5 (e)に近くなり，溶融池のXY面，XZ面はガウシアン分布レーザを低速走査した条件の結晶成長挙動(Fig. 5 (b)，(d)) に近くなると考えられる。したがって，YZ面とXZ面で結晶成長方向の曲率が上昇し，<110>集合組織が優勢になると考えられる。しかし，YZ面はガウス分布レーザ照射によりできる溶融池の形状に比べてなだらかであり，センターライン付近で凝固セルがぶつかる程の成長角度の分布ではなく，Fig. 4のFT1のようにレーザ走査跡を確認できない。レーザ走査速度を速くし，Fig. 6 (c)のようにYZ面で溶融池の形状が平面状になるとエピタキシャル成長を経て凝固セルが造形方向に成長し，軸方向成長（Fig. 5 (h)）のように結晶方位が揃った結晶粒の成長が起こる（Fig. 6)。さらにレーザ走査速度が速くなると，XZ面で凝固セルはさらに造形方向に近い成長となり，集合組織はさらに<100>に近づくが，ランダムな結晶方位を持つ細かい漂遊結晶粒が増加すると考えられる。単結晶化する条件については3.3節で議論する。

3.2　造形体のひずみおよびGN転位分布

造形時，溶融池に近い領域ではレーザ照射による発熱の影響を受け，急速加熱，急速冷却を繰り返す。造形体中の小角粒界や大角粒界の形成はこの熱サイクル時に生成されるひずみや転位形成の影響を受ける[17]。このひずみ量をKAM（Kernel Average Misorientation）値で議論する。KAM値とはEBSDで対象となる測定点とその周囲の測定点との間の結晶方位差の平均値であり，この値が大きいと結晶中の歪が大きいことを示す。Fig. 7にKAMマップを示す。また，KAM値は塑性変形後の形状を成立させるために幾何学的に必要な転位（GN転位）の転位密度にほぼ比例することが報告されており[18]，EBSDデータからGN転位密度をPantleonらのモデル[19]を用いて算出した。図中に四角で囲んだ領域のGN転位密度（単位：$\times 10^{14}$ /m^2）を示す。G1，G2，G3では，レーザ照射したがレーザ走査跡で値が大きく，溶融池のエッジ部分に近いところでは値が小さい。一方でフラットトップレーザではKAMマップでレーザ走査跡を確認できなかった。フラットトップレーザを用いた場合，ガウス分布レーザに比べてGN転位密度の値が小さい。造形中に生成するひずみと残留応力は，各レイヤーで往来するレーザ照射部の熱サイクルが影響し，その繰り返し数が多いほどひずみが増大する[20]。ガウス分布レーザは溶融池が深く，フラットトップレーザよりもレイヤーに影響する積層方向の領域が広く，造形中，各レイヤーの熱サイクルが増大することが考えられる。さらに，前述のとおり，ガウス分布レーザの照射では半楕円形の溶融池が形成するが，溶融池のレーザ走査跡（センターライン付近）で凝固セルがぶつかり，大角粒界を形成し，その部分でのひずみは大きい[21]。フラットトップレーザでは溶融池が平面状であるため，優先成長する凝固セルが

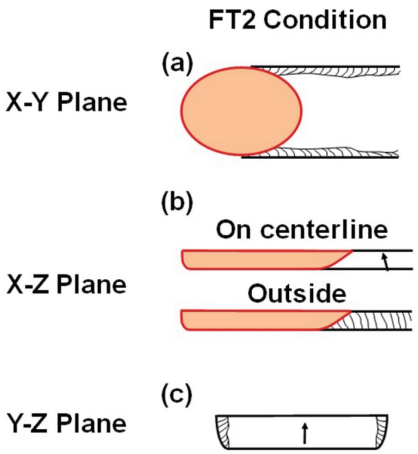

Fig. 6 Schematic grain morphologies under the FT2 condition on X-Y, X-Z, Y-Z planes.

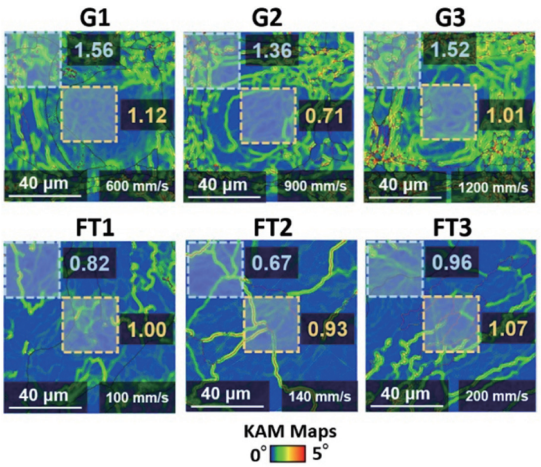

Fig. 7 Kernel average misorientation（KAM）maps of G1, G2, G3, FT1, FT2 and FT3 specimens.

Download service for the GTSJ member of ID , via 216.73.216.204, 2025/07/04.

同じ方向であり，ひずみが分散する[21]。フラットトップレーザを使用した造形体で大角粒界の形成が抑えられるのは，この生成ひずみが小さいことも理由の一つとして考えられる。GN転位密度とレーザ走査速度の関係については，それらの相関はないものの，Fig. 7に示す通り，集合組織の結晶方位が比較的揃っているG2の溶融池エッジ部とFT2全体において，それぞれG1とG3，FT1とFT3と比較して，わずかに値が小さいように見受けられる。

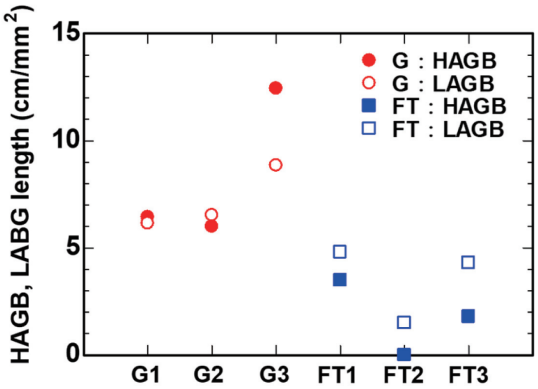

Fig. 8 High and low angle grain boundaries (HAGB, LAGB) lengths of G1, G2, G3, FT1, FT2 and FT3 specimens.

3.3　単結晶構造の形成

Fig. 3とFig. 4で示した造形方向に垂直な面のG1 ～ G3，FT1 ～ FT3の大角粒界と小角粒界の長さをFig. 8に示す。フラットトップレーザを使用した場合ではガウス分布レーザに比べて小角粒界と大角粒界の形成が抑制される。また，それぞれのレーザにおいて，集合組織の結晶方位が揃っているほど小角粒界長さと大角粒界長さの値は小さい。つまりG2の値はG1，G3よりも小さく，FT2の値はFT1，FT3よりも小さい。FT2の大角粒界長さはゼロであり，単結晶構造であることがわかる。本研究では造形ステージにSUS304プレートを使用しており，造形開始初期は，高さ 6 mmほどまで<100>と<110>方位の結晶粒の選択が起こっている。

3.1 節の集合組織形成の議論を踏まえ，単結晶化には下記の 2 つの条件を満たす必要があると考えられる。

(a) レーザ走査中，溶融池が安定な形状を維持し，溶融池のYZ面の固液界面で凝固セルの成長方向が造形方向に近く，造形方向と凝固セルの成長方向の角度差がある範囲内に入る。

(b) スキャンストラテジーでレイヤー毎の走査方向の回転角度は90° の倍数である（例えば180° ）。

(a)で「<100>凝固セルの成長方向が造形方向に近くなる」としたが，レーザ走査速度が速い場合は集合組織の結晶方位が<100>に近づくものの，ランダムな結晶方位の細かい結晶粒が出現する。しかし，(a)と(b)は基本的に結晶粒成長の第一方向（造形方向）と第二方向（XY面内方向）に関する条件である。

造形中，レーザ走査により熱源がXY面を移動し，結晶成長方向は造形方向と完全に一致しない。フラットトップレーザを用いた造形では，溶融池の形状が平面状に近づくにつれ，YZ面での結晶粒成長方向が造形方向に近くなるため，XZ面での造形方向と結晶成長方向のずれが最終的な結晶粒の成長方向の和と造形方向のずれの大部分を占めると考えられる。

単結晶の種結晶を用いない本研究では，上記の通り，造形開始初期に結晶粒の選択（grain selection）を経て単結晶に成長する。一方向凝固精密鋳造では，溶湯がチルプレートに接触する底面で不均質核生成により多数の結晶粒が生成し，鋳型を低温室に引下げることでデンドライトが上方向に成長する。その際，セレクターと呼ぶ螺旋階段状の部分を凝固フロントが通過して，柱状晶の一つが物理的に選択されて，単結晶に成長する。このセレクターで成長する結晶粒をあらかじめ選択することはできず，最終的に残った結晶粒のXY面（引き上げ方向に垂直な面）の結晶方位を前もって選択することはできない。本研究では，XZ面において，造形方向と温度勾配が最大となる方向に角度差を持った何層ものレイヤーが積み重なる（Fig. 6 (b)）。その角度差に従って凝固セルが成長していく過程で<100>に近い方位の結晶粒が選択されて，単結晶になると考えられる。この角度の範囲については今後の課題である。

同じレイヤー内でレーザをハッチスペースの距離を空けて平行に走査していくが，YZ面の溶融池外側（Fig. 6 (c)）では，その前に凝固したレイヤーの結晶構造から造形方向と垂直面内方向にエピタキシャル成長を起こしていると考えられる。これはガウス分布レーザによる造形でも確認されている[11]。従って，造形方向とそれと垂直面内方向で四面体の結晶方位が決まっており，それをエピタキシャル成長しながらZ方向に成長していく。つまり，造形が次のレイヤーに移る際には下部の四面体構造（面心立方格子）の結晶方位と一致するように走査方向を回転させなければ，単結晶格子の連続性が途切れる[4]。従って，レイヤー毎の走査方向の回転角度は90° の倍数であることが必要である。この走査方向の回転角度の影響については詳細な実験的検証が期待される。

4．まとめ

これまで電子ビームの粉末床溶融結合法で単結晶造形が報告されていた。本研究ではフラットトップレーザを用いたレーザ方式で純ニッケル単結晶を造形し，レーザ走査速度が集合組織の形成，GN転位密度，大角粒界長さに及ぼす影響を調査した。また，単結晶の造形に必要な条件について考察した。

フラットトップレーザを用いた造形においてレーザ走査速度が速くなると<110>集合組織から<100>集合組織に変わる。しかし，さらに速度が大きくなると，<100>に近い集合組織が増加するが，漂遊結晶粒が出現する。

Download service for the GTSJ member of ID , via 216.73.216.204, 2025/07/04.

集合組織の結晶方位が揃う条件において，GN転位密度が最小になり，大角粒界長さがほぼゼロになるとともに，単結晶構造が得られた。フラットトップレーザを用いて単結晶を造形した条件では溶融池形状がYZ面で平面状になり，XZ面における造形方向と結晶成長方向のずれは結晶粒の選択に大きく寄与すると考えられる。

謝辞

本研究の一部は，内閣府 戦略的イノベーション創造プログラム（SIP）「統合型材料開発システムによるマテリアル革命」（三島 良直 プログラムディレクター）の一環で実施されました。物質・材料研究機構の鈴木大氏に造形をサポートしていただいた。ここに謝意を表する。

参考文献

(1) 石川毅，越智大介，原田広史，小林敏治，横川忠晴，湯山道也，川岸京子，Additive ManufacturingによるNi基単結晶超合金の製造，日本ガスタービン学会定期講演会講演論文集（2016），pp. 187-190.
(2) Chen, J., Schwarze, D., Niendorf, T., Single crystal microstructure built by Selective Laser Melting, Lasers in Manufacturing Conference 2017 (2017).
(3) Chauvet, E., Tassin, C., Blandin, J.J., Dendievel, R., Martin, G., Producing Ni-base superalloys single crystal by selective electron beam melting, Scripta Materialia, Vol. 152, (2018), pp. 15-19.
(4) Fernandez-Zelaia, P., Kirka, M.M., Rossy, A.M., Lee, Y., Dryepondt, S.N., Nickel-based superalloy single crystals fabricated via electron beam melting, Acta Materialia, Vol. 216, (2021), No. 117133.
(5) Gotterbarm, M.R., Rausch, A.M., Körner, C., Metals, Vol. 10, (2020), No. 313.
(6) Jodi, D.E., T. Kitashima, T., Koizumi, Y., Nakano, T., Watanabe, M., Manufacturing single crystals of pure nickel via selective laser melting with a flat-top laser beam, Addit. Manuf. Lett., Vol. 3, (2022), No. 100066.
(7) Higashi, M., Ozaki, T., Selective laser melting of pure molybdenum: Evolution of defect and crystallographic texture with process parameters, Materials and Design, Vol. 191, (2020), No. 108588.
(8) Sun, S.H., Hagihara, K., Ishimoto, T., Suganuma, R., Xue, Y.-F., Nakano, T., Comparison of microstructure, crystallographic texture, and mechanical properties in Ti-15Mo-5Zr-3Al alloys fabricated via electron and laser beam powder bed fusion technologies, Additive Manufacturing, Vol. 47, (2021), No. 102329.
(9) Marc Dimter, Ralph Mayer, Ludger Hummeler, Rainer Salzberger, Juha Kotila, Tatu Syvanen, Method and device for manufacturing a three-dimensional object, US 2008/0241392 A1.
(10) Ferro, P., Meneghello, R., Savio, G., Berto, F., A modified volumetric energy density-based approach for porosity assessment in additive manufacturing process design, International Journal of Advanced Manufacturing Technology, Vol. 110, (2020), pp. 1911-1921.
(11) Ishimoto, T., Hagihara, K., Hisamoto, K., Sun, S.H., Nakano, T., Crystallographic texture control of beta-type Ti-15Mo-5Zr-3Al alloy by selective laser melting for the development of novel implants with a biocompatible low Young's modulus, Scripta Materialia, Vol. 132, (2017), pp. 34-38.
(12) DuPont, J.N., Fundamental of weld solidification, ASM Handbook, Vol. 6A, (2011), pp. 96-113.
(13) Jadhav, S.D., Dadbakhsh, S., Goosens, L., Kruth, J-P, Van Humbeeck, J., Vanmeensel, K., Influence of selective laser melting process parameters on texture evolution in pure copper, Journal of Materials Processing Technology, Vol. 270, (2019), pp. 47-58.
(14) Wei, H.L., Elmer, J.W., DebRoy, T., Crystal growth during keyhole mode laser welding, Acta Materialia, Vol. 133, (2017), pp. 10-20.
(15) Sun, S.H., Ishimoto, T., Hagiwara, K., Tsutumi, Y., Hanawa, T., Nakano, T., Excellent mechanical and corrosion properties of austenitic stainless steel with a unique crystallographic lamellar microstructure via selective laser melting, Scripta Materialia, Vol. 159, (2019), pp. 89-93.
(16) Zhang, Y., Zhang, J., Modeling of solidification microstructure evolution in laser powder bed fusion fabricated 316L stainless steel using combined computational fluid dynamics and cellular automata, Additive Manufacturing, Vol. 28, (2019), pp. 750-765.
(17) Wang, G., Ouyang, H., Fan, C., Guo, Q., Li, Z., Yan, W., The origin of high-density dislocations in additively manufactured metals, Materials Research Letters, Vol. 8, (2020), pp. 283-290.
(18) D.P. Field, P.B. Trivedi, S.I. Wright, M. Kumar, Analysis of local orientation gradients in deformed single crystals, Ultramicroscopy, Vol. 103, (2005), pp. 33-39.
(19) Pantleon, W., Resolving the geometrically necessary dislocation content by conventional electron backscattering diffraction, Scripta Materialia, Vol. 58, (2008), pp. 994-997.
(20) Mukherjee, T., Zhang, W., DebRoy, T., An improved prediction of residual stresses and distortion in additive manufacturing, Computational Materials Science, Vol. 126, (2017), pp. 360-372.
(21) Agarwal, G.,Kumar, A., Richardson, I.M., Hermans, M.J.M., Evaluation of solidification cracking susceptibility during laser welding in advanced high strength automotive steels, Materials and Design, Vol. 183, (2019), No. 108104.

Download service for the GTSJ member of ID , via 216.73.216.204, 2025/07/04.