指向性エネルギー堆積法を用いた TiAl4822 タービンブレードの補修技術開発

東京都立大学　機械システム工学科
教授　筧　幸次
（2022 年度 重点研究開発助成 課題研究 AF-2022203-A3）

キーワード：TiAl（チタンアルミナイド）合金，指向性エネルギー堆積法，マッシブ変態

１．研究の目的と背景

TiAl（チタンアルミナイド）合金は，低比重かつ優れた耐熱性と高温強度を兼ね備える軽量合金であり，主に航空機エンジン内に搭載されている低圧タービンブレードに使用されている．TiAl 合金は従来、鋳造や鍛造によって製造されるが，これらの工程は，切削で大部分を削り取るため歩留まりが悪く，さらに難削材であり機械加工やフライス加工などの後工程も困難を極める．そのため，最終製品である TiAl ブレードの製造コストが非常に高くなる．一方，積層造形(Additive manufacturing, AM)はニアネットシェイプの造形が可能であり，後処理工程を最小限に抑えることができる．この利点を活かすべく，さまざまな TiAl 合金に対する AM 適用の研究が進められている．指向性エネルギー堆積法(Directed Energy Deposition, DED)と呼ばれる付加造形プロセスは，航空宇宙産業をはじめとする様々な産業における部品の補修に有効な方法である．Ni 超合金などの比較的従来型の材料に対する補修技術は，長年にわたって確立されており，近年では Ni 超合金に AM を用いた補修技術も報告されている．一方で，TiAl ブレードに対する補修技術は未だ確立されておらず，技術的課題が残されている．

Ti-48Al-2Cr-2Nb(TiAl4822)合金の機械的性質に関わる先行研究の中でも DED 法の研究は他の AM 法と比較しても数が少なく，いまだ不明なことも多い．特に AM による空隙欠陥やマッシブγ組織が形成される詳細な過程やその関連性について調査した研究は少ない．さらに，これらの欠陥や組織がどのように引張特性，クリープ特性，疲労特性に影響を与えるかについての詳細な研究も不十分である．

そこで本研究では，タービンブレードへの補修技術への応用を視野に入れ，TiAl4822 粉末を用いた DED 法による付加造形板材の作製を行い，その組織および強度特性の調査を目的とした．

２．実験方法

供試材の化学組成を表 1 に示す．供試材は，ドイツ Fraunhofer IWS 研究所の協力のもと供試粉末を用いて DED 造形を行った（図 1）．図 2 に示すように，酸素の混入抑制とガス消費を最適化するために，流れを層状にして空気を遮蔽するフローカーテンを作り，外向きの二次流を使用して吸引を偏向させ，メインジェットの速度勾配を減らし，大気を遮蔽した．さらに，高周波予熱を付与することにより割れを防止．供試材から試験片を切り出し，走査型電子顕微鏡による組織観察および機械試験を行った．機械試験として，引張試験（試験温度 25℃，750℃，ひずみ速度 4.2×10^{-4} s^{-1}），クリープ試験（試験温度 750℃，負荷応力 200 MPa），高サイクル疲労試験（試験温度 25℃，応力比 0.1，周波数 60 Hz）を実施し，鋳造材 TiAl と比較した．さらに DED 法による熱影響を調べるため COMSOL による熱解析を行った．

表 1　供試粉末，造形材および鋳造材の化学組成 (mass%)

	Ti	Al	Cr	Nb	Fe	C	O	N	H
Powders	Bal.	34.4	2.60	4.70	0.004	0.008	0.10	<0.01	0.001
DED	Bal.	34.5	2.56	4.72	0.04	0.008	0.12	0.007	0.001
HIPed Cast	Bal.	33.5	2.51	4.72	0.03	0.005	0.05	0.007	0.001

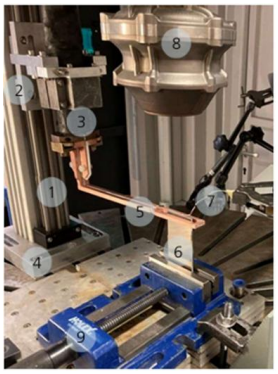


図 1　指向性エネルギー堆積法(Directed Energy Deposition, DED)

表 2　DED プロセスパラメータ

Process Parameters	Value
Preheating temperature	800℃
Laser power	250 W
Laser diameter	1.6 mm
Scanning Speed	300 mm/min
Shielding gas (inner)	10 L/min
Shielding gas (outer)	60 L/min
Carrier gas	8 L/min
Powder mass rate	2 g/min
Thickness	0.5 mm

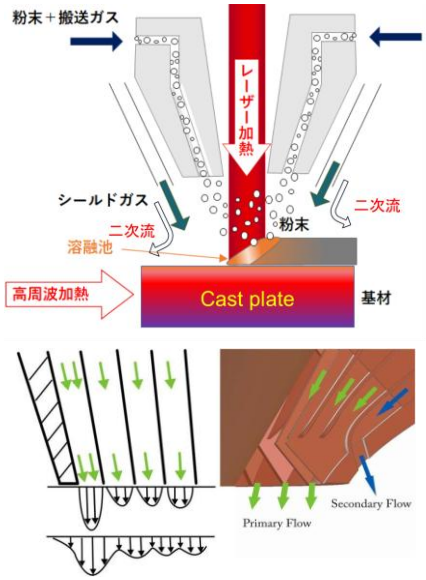


図 2　指向性エネルギー堆積法(Directed Energy Deposition, DED)におけるシールド・予熱システムの模式図

３．研究結果

3.1　DED 材の組織

遠心鋳造材基材プレートに DED により 50×50×4mm 板の肉盛りを行い（図 3），組織観察試料と強度試験片を切り出した. 図4にEBSD解析結果を示す. 相マップから，本研究で得られた DED 材は 99%がγ相であり，比較材と同様にニアγ組織を呈していた．さらに，平均結晶粒径は 15.9 μm と微細であることが確認された．IPF マップの観察では，等軸状のγ粒に加え，同じγ相であっても層状の組織が形成されている部分が認められた．加えて，層状の組織が特定の配向関係（双晶粒界）を有していることが分かった.

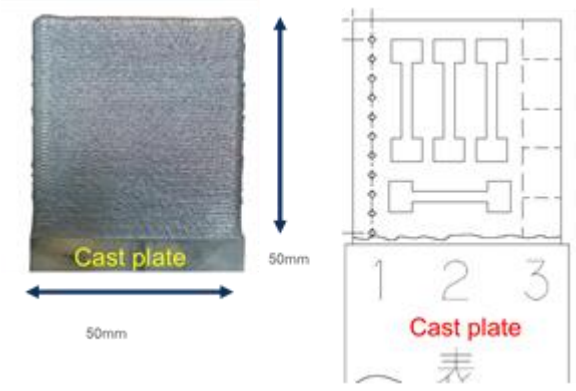


図 3　DED 造形材と試験片の切り出し

3.2　引張特性

図 5 に強度試験片形状を示す．750℃における引張試験の応力-ひずみ曲線を示す（図 6）．DED 材は鋳造材よりも優れた引張強度を示した. 一方で, 延性は同程度であった.

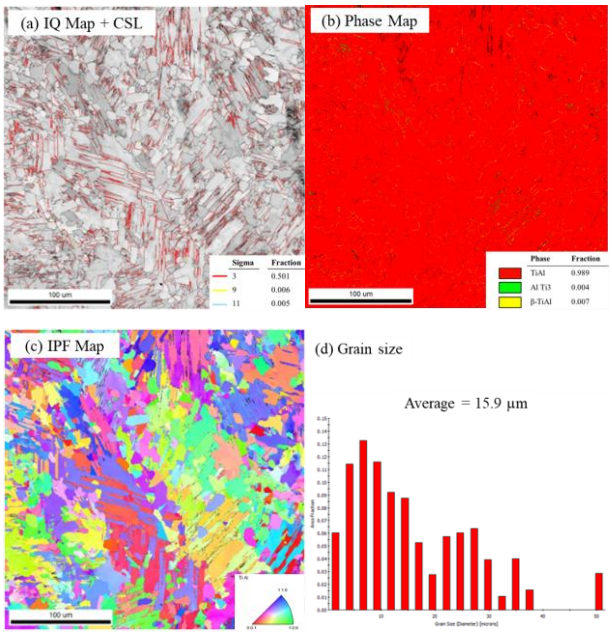


図 4　DED 試料の(a) IQ マップ，(b)位相マップ，(c) IPF マップ, (d)粒径分布

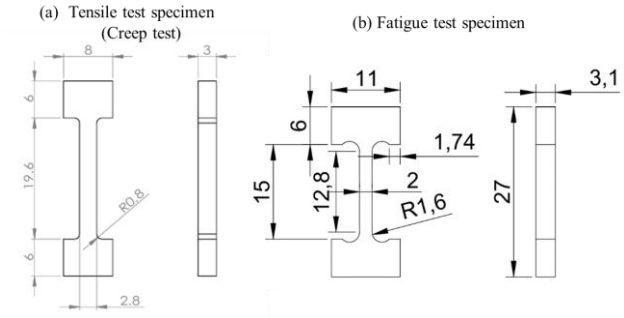


図 5　(a)引張・クリープ試験片および(b)疲労試験片(mm)

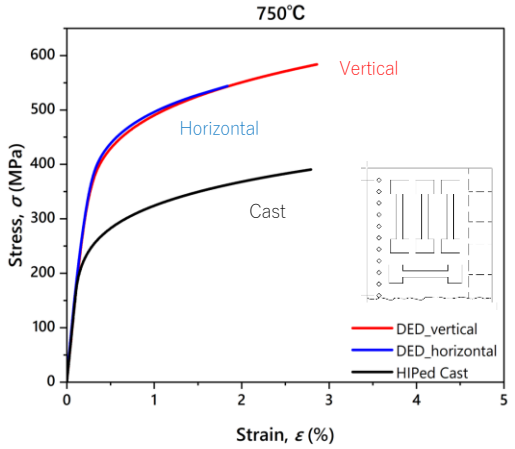


図 6　750℃における応力ひずみ曲線.

3.3　クリープ特性

図 7 に試験温度 750℃, 負荷応力 200 MPa のクリープ曲線およびクリープ速度線図を示す. 鋳造材のクリープ寿命は 275 時間と 430 時間であった．DED-vertical 材および DED-horizontal 材のクリープ寿命はそれぞれ 357 時間, 396 時間であり，最小クリープ速度は 10^{-8} s^{-1} であり鋳造材とほぼ変わらないクリープ特性を示した．

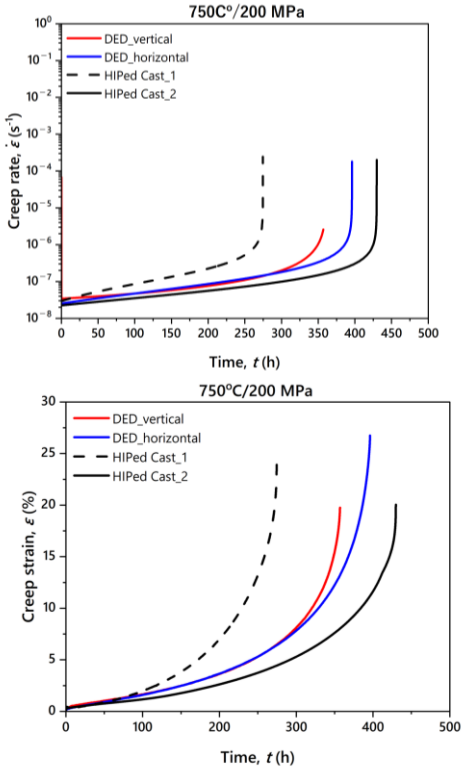


図 7　(a)クリープ曲線と(b)クリープ速度曲線.

3.4　疲労特性

図 8 に *S-N* 曲線を示す．*S-N* 曲線の縦軸は一般的に応力振幅 σ_a であるが，本実験では応力比が一定なため最大応力 σ_{max} としている．鋳造材の疲労限度は 245 MPa であった．DED-vertical 材と DED-horizontal 材の疲労限度はそれぞれ 375 MPa，300 MPa であり，DED 材は鋳造材よりも優れた疲労強度を示した．

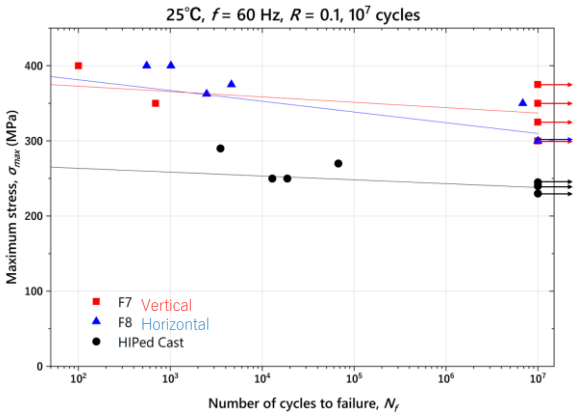
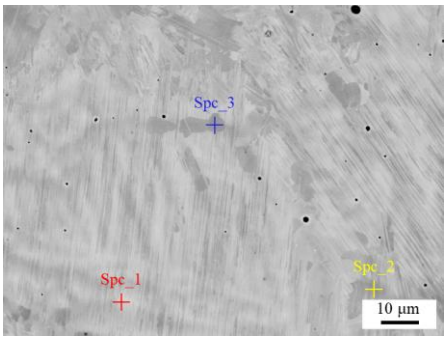


図 8　*S-N* 曲線 (f=60Hz, R=0.1)

4．考察

4.1　微視組織の形成メカニズム

DED 材の微視組織は，鋳造材および他の AM 材とは異なる特徴的な組織を呈していた．これは，DED プロセス特有の熱履歴と冷却速度による影響が主な要因であると考えられる．図 9 に BSE 像の明暗領域について EDS 分析を行った結果を示す．分析結果より，明るい領域では Ti および Nb の偏析が確認され，暗い領域では Al および Cr の偏析傾向が認められた．このことから，凝固過程において液相から α 相が形成され, 六方晶デンドライトが生成されたと推察される．すなわち，明るい領域はデンドライト領域，暗い領域はデンドライト間領域に対応している．



	Ti	Al	Cr	Nb
Spc_1 (dendrite)	60.70	28.57	2.72	5.87
Spc_2 (interdendrite)	57.44	32.20	4.11	3.75
Spc_3 (massive γ)	59.07	31.37	2.82	4.76
				wt.%

図 9　反射電子組織と点分析リスト

図 10 に COMSOL による熱解析結果を示す．縦軸は溶融値の深さ，横軸は最大冷却速度である．本研究の DED プロセスの冷却速度は 1.0～5.0×10^3 K/s の範囲であることが分かった．TiAl 合金の急冷条件下では拡散をほとんど伴わないα→γのマッシブ変態が生じ，γ-マッシブ組織が形成されることが報告されている [1]．以上の結果を踏まえると，DED 材の組織が 99%γ相であったのは，凝固時に形成されたαデンドライトが急冷によりマッシブ変態を受けてγ相へと変態したためと考えられる．このため，層状組織として観察されたγ相は，デンドライト状に形成されたα相が相変態したものであり，一方で等軸状のγ粒は液相から直接晶出したγ相に対応すると推察される（図 11）．

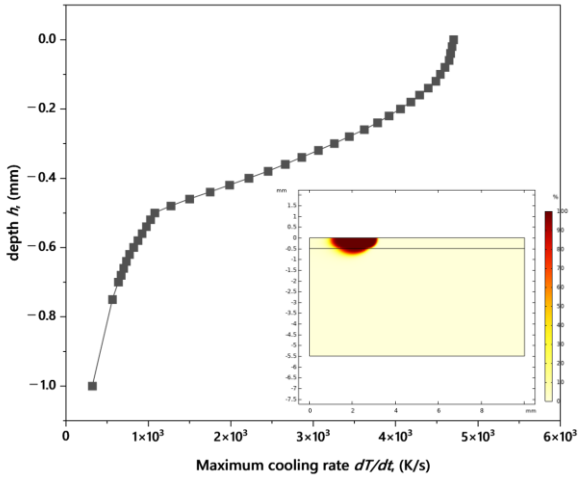


図 10　COMSOL 熱解析によって得られた，溶融池の異なる高さにおける最大冷却速度

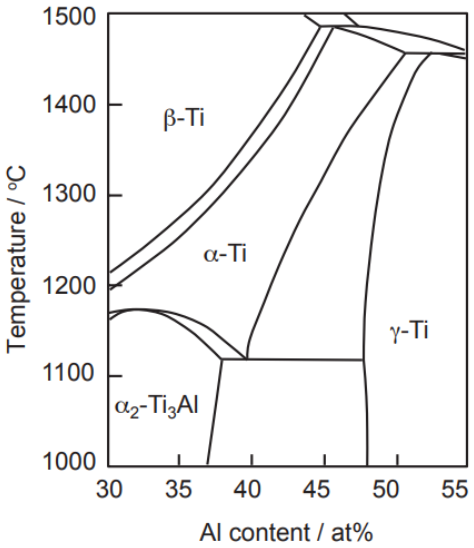


図 11　Ti–Al 二元系状態図 [2]．α 相は 1120℃で規則相な α_2 に変化する

4.2　クリープ特性への組織の影響

γ-TiAl 合金のクリープ変形は，高温条件下において転位の上昇運動を伴う転位運動が律速となる転位クリープが支配的であることが一般に知られている [3]．一方，L-PBF 法によって造形された TiAl 合金は平均粒径が約 6.9 μm と微細であり，クリープ寿命が 100 h 未満と短いことが報告されている [4]．これは，微細粒化により粒界面積および粒界三重点の密度が増加し，粒界すべりに関連したクリープボイドが高密度に発生・連結した結果，早期破断に至った可能性が高い．本研究で得られた DED 材は平均粒径が約 15.9 μm と比較的微細であったものの，L-PBF 材で見られたような早期破断は生じず，クリープ寿命は鋳造材と同程度であった．図 4 a)より DED 材にはΣ3 粒界が高密度に存在しており，これらの対応粒界が粒界すべりの発生を抑制，あるいは粒界すべりに伴うひずみ不整合の緩和に寄与した可能性が考えられる．その結果，粒界における空孔の集積やボイドの核生成が抑制され，ボイドの成長および連結が進行しにくくなったと推察される．

4.3　疲労特性への組織の影響

図 12 に縦軸を最大引張強度で除し，正規化した S-N 曲線を示す．DED 材と鋳造材の疲労寿命は同程度で，S-N 曲線はほぼ重なっていることが分かる．このことから，DED 材における疲労強度の向上は，引張強度の上昇に起因するものであると考えられる．γ-TiAl 合金は高サイクル疲労において 10^7 回の疲労限度が最大引張応力の約 80%超であることが報告されている [5]．これは，高温でも最大引張応力の約 70%を超えるとされており，DED 材においても高温条件下で高い疲労強度が期待される．

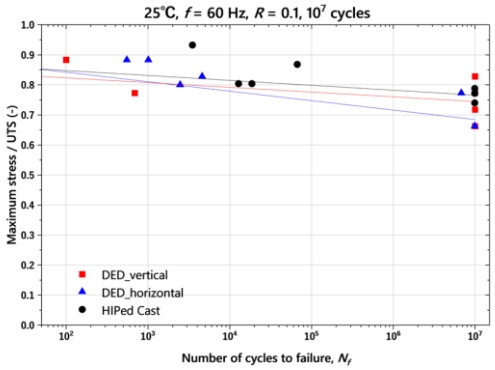


図 12　図 6 に関し，引張強度で正規化した S-N 曲線

図 13 に DED 材と鋳造材の疲労破面を示す．DED 材では疲労破壊起点が内部欠陥であり，欠陥が初期き裂として作用する欠陥支配型の破壊であった．鋳造材では表面起点からき裂が発生し，破面全体にわたってストライエーションが観察された．両材料とも室温において破面はへき開ファセットを伴う脆性破面が卓越しており，き裂先端での塑

性鈍化が限定的であったことが示唆される．このことから，両材において安定な疲労き裂進展域は必ずしも長くなく，き裂発生後は準脆性ないし脆性機構により進展が加速した可能性がある．その結果，き裂進展耐性が相対的に低い挙動を示し，正規化 *S-N* 曲線において DED 材と鋳造材が同様の傾きを示したものと考えられる．

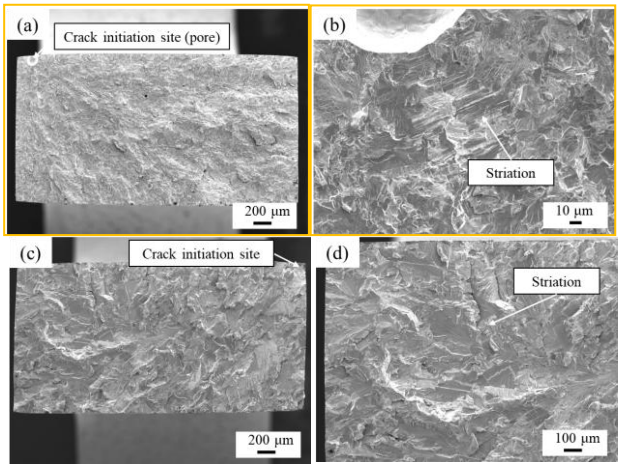


図 13　(a，b)DED 試料，(c，d)HIP 処理された（鋳造試料の疲労破面

５．結言

i). DED 材の組織は 99%がγ相であり，等軸のγ相とγ/γラメラ組織（マッシブ組織）で構成されていた．

ii). 予備加熱およびシールドガスを兼ね備えた DED の冷却速度は 1.0 ～ 5.0×10^3 K/s の範囲であることが分かった．この冷却速度は十分にマッシブ変態が起こっているといえる．

iii). DED 材のクリープ特性はΣ3 粒界によってクリープボイドの発生・成長・連結が抑えられ鋳造材と同等の特性を有した．

iv). DED 材の疲労特性は，最大引張強度の増大に起因して疲労強度が向上した．

謝　辞

本研究は，天田金属加工機械技術振興財団の 2022 年度重点研究開発助成 (AF-2022203-A3)を受けて行われた．

参考文献

1) S. R. Dey , A. Hazotte and E. Bouzy, “Crystallography and phase transformation mechanisms in TiAl-based alloys – A synthesis,” *Intermetallics*, 17 (2009), 1052–1064.

2) 小柳禎彦，電気製鋼，88(2017),77-84.

3) F. Appel, Jonathan D. H. Paul, M. Oehring, “Gamma Titanium Aluminide Alloys”, Wiley-VCH, 2011.

4) 浅尾優文，“選択的レーザー溶融法により製作した TiAl4822 合金の機械的特性における造形方位依存性”，東京都立大学 2023 年 修士論文.

5) T. E. J. Edwards, “Recent progress in the high-cycle fatigue behaviour of γ-TiAl alloys.”, MATERIALS SCIENCE ANDTECHNOLGY, 34(16), 1919-1936, 2018.