

Politecnico di Torino

Laurea magistrale in ingegneria aerospaziale A.A. 2021/2022 Sessione di Marzo/Aprile

Relatore:
Prof.ssa Biamino Sara
Co-Relatore
Ghibaudo Cristian

Candidati: Carlo Maria Cecconi s273478

Abstract

Recentemente l'uso di tecniche di additive manufacturing sta diventando sempre più presente nel settore industriale in diversi ambiti. In particolare le tecniche che permettono la produzione di componenti metallici sono diventate un utile metodo di produzione in quegli ambiti dove le elevate performance dei componenti sono essenziali, nonostante l'alto costo di produzione. L'uso di tali tecniche connesse all'impiego di materiali intermetallici, ad esempio γ-TiAl, consente in campo aeronautico di ridurre gli sprechi e realizzare componenti sempre più leggeri in modo da ottenere significativi vantaggi economici e risultando in un impatto sull'ambiente minore grazie al minor peso dei componenti. Per tali ragioni è importante condurre studi sulle leghe a base di TiAl realizzate mediante additive manufacturing, e in particolar modo mediante Electron Beam Melting (EBM). Questo lavoro di tesi si prefigge l'obbiettivo di analizzare la microstruttura di una serie di provini, ripartiti in due job, in materiale TiAl realizzati per mezzo della tecnica EBM, andando così a valutare la ripetibilità microstrutturale interna al singolo Job e tra Jobs successivi (dove per Job si intende sia la produzione EBM sia il successivo trattamento termico).

INDICE

Abst	tract		2
1.	INT	RODUZIONE	9
	1.1	Additive manufacturing	9
	1.2	Campi di applicazione dell'AM	21
	1.3	Caratteristiche generali del processo di additive manufacturing	30
	1.4	γ-TiAl: Caratteristiche microstrutturali e proprietà meccaniche	3
	1.5	Tecniche di produzione TiAl:	4
	1.	5.1 Processi convenzionali	41
	1.	5.2 Processi di additive manufacturing	44
	1.6	Campi di applicazione TiAl	55
2.	MA	ΓERIALI E METODI	58
	2.1	Preparazione metallografica e analisi microstrutturale	59
	2.2	Valutazione della microstruttura	61
3.	DISC	CUSSIONE RISULTATI	64
	3.1	Caratterizzazione microstrutturale dei provini	64
4.	CON	ICLUSIONE	72
Bibl	iograf	ia	74

Lista delle figure

Figura 1: Esempio di manufatto molto complesso realizzato mediante AMAM	9
Figura 2: La stereolitografia	10
Figura 3: Processo di Selective Laser Sintering	10
Figura 4: Crescita totale del mercato dell'additive manufacturing	11
Figura 5: Tassi di crescita annuali dell'AM	11
Figura 6: Differenze tra il processo di AM e quello per asportazione di materiale	12
Figura 7: Steps per la realizzazione di un oggetto con stampa 3D	12
Figura 8: Macchine per l'additive manufacturing che sfruttano la tecnica di fusione laser e	
di elettronidi	
Figura 9: Due tipologie di additive manufacturing: a) powder bad fusion (PBF) b) direct	
deposition (DED)	
Figura 10: Caratteristiche delle tecniche PBF e DED	14
Figura 11: Tecnica di Powder Energy Deposition	
Figura 12: Tecnica di Wire Deposition	
Figura 13: Processo schematico del TW-PAAM	
Figura 14: Rappresentazione schematica del selective laser melting (SLM)	
Figura 15: Fasi del processo SLM	
Figura 16: a) Effetto del fascio sulla polvere durante la formazione di una singola tra	
Processo schematico del SLM e definizione dei parametri geometrici tipici durante la fori	
di un layer	17
Figura 17: Fasi de processo di Electron Beam Melting	
Figura 18: Processo di EBM	
Figura 19: Effetto del fascio sullo strato di polvere	
Figura 20: Caratteristiche del SLM e dell'EBM	
Figura 21: Settori in cui è applicato il processo AM	
Figura 22: Settori, nell'unione europea, in cui AM è ampiamente utilizzato	
Figura 23: sinistra) fuel nozzle realizzato in AM; destra) Motore della GE(CFM Leap 1A) su	
montati i fuel nozzle	
Figura 24: Longherone centrale nell'ala del C919	
Figura 25: Statori del compressori realizzati mediante stampa 3D	
Figura 26: Da destra verso sinistra sono mostrati :Gas Generator Duct; a Z-Baffle; a Turl	
Inducer; a battery case; heat switch prototype	
Figura 27: Componete utilizzato sul satellite destinato alla missione Atlantic bird mission	
Figura 28: Elemento di sostegno dell'antenna sul stellite Sentinel	
Figura 29: Andamento attuale e futuro dell'AM in campo automobilistico	26

Figura 30: a) modelli anatomici; b)impianti; c)strumenti ,attrezzature e parti per dispositivi medici;
d)aiuti medici e dispositivi di supporto
Figura 31: a;b) impianto in titanio e la sua collocazione nel piede del paziente c) camminata del
paziente a piedi nudi 5 mesi dopo l'intervento28
Figura 32: Scarpa Adidas realizzata con AM29
Figura 33: Abbigliamento e accessori realizzati con AM29
Figura 34: Diagramma di fase delle leghe Ti-Al31
Figura 35: Andamento della deformazione in funzione della concentrazione di alluminio31
Figura 36: Effetti degli alliganti sulle proprietà meccaniche32
Figura 37: Tipica microstruttura di un componete as-built mediante EBM32
Figura 38: Microstruttura di un componete in TiAl prodotto per EBM prima e dopo il trattamento termico (HIP)34
Figura 39: Diagramma di fase del TiAl con microstrutture ottenute attraverso i trattamenti termici per una lega con 48% di Al34
Figura 40: sinistra) Effetti degli alliganti sulla formazione delle fasi intermetalliche Ti-Al; destra)
influenza del Nb sulla formazione delle fasi intermetalliche35
Figura 41: Confronto delle microstrutture (immagini SEM) di: a) campione costruito con alta
energia di linea e bassa velocità di deflessione e b) campione costruito con bassa energia di linea
e alta velocità di deflessione35
Figura 42: Effetti del tipo di microstrutture sul creep e duttilità36
Figura 43: Andamenti della deformazione al creep a compressione per provini in 4822 realizzati
mediante EBM-as-built, EBM con 2 trattamenti termici e processo convenzionale
Figura 44: Proprietà di trazione dell'EBM TiAl-4822 sottoposto a HIP e trattamento termico: (a)
carico di snervamento (Rp0.2), (b) allungamento (A), (c) carico di rottura (Rm) in funzione della
temperatura e (d) tipiche curve sforzo-deformazione a temperatura ambiente
Figura 45: Risultati dei test meccanici
Figura 46: Proprietà di trazione della lega SC4822 rispetto alla colata 4822 , alla colata 45XD e alla
lega colata TNM. Sono riportati i grafici della UTS e dell'allungamento totale alla frattura38
Figura 47: Lista dei campioni, condizioni di trattamento termico, gli schemi di trattamento termico
(figura [48]), le microstrutture ottenute e le dimensioni dei grani39
Figura 48: Schema dei trattamenti termici condotti nell'esperimento; Τα rappresenta la
temperatura α-transus mentre Te la temperatura eutettoidica
Figura 49: Proprietà fisiche delle superleghe, γ TiAl, α-2 Ti3Al, leghe di titanio40
Figura 50: Processo di estrusione di un lingotto in TiAl
Figura 51: Pala di un compressore prodotta per la Rolls-Royce in Ti-45Al-8Nb-0.5(B,C) (at.%)
mediante estrusione e forgiatura
Figura 52: Parte di uno stadio di un compressore dove le pale sono prodotte in Ti-45Al-8Nb-
0.5(B,C) (at.%) mediante estrusione e forgiatura42
1 / / 1 · /

Figura 53: Composizione delle fasi	43
Figura 54: Immagini al microscopio elettronico di campioni in TiAl, con alliganti Nb e Mo, trat termicamente a 1290°C e prodotti mediante 4 tecniche differenti: a) DED; b) LPBF; c) forgiat d) casting	:ura;
Figura 55: Principali variabili della tecnica SLM	
Figura 56: Immagini al microscopio ottico della sezione trasversale di campioni fabbricati in TiA 48Al-2Cr-2Nb) con differenti temperature di preriscaldamento	J(Ti-
F igura 57: immagine al microscopio ottico della vista dall'alto di campioni (a) se preriscaldamento, P=150 W, v=200mm/s e (b) con preriscaldamento a 800 °C, P=150 W, v= mm/s	200
Figura 58: Immagine metallografica della sezione lungo la direzione di costruzione di campion senza preriscaldamento, P=150 W, v=200 mm/s (b) con preriscaldamenti 800°C, P=150 W, v= mm/s	200
Figura 59: Microstruttura al SEM dei campioni in Ti–48Al–2Cr–2Nb prodotti mediante SLM per differenti velocità di scansione: (a,c)P=90W V=0.6m/s; (b,d)P=90W V=1.4m/s. I bordi di grano stracciati in c e d)	ono
Figura 60: Particelle di polvere TiAl (Ti–48Al–2Cr–2Nb)	47
Figura 61: Microstruttura di due campioni in TiAl (Ti–48Al–2Cr–2Nb) prodotto con la tecnica s con temperatura di preriscaldamento di a,b)800°C e c,d) 900°C	
Figura 62: Difetti al microscopio di alcuni campioni in TiAl: a) lack of fusion; b) gas porosity evaporation of some elements; d) non-melted powder particles	y; c)
Figura 63: Immagini al microscopio ottico e SEM della polvere di TiAl: a) tipico aspetto di particelle di polvere b) buona qualità delle polveri con particelle di forma sferica c) particelle rregolarità d) particelle di polvere sferiche con cavità	con 49
Figura 65: Sezione trasversale di un provino realizzato con EBM	
Figura 66:Composizione chimica dei campioni	
F igura 67: Tipo di microstruttura: full-lamellar (a), near-lamellar (b), duplex (d), equiassica sin _i fase	gola
Figura 68: Raffigurazione di grani equiassici γ e delle colonie lamellari	52
Figura 69: a) TiAl turbocharger wheel prodotto per EBM; b) sezione traversale del componeto	
Figura 70: Zone sezionate della ruota del turbocharger	53
F igura 71: sinistra) microstruttura del cuore; destra) microstruttura della parte più sottile c ruota del turbocharger	
Figura 72: Microstruttura nella parte più esterna del turbocharger	54
Figura 73: in alto) Microstruttura del cuore del turbocharger dopo il trattamento termico; in ba Microstruttura nella parte più sottile della ruota dopo il trattamento termico	

Figura 74: Applicazione del TiAl in un motore aeronautico	55
Figura 75: Potenziali applicazioni degli alluminuri di titanio	56
Figura 76: (da sinistra verso destra) Pala di turbina in $lpha_2$ -TiAl realizzata mediate forgiatura; Pala	di
turbina in γ -TiAl realizzata mediate casting; case di un compressore in γ -TiAl realizzato attravers	50
il casting	56
Figura 77: Turbocharger wheel in TiAl per un veicolo passeggeri realizzato con la tecnica	di
casting	57
Figura 78: a) TiAl turbocharger wheel prodotto per EBM; b) sezione traversale del componete;	c)
joining trial	57
Figura 79: Fasi operative dell'analisi microstrutturale	58
Figura 80: Troncatrice di precisione	59
Figura 81: Destra) Un provino intero; Sinistra) le linee in rosso indicano le direzioni di tagl	io
necessarie per esporre la superficie da lucidare	59
Figura 82: Immagine di un campione inglobato a freddo	60
Figura 83: Tipo di lappatrice usata per la lappatura dei campioni	60
Figura 84: Microscopio ottico	61
Figura 85: Immagine di porosità di uno dei campioni	61
Figura 86: Microstruttura di uno dei campioni dopo la lucidatura (sinistra) e dopo l'attacco co	n
l'acido (destra)	52
Figura 87: Microstruttura al microscopio ottico ad ingrandimento 50x(sinistra) e 100x(destra)	di
uno dei campioni	62
Figura 88: Elenco dei campioni appartenenti al job 1 e al job 2	64
Figura 89: Ripartizione dei provini del Job1: in giallo è rappresentato il primo lotto mentre	in
arancione il secondo lotto	64
Figura 90: Distribuzione del trattamento termico all'interno del job2: un unico lotto identificat	to
col colore rosso	64
Figura 91: Identificativo dei campioni del Job_1 e relativa microstruttura	65
Figura 92: Mappa a colori della distribuzione della microstruttura nel job_1	66
Figura 93: Identificativo dei campioni del Job_2 e relativa microstruttura	67
Figura 94: Mappa a colori della distribuzione della microstruttura nel job_2	68
Figura 95:Influenza della perdita di alluminio sulla microstruttura	69
Figura 96:Confronto tra i campioni del job 1 e quelli del job 2	70
Figura 97: Zoom sulla marcata differenza dei provini 2,3,4 e 5 tra il job1 e il job 2	70

1.INTRODUZIONE

1.1Additive manufacturing

Come nel 20th secolo lo scoppio della seconda rivoluzione industriale diede vita alla catena di montaggio e alla produzione di massa, allo stesso modo la terza rivoluzione industriale diede vita a quello che oggi chiamiamo stampa 3D e dell'additive manufacturing (AM) che rappresentano tecnologie volte a rendere i prodotti più economici e più personalizzabili. Un esempio di manufatto complesso da realizzare tramite processi convenzionali e per questo prodotto tramite AM è riportato in figura 1. Parti come quella mostrata in figura 1 non sono prodotte per scopi ingegneristici ma, generalmente, per dimostrare le capacità tecniche delle apparecchiature di produzione additiva, mettendo in risalto i loro vantaggi rispetto ad altri mezzi di produzione.

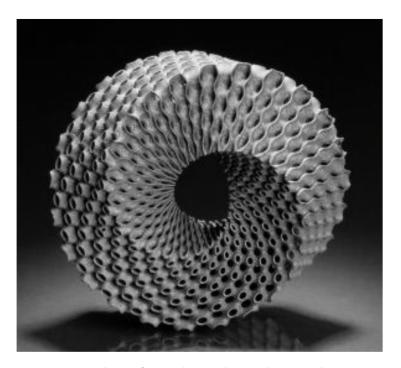


Figura 1 Esempio di manufatto molto complesso realizzato mediante AM

Con il termine additive manufacturing (AM) si intende una tecnica di produzione che utilizza differenti tecnologie additive volte a realizzare un prodotto tridimensionale al contrario delle convenzionali tecniche sottrattive. Tali tecnologie si basano sulla generazione e unione successiva di strati di materiale.

Le origini di tale tecnica risalgano alla fine degli anni 70'- inizi anni 80' ma ci vollero circa 30 anni affinché divenne economicamente valida in ambiti industriali dato che fino a quel momento era soltanto una tecnica prototipale. La prima tecnologia di stampa 3D risale al 1981 quando Hideo Kodama[1] presenta la stampante a getto d'inchiostro. Successivamente, nel 1984 Chuck Hull [1]inventa la stereolitografia (SLA), questo processo utilizza una sorgente luminosa, la quale

permette l'indurimento di una resina(polimero) disposta strato su strato e quindi la costruzione di un oggetto. Nel 1989, Carl Deckard [1]presenta il brevetto di una nuova tecnica, la SLS (Selective Laser Sintering), chesi basa sulla sinterizzazione della polvere metallica disposta strato per strato per mezzo di un laser.

Negli anni successivi la SLS evolse nella SLM (selective laser melting) che costituisce la vera espressione dell'additive manufacturing ed è ampiamente utilizzata in molti campi come quello medico. Tuttavia, a causa della scarsa quantità di materiali che si possono utilizzare in fase di produzione, dei tempi lunghi e degli elevati costi dei macchinari, inizialmente la tecnologia di additive manufacturing non prese piede in campo industriale ma rimase confinata ad essere una tecnica per la realizzazione di prototipi. Sebbene il costo di produzione per AM sia diminuito rispetto al passato rimane purtroppo ancora un processo costoso. [1]

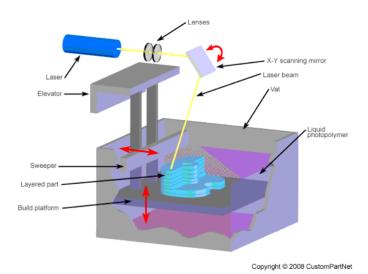


Figura 2 La stereolitografia[58]

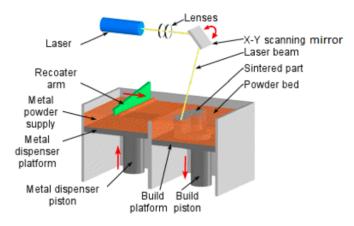


Figura 3 Processo di Selective Laser Sintering [59]

Dal 1989 l'additive manufacturing ha visto sempre un tasso di crescita annuale positivo come mostra la figura 5 e le ragioni di tale crescita sono riconducibili ad un ampiamento delle tecnologie produttive derivato dagli investimenti nel corso degli anni; ed a un aumento della gamma di materiali disponibili. Specialmente negli ultimi anni, dopo il 2010, il tasso di crescita è aumentato esponenzialmente portando l'additive manufacturing ad essere una tecnologia estremamente affidabile e competitiva. Nella figura 5 sono riportati in verde i tassi positivi ed in rosso i tassi negativi.





Figura 4 Crescita totale del mercato dell'additive manufacturing [2]

Figura 5 Tassi di crescita o decrescita annuali dell'AM [60]

Nel futuro si prevede una crescita ulteriore della manifattura additiva come mostra il grafico in figura 4. Infatti, si nota un possibile raggiungimento di 50 miliardi di dollari nel 2029 secondo SmarTech Analysis che sarà circa 5 volte il valore attuale. [2]

La forte diffusione dell'additive Manufacturing è legata alla capacità di tale tecnologia di soddisfare appieno le esigenze di una produzione fortemente orientata verso la personalizzazione del prodotto e la riduzione degli sprechi.

Infatti, la tecnica dell'AM prevede un approccio differente rispetto alle tecniche convenzionali, come la tornitura o fresatura, che si basano sulla sottrazione di materiale per realizzare una determinata forma (figura 6).

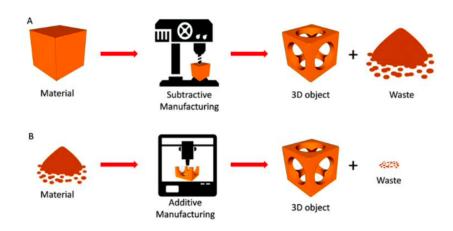


Figura 6 Differenze tra il processo di AM e quello per asportazione di materiale[61]

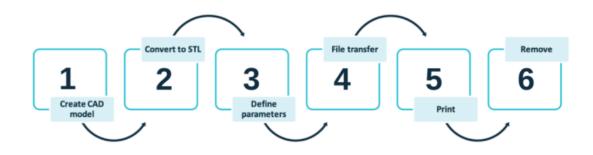


Figura 7 Steps per la realizzazione di un oggetto con stampa 3D [3]

Il processo in generale prevede, prima, la realizzazione di un modello 3D (progettazione CAD) dell'oggetto che si desidera realizzare e successivamente la conversione del file di progettazione in formato STL (standard tessellation Language) che consente la suddivisione dell'oggetto in strati stampabili dalle macchine per l'additive manufacturing. Successivamente avviene la definizione dei parametri di stampaggio, il caricamento del file nella macchina AM e lo stampaggio vero e proprio. In fine come ultima fase del processo troviamo la finitura del pezzo in quanto il componente uscito dalla stampante presenta generalmente un'elevata rugosità. La figura 7

mostra esattamente i passaggi da compiere durante la produzione. Il tempo stimato per la realizzazione di un componete può andare da qualche ora a qualche giorno. La ragione di tale tempo risiede nel fatto che le macchine 3D hanno una velocità di accrescimento del prodotto lenta. [3]





Figura 8 Macchine per l'additive manufacturing che sfruttano la tecnica di fusione laser e a fascio di elettroni[62], [63]

Di seguito verranno analizzate le tecniche di stampa additiva che rappresenta il passo numero 5 nell'intero processo di produzione per additive illustrato precedentemente(figura7).

Le tecniche di crescita relativa a componete in materiale metallico possono essere sostanzialmente divise in 2 categorie:

- Polvere
- Filo

La prima tecnologia, ovvero quella basata sulla polvere, è a sua volta divisa in Direct Energy Deposition (DED) (figura 9) e Powder Bed fusion (PBF)(figura 9). Quest'ultima è la più diffusa e prevede la costruzione di un letto di polvere, compatto e uniforme, per mezzo di un recoter e successivamente la sinterizzazione o fusione degli strati avviene per mezzo di un fascio ad alta energia. La fusione di uno strato dopo l'altro porta alla formazione dell'oggetto. Quindi l'evoluzione del pezzo è verticale dato che un nuovo strato è continuamente aggiunto sopra a quello appena fuso. La figura 9 mostra il processo di PBF appena descritto e il processo di DED, mentre in figura 10 sono riportate le differenze sostanziali tra le due tecniche.

Le tecnologie PBF vengono ancora divise in funzione della fonte energetica usata per fondere selettivamente lo strato di polvere; in particolare è possibile usare un fascio laser o un fascio elettronico. Le tecnologie che utilizzano il fascio laser sono chiamate L-PBF (o SLM), mentre quelle

che utilizzano un fascio elettronico sono chiamate E-PBF (o EBM). Quest'ultima verrà spiegata in particolare nei capitoli successivi siccome i provini considerati per questo studio sono stati prodotti con questa tecnologia [3], [4].

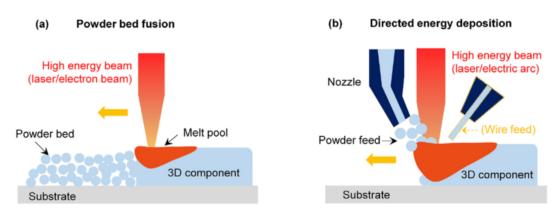
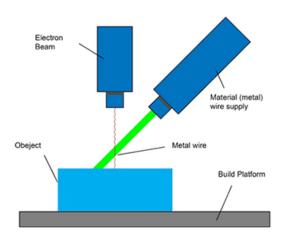


Figura 9 Due tipologie di additive manufacturing: a) powder bad fusion (PBF) b) direct energy deposition (DED) [3]

AM	Powder bed fusio	n		Directed energy deposition
Techniques	Selective laser melting	Electron beam melting	Laser engineered net shaping	Wire arc additive manufacturing
Parameters	Laser power Scan speed Hatch spacing Layer thickness	Electron beam power Scan speed Hatch spacing Layer thickness Preheat temperature	Laser power Powder feed rate Scan speed Hatch spacing Layer thickness	manufacturing Wire diameter Wire feed rate Travel speed Arc power
Typical output power (W) Beam spot size (mm) Characteristic size of melt pool (mm) Temperature gradient (K/mm) Cooling rate (K/s)	100 600 0.04 0.5 0.1 10 ³ -10 ⁴ 10 ⁵ -10 ⁷	500 3000 0.4 -1 ~ 0.1 102 103 103 105	1000-3000 1-3 ~0.1 10 ² -10 ⁴ 10 ³ -10 ⁴	1000 5000 1 10 ~ 1 10 200 102 103
Main features	High precision, Wide applicability.	Vacuum chamber, Low residual stress.	Multi-material printing Large component Fabrication-ability.	, High deposition rates, Large component fabrication ability.

Figura 10 Caratteristiche delle tecniche PBF e DED[3]

Il processo DED prevende la deposizione della polvere su una specifica superficie per mezzo di un ugello montato su un braccio mobile e successivamente fusa da un fascio ad alta potenza. Quest'ultimo può essere sia un fascio ad elettroni che un fascio laser. La movimentazione del braccio porta alla costruzione dell'oggetto desiderato. Lo spessore dello strato depositato varia nell'intorno di circa mezzo millimetro. Se invece di utilizzare la polvere si utilizzasse un filo, il quale sarebbe fuso successivamente dal fascio ad alta potenza, si parlerebbe di wire additive manufacturing. Sebbene in molti casi sia il braccio a muoversi in alcuni casi è la superficie su cui è depositato il materiale che tende a spostarsi. Il processo DED con polvere è rappresentato nella figura 11 mentre la tecnologia di wire deposition è rappresentata nella figura 12 [4].



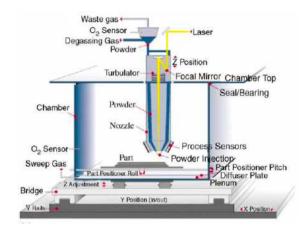


Figura 12 Tecnica di Wire Deposition[65]

Figura 11 Tecnica di Powder Energy Deposition[64]

Una particolare tecnica di Wire Deposition è la TW-PAAM (twin-wire plasma arc additive manufacturing) la quale prevede l'impego di due fili ,uno in Ti e uno in Al, e un arco elettrico come fonte di calore. Quest'ultima caratteristica è ciò che distingue tale tecnica dall'EBM, SLM e DED. Il filo viene disposto su una piattaforma e fuso per mezzo di un arco elettrico. Il processo si ripete fino all'ottenimento della forma desiderata dell'oggetto. Un'immagine del processo è riportata in figura 13 [5].

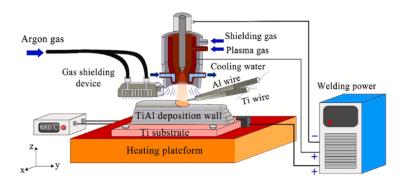


Figura 13 Processo schematico del TW-PAAM[5]

Tecnicche PBF

Tecnia SLM

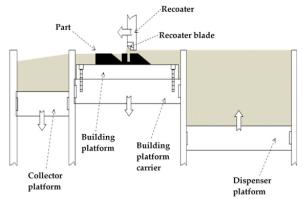
La tecnica SLM appartiene alla classe delle powder bed fusion (PBF) come precedentemente accennato ed è rappresentata schematicamente in figura 14. Il principio di funzionamento è molto simile a quello dell'EBM con la differenza che risiede nella generazione del calore per fondere le polveri. Infatti, come fonte di calore non si impiega un fascio di elettroni, come nel caso dell'EBM, bensì un laser generato da sorgente in fibra attiva ad itterbio. Inizialmente avviene la generazione del fascio laser caratterizzato da uno spessore di circa 50 µm con una frequenza d'onda tra 1060 e 1070mm con potenza comprese tra un 200W e circa i 400W e direzionato per mezzo di lenti all'interno di un ambiente protettivo costituito da gas inerte come l'argon. La potenza del fascio raggiunge i 1000W solo in particolari configurazioni. Una volta che il fascio è stato focalizzato, esso passa attraverso quella che è chiamata finestra di protezione prima di raggiungere la camera di costruzione dove avviene la distesa e fusione della polvere. La camera di costruzione è costituita da alcuni sistemi di movimentazione che consentano la costruzione, l'aggiunta controllata e la raccolta delle polveri in eccesso (collector platform) (figura 14), garantendo in tal modo il successo di realizzazione del componete. La polvere in eccesso verrà poi riutilizzata successivamente per altre lavorazioni. Il primo sistema è rappresentato dalla piattaforma di aggiunta della polvere (dispenser) il quale muovendosi verticalmente garantisce un certo apporto di polvere in funzione dello spessore dello strato che deve essere realizzato; il secondo sistema è la piattaforma di costruzione sulla quale viene distribuita la polvere proveniente dal dispenser per mezzo di un rastrello o rullo (recoater blade). Nel momento in cui la polvere è uniformemente distribuita e il rullo è tornato alla sua condizione iniziale, il fascio laser viene azionato ed inizia la scansione e fusione di specifiche zone del letto. Il processo di stesa del letto, fusione solidificazione delle polveri si ripete strato dopo strato fino al completamento della creazione del pezzo desiderato. Al termine del processo la piattaforma di costruzione si alza per permettere l'estrazione dell'oggetto finito. [6]

Un aspetto importante è la scelta del materiale della piattaforma di costruzione che deve essere simile a quello della polvere in quanto la saldatura tra i due differenti materiali deve essere efficace per evitare lo spostamento del pezzo e allo stesso tempo evitare l'insorgere di difetti nel componete come le cricche date dalla formazioni di eccessive tensioni residue data l'elevata velocità di raffreddamento.

La scelta di adoperare un ambiente protetto è legata al fatto che anche una piccola quantità di ossigeno o azoto assorbito dal materiale ne influenza le proprietà meccaniche. Ad esempio, l'assorbimento di O o N da parte del TiAl ne riduce drasticamente la duttilità. Generalmente, il gas protettivo nella camera risulta meno efficiente nell'impedire le infiltrazioni se paragonato al vuoto. [7]

Inoltre, la presenza dell'ossigeno nella camera, in percentuali elevate, porta all'ossidazione delle polveri metalliche e può essere responsabile di incendi ed esplosioni.

Sebbene, la piattaforma di costruzione possa essere preriscaldata fino a 200°C, ciò non consente di eliminare gli stress residui una volta completarla la costruzione dell'oggetto. Di conseguenza sarà necessario sottoporre il pezzo a trattamenti termici per ridurre le tensioni residue.



Thin powder layer

Heating of the first few
layers by the preheated
base plate

Melting of the powder

Solidification process

Figura 14 Rappresentazione schematica del selective laser melting (SLM)[6]

Figura 15 Fasi del processo SLM [9]

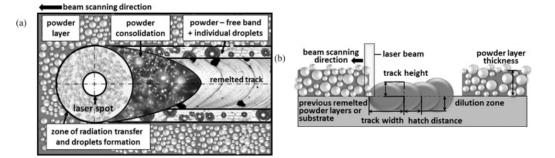


Figura 16 a) Effetto del fascio sulla polvere durante la formazione di una singola traccia; B) Processo schematico del SLM e definizione dei parametri geometrici tipici durante la formazione di un layer [7]

La tecnologia SLM presenta una serie di vantaggi rispetto ad altre tecniche di produzione convenzionale:[7]

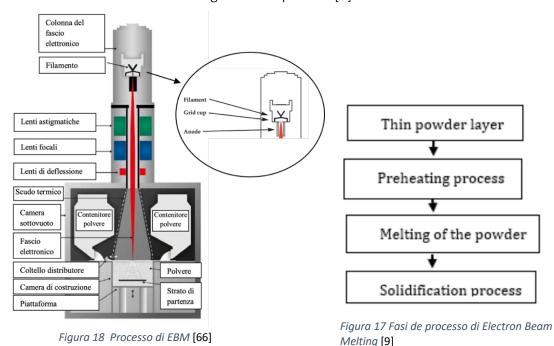
- a) la possibilità di realizzare componenti di varia forma da differenti polveri metalliche;
- b) capacità di realizzare strutture più leggere come quelle a nido d'ape;
- c) il prodotto presenta caratteristiche meccaniche molto vicine al prodotto finito;
- d) una finitura superficiale eccellente-moderata (rispetto alle altre tecniche AM);
- e) la possibilità di modificare la microstruttura attraverso un attenta conoscenza dei parametri di processo

Oltre ai vantaggi appena riportati sono presenti anche alcuni svantaggi che sono elencati di seguito:[7]

- a) elevato costo di realizzazione del prodotto legato principalmente al costo dei macchinari;
- b) elevati stress meccanici residui dovuti ai gradienti termici durante la costruzione del pezzo;

- c) difficolta di espulsione delle polveri da canali di piccola dimensione in quanto le polveri risultato estremamente piccole;
- d) Il gas inerte nella camera di costruzione non permette la completa eliminazione delle contaminazioni di elementi interstiziali quali O, N e H.

L'altra tecnica appartenete alla famiglia delle PBF (Powder Bed fusion) è l'electron beam melting. Il processo prevede essenzialmente la distesa di un letto di polvere, che successivamente sarà investito e fuso da un fascio di elettroni ad alta intensità in zone selettivamente definite del disegno CAD del componete. La distesa e fusione di uno strato dopo uno strato porta alla crescita del pezzo. Un aspetto cruciale è la generazione del fascio di elettroni; la sorgente di elettroni è un filamento di tungsteno, il quale viene riscaldato per effetto Joule fino a 2700°K. Conseguentemente si verifica un'emissione di elettroni che sono accelerati da un campo elettrico generato tra il filamento di tungsteno (catodo) e un componete in metallo (anodo) e successivamente collimati da diverse lenti magnetiche. All'interno del tubo sono presenti 3 diverse lenti magnetiche; la prima permette di correggere l'astigmatismo, ovvero consente di emettere un fascio circolare, ed è rappresenta in verde nella figura 18; la seconda mette a fuoco, ovvero focalizza il fascio in modo tale da avere un diametro nell'intorno di 0.1mm, ed è rappresentata un blu nella figura 18; infine, la terza lente consente di deviare il fascio verso l'area da fondere ed è rappresentata in rosso nella figura 18. La colonna che genera il fascio è una parte meccanica fissa e il fascio è direzionato attraverso la terza lente. La scansione può avviene ad alta velocità compresa tra circa 1080 mm/s e 23400 mm/s e di conseguenza una costruzione del pezzo che si aggira mediamente intorno a 60cm³ all'ora rendendo tale processo molto più veloce di qualunque altro processo di additive manufacturing a letto di polvere.[8]



18

Nella parte centrale della macchina troviamo una camera (350x350x350mm) con due serbatoi per la polvere, al di sotto dei quali è presente il tavolo di costruzione preriscaldato. La polvere è distribuita uniformemente con spessore che varia da 50 a 200 µm attraverso un rastrello e successivamente fusa selettivamente. Al centro del tavolo di costruzione è presente una piattaforma mobile verticalmente che permette la distesa di un nuovo strato di polvere su quello appena fuso, permettendo così l'accrescimento dell'oggetto strato dopo strato (figura 19). Il processo di fusione delle polveri avviene in un ambiente sottovuoto, con una piccola sovrappressione di He (10⁻⁴ mbar), in quanto necessario principalmente per la propagazione del fascio elettronico evitando la perdita di energia causata della interazione degli elettroni con le particelle di aria e conseguentemente aiuta a prevenire la contaminazione con l'ambiente esterno. Il movimento del fascio è riportato in figura 19 dove si notano direzioni differenti da strato a strato.

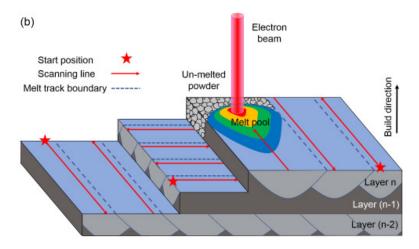


Figura 19 Effetto del fascio sullo strato di polvere [67]

Il processo di electron beam melting presenta una serie di vantaggi e svantaggi rispetto ad altre tecniche di additive manufacturing. Uno dei vantaggi è l'ottenimento di un prodotto finito privo di cricche e di sollecitazioni resisdue minori rispetto alla tecnica SLM secondo quanto riportato nella tebella in figura 20[9]. Le ragioni di tale finitura sono principalmente legate alla dimensione del fascio e alle dimensioni della polvere. Un altro vantaggio è legato al fatto che il processo di EBM viene eseguito con una base di costruzione preriscaldata fino a 1000°C che permette di ridurre al minimo i gradienti termici responsabili delle tensioni residue interne al materiale e quindi evitare la formazione di cricche in materiali sensibili. Il fatto che il processo avviene sottovuoto evita l'interazione e quindi la deviazione degli elettroni con le con le particelle nell'ambiente che altrimenti sarebbero presenti. Inoltre, il vuoto si comporta come un isolante mantenendo la temperatura del processo elevata ed allo stesso tempo evita la contaminazione chimica e formazione di composti indesiderati come, ad esempio, l'ossido di titanio (nel caso di polveri di Ti)

se l'ambiente contenesse ossigeno. La possibilità di recuperare la polvere inutilizzata costituisce un altro vantaggio. Tuttavia, il vuoto risulta essere svantaggioso nel momento in cui si devono realizzare componenti con materiali che presentano elementi altamente volatili quando sono allo stato fuso. Alla fine della costruzione del componente la polvere in eccesso attorno ad esso, che durante il processo è sinterizzata, è eliminata attraverso il sistema PRS (powder recovery system) e riutilizzata in costruzioni successive, evitando così gli sprechi di materiale. [28]

Invece, per quanto riguarda gli svantaggi troviamo il numero limitato di materiali che possono essere utilizzati; infatti, solo leghe conduttive possono essere prodotte con tale tecnica. Un altro svantaggio è legato alla necessità di un personale estremante qualificato oltre al fatto che i macchinari risultano essere molto costosi.

Le differenze essenziali tra la tecnica EBM e SLM possono essere riassunte attraverso la seguente figura[10] :

Features	SLM	EBM
Heat source	Laser beam (up to 1 kW)	Electron beam (60 kW)
Scan speed	Limited by galvanometer inertia	Fast, magnetically driven
Powder size	10-45 um	45-106 um
Minimum beam size	50 mm	140 mm
Beam/melt pool dimension	0.5-1.5 um	2-3 um
Layer thickness	20-100 um	50-200 um
Chamber atmosphere	Argon or nitrogen	Vacuum (+helium)
Environment temperature	Build platform at 100-200 °C	Chamber at 400-1000 °C
Powder pre-heating	Using infrared or resistive heaters	Using electron beam
Surface finish	Excellent to moderate (~20 um)	Moderate to poor (~35 um)
Residual stresses	Yes	No

Figura 20 Caratteristiche del SLM e dell'EBM [10]

1.2Campi di applicazione dell'AM

Ad oggi la tecnica di additive manufacturing (AM) si sta diffondendo notevolmente in molti campi, tra cui quello aerospaziale, automobilistico, medico, dei beni di consumo ed industriale. La percentuale, attualmente, è riportata nel grafico a torta nella figura 21 [11]

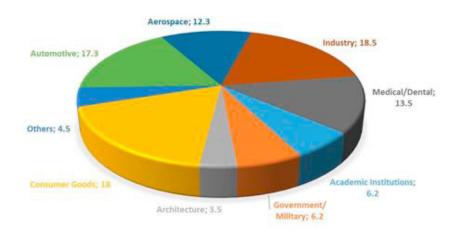


Figura 21 Settori in cui è applicato il processo AM [12]

Il grafico precedentemente mostrato (figura 21) è relativo all'additive manufacturing su scala internazionale mentre quello riportato in figura 22 è relativo all'EU. Secondo Secondo il report "Creating knowLedge and skilLs in AddItive Manufacturing" dell'EU [12] i settori dominanti sul suolo europeo rimangono sempre quello aerospaziale, automobilistico, seguiti da quello sanitario e dei beni di consumo. Inoltre, in futuro la percentuale è destinata a crescere ulteriormente sempre secondo quanto affermato nel report UE.

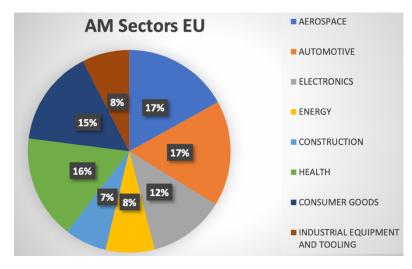


Figura 22 Settori, nell'unione europea, in cui AM è ampiamente utilizzato [12]

AEROSPAZIALE

Il settore aeronautico come quello spaziale è caratterizzato da un volume di produzione che risulta molto minore rispetto ad altri come, ad esempio, quello automobilistico. Attualmente, il settore aerospaziale è caratterizzato da una produzione in serie su vasta scala con AM solo per alcuni componenti ma la tendenza è che il numero di prodotti e applicazioni è in costante aumento. Nell'industria aerospaziale, l'AM è impiegata principalmente nella realizzazione di parti non eccessivamente stressate ma in futuro si prevede un elevata estensione anche a componenti molto critici secondo quanto riportato nel report "state-of-the-art for Additive Manufacturing of Metals" del 2017 [13]. I materiali prevalentemente utilizzati sono le leghe di titanio come il Ti6Al4V, le super leghe come quelle di nickel, e le leghe di alluminio. Un metodo di produzione basato sull'AM utilizzato in campo aerospaziale prevede l'aggiunta di materiale ad un componete già esistente al fine di aumentarne lo spessore e quindi la resistenza meccanica. Un risultato vantaggioso di tale metodo è un uso prolungato dei componenti in quanto è possibile riparali piuttosto che rottamati per costruirne dei nuovi. Questo permette una razionalizzazione migliore della produzione e un risparmio economico. Di seguito verranno forniti alcuni esempi di applicazione della tecnica di additive manufacturing al settore aerospaziale.[13]

La GE-aviation realizzò dei fuel nozzle (figura 23) per il motore CFM Leap 1° attualmente in servizio sul A320neo operanti nelle compagnie come Scandinavian Airlines o Lufthansa. La capacità dell'AM di realizzare prodotti a basso costo, leggeri e con un numero di parti da assemblare molto minore ha consentito la riduzione del consumo del motore con benefici economici e ambientali.



Figura 23 sinistra) fuel nozzle realizzato in AM; destra) Motore della GE(CFM Leap 1A) su cui sono montati i fuel nozzle [14]

La Comac, un'azienda aerospaziale cinese, collaborando con delle università e attraverso investimenti del governo cinese è riuscita a realizzare un longherone di 5 metri in lega di titanio mediante AM (figura 24) attualmente montato sull'aereo commerciale Comac919 che rappresenta il primo aero in assoluto ad avere parti strutturali in AM di importanza significativa.

Le proprietà meccaniche del longherone sono equivalenti ad uno identico prodotto per forgiatura secondo quanto dichiarato dalla NPU (Northwest Polytechnic University).[14]

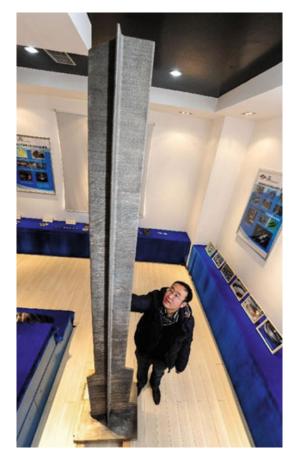


Figura 24 Longherone centrale nell'ala del C919 [14]

La Pratt and Whitney adoperò la tecnologia AM per realizzare degli stadi statorici del compressore mediante sinterizzazione laser per il motore Pure Power PW1500G. Un'immagine dei componenti è mostrata in figura 25. Il primissimo motore fu consegnato alla Bombardier per uno dei suoi velivoli commerciali dopo avere superato i rigorosi test di sicurezza fissati dalla normativa per la sicurezza dell'aviazione civile.

Il capo ingegnere della sezione Manufacturing Engineering alla Pratt and Whitney, Lynn Gambil [14], commentò "L'AM offre una serie di vantaggi: riduce drasticamente il tempo di produzione, dalla progettazione, al prototipo fino al prodotto finito e diminuisce gli sprechi e il consumo di materie prime. Inoltre, permette la produzione di precisione di parti con geometria complessa con un numero di utensili ridotti e permette di realizzare più parti di un assemblaggio in un unico pezzo unito". Infatti, fu grazie all'uso della tecnica additiva che la PW riuscì a risparmiare 15 mesi di lavorazione e a ridurre del 50% il peso dei singoli componenti degli stadi del compressore. [14]

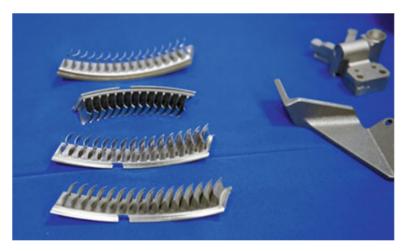


Figura 25 Statori del compressori realizzati mediante stampa 3D [14]

Le applicazioni della tecnica di additive manufacturing non sono solo in campo aeronautico ma anche in campo spaziale. Infatti, sono stati realizzati una serie di componenti nella propulsione dei lanciatori spaziali, tra cui gli injectors, il gas generator Duch ,turbo pump inducer e la valvola a Z .



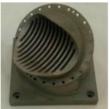








Figura 26 Da destra verso sinistra sono mostrati :Gas Generator Duct; a Z-Baffle; a Turbopump Inducer; a battery case; heat switch prototype [15]

Le immagini di tali componenti sono riportate nella figura 26. Un' analisi condotta dall'ESA ha evidenziato che la produzione per additive manufacturing ha portato ad un guadagno del 70% in costo e del 50% in tempo per il duct rispetto alla tecnica convenzionale di produzione. Mentre per l'inducer si è ottenuto un risparmio del 50% in costo e del 80% in tempo. Una cosa analoga per gli altri componenti.

Parlando ora nello specifico del processo di processo di electron beam melting, esso è stato utilizzato per realizzate un componete strutturale in materiale metallico da montare sul satellite destinato alla missione spaziale "Atlantic Bird Mission" nel 2011. La realizzazione con EBM del componete ha portato ad una riduzione della massa complessiva dell'oggetto del 30% rispetto alla tecnica convenzionale con conseguenti benefici sul lanciatore. Alcune immagini del componete sono riportate in figura 27 dove si nota la forma dell'oggetto e il punto in cui è stato collocato sul satellite. [15]



Figura 27 Componete utilizzato sul satellite destinato alla missione Atlantic bird mission [15]

Anche per il satellite Sentinel è stato realizzato un componete strutturale con l'AM, al il fine di supportare un'antenna di radiocomunicazione di cui è riportata un immagine in figura 28. Si nota l'evidente risparmio in peso tra il componete ottenuto con processo convenzionale e lo stesso ottenuto con tecnica EBM. Nonostante la riduzione del peso del 26%, la robustezza non è stata intaccata considerevolmente. Sebbene sia evidente il vantaggio nella riduzione del peso, il campo di applicazione della AM rimane confinato a pochi elementi a causa della limitata categoria di materiali utilizzabili.

Gli esempi appena illustrati sottolineano come anche la tecnica di produzione di un determinato componente incida pesantemente sulle sue proprietà finali in termini di massa e proprietà meccaniche che sono aspetti cruciali nella progettazione dei componenti aerospaziali. Infatti, un risparmio di peso nei payload, e.g i satelliti, porta ad una riduzione delle dimensioni del lanciatore e della quantità di combustibile necessaria per portarli in orbita, riducendo conseguentemente i costi operativi.[15]



Figura 28 Elemento di sostegno dell'antenna sul stellite Sentinel [15]

AUTOMOBILOISTICO

Il settore automobilistico è stato uno dei primissimi settori industriali a adottare la tecnica dell'additive manufacturing già agli inizi degli anni 90, realizzando prototipi da esibire ai clienti al fine di valutarne la risposta sul mercato. Secondo quanto affermato in uno dei recenti Wohlers Report (figura 21) tale settore risulta essere il terzo più grande.

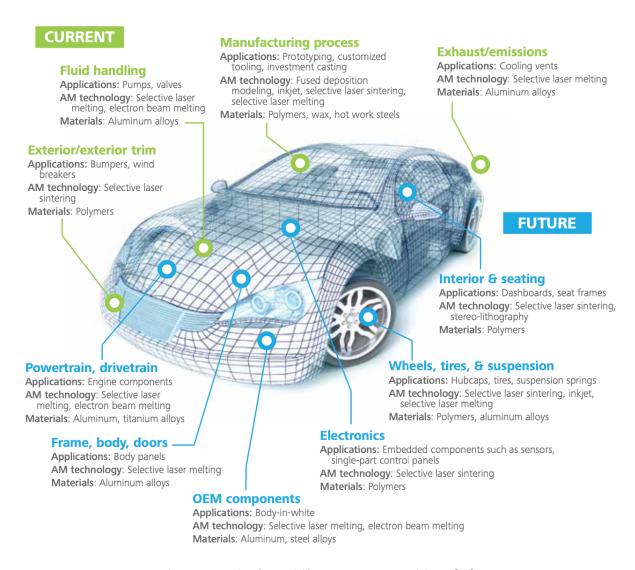


Figura 29 Andamento attuale e futuro dell'AM in campo automobilistico [16]

Attualmente l'additive manufacturing è applicato nella realizzazione di alcune parti delle vetture (figura 29) come, ad esempio, l'impianto per lo scarico di gas combusti il quale è realizzato in lega di alluminio, così come le pompe e le valvole per la gestione dei fluidi; mentre in polimero sono realizzati alcuni elementi prototipali e customizzati. Sempre in polimero sono realizzati i paraurti

e i wind breakers. Le tecniche più diffuse per ottenere i componenti sono la selective laser melting e la selective laser sintering. La realizzazione di prodotti con tali tecniche avviene sia nelle piccole aziende automobilistiche che in quelle grandi di scala internazionale.

La tendenza futura riguarda l'applicabilità delle leghe di titanio anche ad alcuni componenti interni del motore in quanto zona soggetta a sforzi meccanici e termici considerevoli e quindi un ambiente ideale per tali leghe. Invece gli interni, le ruote, i pneumatici, le sospensioni e alcuni componenti elettronici, come sensori e pannelli di controllo, saranno realizzati in materiale polimerico con le tecniche SLS e SLM. Le stesse tecniche sono applicate anche per la produzione delle portiere, della carrozzeria e componenti OEM sebbene con materiale differente, ovvero leghe di alluminio.

L'applicazione delle tecniche di AM in campo automobilistico non è vista come una sostituzione dei metodi convenzionali di produzione che si adattano bene all'elevatissimo volume di produzione, ma come uno strumento per realizzare parti customizzate. Le dimensioni dei pezzi è un altro problema; infatti componenti di gradi dimensioni sono prodotti tramite AM ma in forma modulare ovvero composti da tanti piccoli componenti saldati tra loro tramite un processo di saldatura successivo a quello di stampa. [16]

La tendenza futura dell'industria automobilistica è anche verso un mercato sempre più sostenibile basato auto elettriche, passando da un motore a combustione interna ad uno elettrico e a componenti auto sempre più leggeri generando una crescita sempre maggiore della stampa 3D. La necessità di avere materiali leggeri e quindi veicoli leggeri risiede nel legame tra il peso del velivolo e la durata della batteria. Infatti, è presumibile affermare che veicoli leggeri hanno una maggior autonomia oraria.

Inoltre, tale transizione ecologica verso le fonti sostenibili sta portando ad un incremento della connettività dei veicoli e quindi dei dispositivi elettronici di bordo che stanno diventando sempre più piccoli e complessi. La miniaturizzazione e la complessità può essere raggiunta grazie alle stampe 3D, nanometriche e micrometriche, con il beneficio anche di una riduzione dei costi e del tempo di creazione dei dispositivi. [17]

Alcuni esempi di applicazione dell'additive manufacturing ad autovetture attualmente in commercio sono riportate di seguito:

La BMW riuscì ad equipaggiare una sua macchina da corsa con delle pompe per l'acqua che presentavano delle wheel realizzate in AM. Una cosa analoga è stata fatta dalla Ford che, oltre ad alunni componenti delle pompe, realizzò anche delle valvole e delle ventole di raffreddamento.

La Merchedes-Benz sfruttò l'AM per ridurre parti di ricambio per i suoi camion al fine di ridurre il suo inventario fisico dei componenti approcciandosi più su una manifattura su richiesta.

La Renault sviluppò un processo di stampa 3D al fine di ottenere un miglioramento dei motori dei loro camion in termini di perso e compattezza. Infatti, la casa automobilistica realizzò un prototipo di motore con la stampa 3D grazie alla quale riuscì a ridurre del 25% il peso e fino a 200 il numero delle parti da assemblare.

MEDICO

Attualmente in campo medico, l'impiego della tecnologia AM interessa 5 macroaree:

- o Modelli anatomici
- o Impianti
- o Strumenti e dispositivi medici
- o Aiuti medici e protesi
- o Biotecnologia

I modelli anatomici realizzati con AM comprendono oggetti, ad esempio il corpo in tessuto molle, con fini di addestramento medico per studenti universitari o per una preparazione ad una operazione chirurgica specifica.

Gli impianti comprendono le protesi dentali e strutture che possono andare a sostituire tessuti mancanti o danneggiati, motivo per cui devono essere realizzati in materiali compatibili con tessuti umani e avere particolari forme che sono facilmente realizzabili con la tecnologia AM.

Gli strumenti in AM permettono di migliorare e facilitare le operazioni cliniche e chirurgiche ed includono, ad esempio, allineatori ortopedici trasparenti. Le protesi permettono di sostituire una parte mancate del corpo ragione per cui devono essere molto leggere e molto resistenti e quindi essere prodotte con un materiale come le leghe di titanio.

Infatti, uno dei materiali più diffusi in questo ambito è la lega Ti-6Al-4V con la quale è stata realizzata una protesi del calcagno con la tecnica EBM e impianta con successo da Imanishi e Choong portando, così, a completo recupero delle funzionalità del piede del paziente. Un'immagine della protesi è riportata nella figura 31. [18]

Inoltre, l'AM ha trovato largo impiego nell'ingegneria dei tessuti, i quali sono realizzati in materiale polimerico e ceramico, grazie alla facilità con cui si riesce ad ottenere la forma desiderata dell'oggetto necessario ai pazienti. [19]

Alcuni esempi di oggetti realizzati per scopi medici sono riportati nella figura 30.

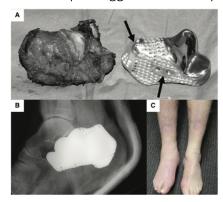


Figura 31 a;b) impianto in titanio e la sua collocazione nel piede del paziente c) camminata del paziente a piedi nudi 5 mesi dopo l'intervento [18]

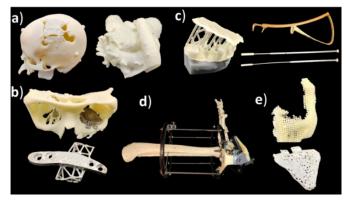


Figura 30 a) modelli anatomici; b)impianti; c)strumenti ,attrezzature e parti per dispositivi medici; d)aiuti medici e dispositivi di supporto [19]

• BENI DI CONSUMO

Il settore dei beni di consumo rappresenta una grande fetta nel diagramma a torta (figura 21) riportato all'inizio del paragrafo. Infatti, l'additive manufacturing ha avuto un elevata diffusione in questo settore grazie alla capacità di ottenere oggetti di forme uniche e complesse con una fattura di alta qualità tali da attrarre una numerosa clientela. Numerosi marchi di abbigliamento si stanno avvicinando sempre sì più all'additive manufacturing, in particolar modo quelli sportivi. Ne è un esempio la scarpa prodotta dalla Adidas in materiale polimerico di cui è mostrata un'immagine nella figura 32. La tendenza futura è quella di ampliare il numero di materiali con cui è possibile realizzare le scarpe in modo tale da diversificare la produzione e aumentare la clientela. Tuttavia, una possibile battuta di arresto potrebbe essere causata dalle norme per la tutela della salute, in quanto i materiali devo essere conformi gli standard imposti dalle autorità vigenti.

Van Herpen è stato il primo designer a portare la stampante 3D sulle passarelle di moda nel 2010. Egli è stato capace di realizzare tramite questa tecnica abiti con ritagli geometrici e finiture rigide, e di influenzare studenti universitari e altri artisti nel campo della moda. Uno di questi studenti fu Danit Peleg che, al Shenkar College of Engineering and Design, utilizzò la stampante 3D per realizzare alcuni indumenti per la sua collezione di laurea. Gli abiti sono stati ottenuti con un materiale gommoso chiamato FilaFlex e alcune immagini sono riportate nella figura 33 [20]



Figura 32 Scarpa Adidas realizzata con AM [20]



Figura 33 Abbigliamento e accessori realizzati con AM [20]

1.3 Caratteristiche generali del processo di additive manufacturing

I vantaggi nell'utilizzare la tecnica di additive manufacturing sono molti, uno di questi è legato al fatto che stampando un prodotto intero si riesce a risparmiare sui costi della manodopera che altrimenti sarebbe necessaria per l'assemblaggio dei semilavorati se questi fossero ottenuti tramite processi convenzionali. Inoltre, essendo il processo fortemente automatizzato è possibile ridurre il costo complessivo delle risorse umane. Questo tipo di produzione ha la capacità di essere molto rapida per pezzi di piccole dimensioni e forma complessa e allo stesso tempo di ridurre lo spreco di materiale con benefici a livello economico, ambientale ed energetico. Un altro vantaggio è espresso dalla capacità di tale tecnologia di essere ottima per una produzione di oggetti di varia forma come, ad esempio, oggetti che presentano scanalature interne. Un altro aspetto positivo è la riduzione delle fasi operative tra il modello CAD al pc e la produzione del pezzo. Inoltre, si riesce a ridurre il cosiddetto TTM (time to market) con il quale si intende il tempo che intercorre tra la fase di concepimento del pezzo e la sua vendita sul mercato. Grazie all'AM è possibile ottenere velocemente alcuni prototipi del prodotto che si desidera vendere così da metterlo velocemente sul mercato con l'intento di raccogliere dei feedback dai clienti e quindi eventualmente modificare il pezzo prima della messa in produzione su grande scala.

Grazie all'AM sarà anche possibile personalizzare oggetti all'interno della produzione su grande scala con il beneficio di aumentare la competitività del prodotto base e il numero di clienti, mantenendo, allo stesso tempo, il costo del prodotto praticamente invariato nonostante la personalizzazione.

Tuttavia, nell'impiego della stampa 3D non vi sono solo vantaggi ma troviamo anche degli aspetti negativi. Alcuni di questi solo il limitato numero di materiali utilizzabili, la bassa produttività delle macchine e la qualità dei prodotti varia notevolmente ed è quasi sempre necessario effettuare delle operazioni di finitura dopo la stampa. Un altro problema è legato all'elevato costo dei materiali e delle attrezzature dove quest'ultime non sono sempre adattabili alla realizzazione di pezzi di grandi dimensioni anche se di geometria semplice e a volumi produttivi molto elevati. [21] In quest'ultime circostanze i metodi convenzionali trovano ampia diffusione.

1.4 γ-TiAl: Caratteristiche microstrutturali e proprietà meccaniche

Le leghe di alluminuro di titanio sono divise in tre gruppi a seconda della fase presente in quantità maggioritaria e in funzione del percorso di solidificazione: leghe γ -TiAl sono leghe con il più alto contenuto di fase γ e una concentrazione di Al intorno al 46-50%at; le leghe α_2 , sono leghe in cui la fase principale è Ti $_3$ Al con un conteuto di Al intorno al 35-45%; e infine le β -TiAl alloy sono leghe comprendenti le TNM e TNM+ alloy, in cui è possibile trovare tutte e tre le fasi, α_2 , γ e β_0 , le quali solidificano attraverso la fase β [22], [23]. La fase γ è caratterizzata da una struttura ordinata di tipo tetragonale a facce centrate, la fase α_2 da una struttura esagonale, mentre la fase β di una struttura cubica a corpo centrato (CCC). La formazione di tali fasi come la loro predisposizione a formare specifiche microstrutture che verranno analizzate successivamente nella tesi dipende principalmente dalla composizione chimica, in particolare dalla percentuale di alluminio, dalla tipologia e percentuale di alliganti.

I campi di esistenza delle fasi sono riportati nel grafico in figura 34 da cui si evince inoltre la dipendenza della formazione delle fasi dipendono dalla temperatura e dalla percentuale di alluminio[24].

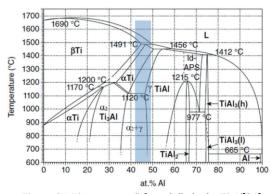


Figura 34 Diagramma di fase delle leghe Ti-Al[24]

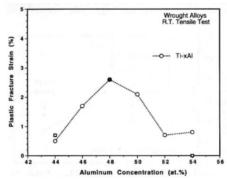


Figura 35 Andamento della deformazione in funzione della concentrazione di alluminio [68]

Una serie di ricerche ha evidenziato quanto segue[25], [26]; se da un lato i componenti in lega γ TiAl con sola fase γ risultano essere estremamente fragili e con bassa resistenza a frattura, dall'altro la presenza di due fasi, γ e α_2 , nella microstruttura migliora la duttilità e quindi la lavorabilità della lega. La massima duttilità è ottenibile con una percentuale di alluminio intorno al 48% come dimostra la figura 35.

L'interesse verso il campo bifasico ha portato allo sviluppo delle leghe di prima generazione, le quali presentano generalmente come unico alligante l'alluminio ad una percentuale nell'intorno del 48%. Un esempio di queste leghe sono Ti-47Al e Ti-48Al[27].

Ulteriori ricerche [23], [28]–[30]hanno evidenziato come l'aggiunta di altri alliganti oltre all'alluminio siano responsabili di miglioramenti delle caratteristiche meccaniche della lega. L'aggiunta di altri alliganti porta alla nascita delle leghe di seconda generazione di cui un esempio è la lega Ti-48Al-2Cr-2Nb. Queste tipologie di leghe presentano una concertazione di alliganti

inferiore al 5% e proprietà meccaniche migliorate rispetto alla prima generazione. Infatti, ad esempio l'aggiunta di cromo consente di aumentare la duttilita e la resistenza a corrosione a temperatura ambiente.

Un aumento del tenore delgi alliganti oltre il 5%, come il Mo e Nb, ha portato alla nascita delle leghe di terza generazione di cui un esempio sono le γ-TNM. Tale incremento della percentuale di alliganti permette di migliore ancora di più le proprietà meccaniche della lega. Infatti, le TNM consetono di avere maggiore duttilità e quindi lavorabilità a caldo, ma anche una migliore reistenza all'ossidazione e resistenza al creep riportato nel riassunto in figura 36[31][27]. Attualmente le leghe di seconda e terza generazione trovano ampio impiego in molti settori industriali come quello aerospaziale (pale di turbina per motori). Gli effetti deli alliganti sulle proprietà meccaniche di una lega γ-TiAl sono riportati in figura 37.

1st Generation TiAl	— 19705: Ti—48Al-1 V—0.1Cr
	$-$ Material degradation and lost in ductility after exposure above 600 $^{\circ}\mathrm{C}$
2nd Generation TiAl	— 19905: Ti—(45-48)Al—(0—4)Nb-(1 —2)X
	-Ti-(45-48)Al-(0-2)X-(0-5)Y-(0-2)Z
	With X = Cr, Mn or V
	Y = Nb, Ta or W
	Z = Si, B, Fe, N
	 Improvement of the oxidation behaviour; higher ductility
3rd Generation TiAl	- 2000: Ti-45Al-(5-10)Nb
	 Improvement of the oxidation behaviour and creep resistance
	— Ti—43Al—4Nb—1 Mo-B
	 Homogeneous microstructure; Better workability

Figura 36 Storia dello sviluppo delle leghe TiAl [31]

Element	Optimal Content	Effect
Aluminium	46-48	Insures the highest room temperature ductility
Chromium	1.2-2	Improves room temperature ductility and corrosion resistance (IS-stabilizer)
Niobium (Nb)	6.8	Improves oxidation resistance, creep resistance, high-temperature strength and erosion resistance (B-stabilizer)
Silicon (Si)	0.3-0.4	Improves creep strength and oxidation resistance
Tungsten (W)	0.5	Increase oxidation and creep resistance, grain size reduction
Boron (B)	0.5-1	Grain size reduction Increases room temperature ductility
Molybdenum (Mo)	0.4-0.8	Improves creep and oxidation resistance Improves high temperature strength Grain size reduction (β-stabilizer)
Carbon (C)	0.05-0.12(wt%)	lncrease creep and oxidation resistance

Figura 37 Effetti degli alliganti sulle proprietà meccaniche [32][42]

Generalmente, un componete realizzato con una lega di seconda generazione, come ad esempio la Ti-48Al-2Cr-2Nb, mediante EBM, dopo il processo di stampa presenta una microstruttura di tipo equiassico costituita prevalentemente da grani equiassici di fase γ come quella mostra in figura 38. Normalmente il processo di stampa è seguito da un trattamento termico che permette di ottenere la microstruttura desiderata. Per capire meglio l'influenza del trattamento sulla microstruttura immaginiamo di sottoporre un componete in lega 48Al-2Cr-2Nb, appena stampato mediante EBM, ad una temperatura di circa 1400°C. In tali condizioni nella microstruttura sarà presente solo la fase α in quanto ci troviamo nel campo di esistenza della fase α nel diagramma TiAl come riportato in figura 39. Durante il lento processo di raffreddamento(e anche in funzione della velocità di raffreddamento) la fase α subisce una serie di trasformazioni di fase, $\alpha \rightarrow \gamma_p + \alpha \rightarrow L(\alpha/\gamma) \rightarrow L(\alpha_2/\gamma)$, dando origine a strutture lamellari(L) bifase, $\alpha_2 + \gamma$ a temperatura ambiente. Il risultato è una microstruttura completamente lamellare a grani grossolani.

Invece, se il componete fosse trattato ad una temperatura di circa 1300°C in modo da ricadere nella zona bifase, $\gamma+\alpha$, si avrebbe una microstruttura duplex. Tanto maggiore è la concentrazione della fase α nella microstruttura e tanto maggiori saranno il numero di colonie lamellari a temperatura ambiente.

Se il componete fosse sottoposto ad una temperatura vicina a quella di α -Transus il contenuto della fase α sarebbe molto maggiore della fase γ secondo la regola della leva, e quindi si avrebbe una struttura near-lamellar; invece, nel caso opposto, se la temperatura fosse vicina a quella di transizione γ allora quest'ultima sarebbe molto maggiore della fase α e si avrebbe una struttura near- γ . In entrambi i casi durante un raffreddamento veloce, compreso tra 90 K°/min e 200 K°/min, si verifica la trasformazione di fase dei grani α in colonie lamellari α_2 + γ .

Come ultimo caso se la temperatura di trattamento fosse circa 1200°C si ricadrebbe sempre nel campo bifasico (α + γ) ma vicino alla zona monofase γ . Ne consegue che la fase α risulta quasi inesistente . Durante il raffreddamento da quella temperatura la quasi assenza di fase α impedisce la formazione di colonie lamellari rendendo la microstruttura equiassica.

Ricapitolando esistono sostanziale quattro tipi di microstruttura a temperatura ambiente: Equiassica, Duplex, Near-lamellar e Fully-lamellar che sono riportate in figura 39 indicate con le lettere da (a) a (f).

- \triangleright La microstruttura equiassica è caratterizzata da grani equiassici monofase γ con tacce di fase $α_2$ ai bordo grano della fase γ;
- \triangleright La microstruttura Duplex presenta grani globulari monofase e colonie lamellari bifasici a fase alternata $α_2/γ$,
- La microstruttura Near-lamellar contiene sia strutture lamellari(α_2/γ)che grani equiassci γ-phase ma con una percentuale di colonie lamellari bifase (80-90%) molto maggiore di quelli monofase equiassici(~20-10%);

La microstruttura Fully-lamellar è caratterizzata dalla presenza di solo colonie lamellari bifase α_2/γ . I grani equiassici sono completamete assenti .

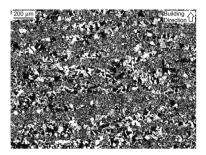


Figura 38 Tipica microstruttura di un componete as-built mediante EBM [48]

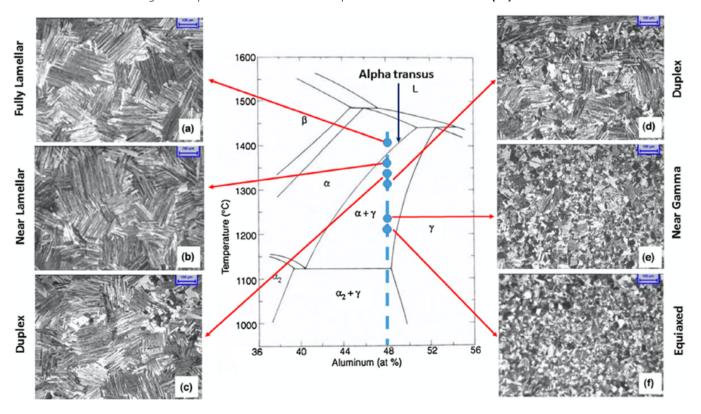


Figura 39 Diagramma di fase del TiAl con microstrutture ottenute attraverso i trattamenti termici per una lega con 48% di Al [48]

Apriamo ora una parentesi su come gli alliganti modificano il diagramma di fase di una lega TiAl. Il diagramma TiAl riportato in figura 39 è valido solo nel caso della lega Ti-Al in quanto andando a variare la tipologia di alliganti e percentuale varierebbero i campi di esistenza delle fasi (figura 40 sinistra) e conseguentemente anche le temperature di trattamento termico necessarie per la formazione delle 4 differenti microstrutture. La modifica dell'area delle fasi nel diagramma TiAl consente di avere lo stesso tipo di microstruttura a differenti percentuali di alluminio e valori di

temperatura di trattamento termico. Nella figura 40 di destra è chiaramente visibile l'effetto del niobio a due differenti percentuali atomiche, 0% e 8%.

Gli effetti dell'aggiunta di specifici elementi alla lega γ -TiAl sono stati oggetto di studio di numerose ricerche; una di queste è stata portata a termine dal Technion Israel Institute of Technology, Haifa e Guangdong Technion, Shantou, China [32]. La ricerca ha dimostrato come l'aggiunta Nb, Mo, Ta, W, Mn, V e Cr stabilizzano la fase β andando a migliorare la lavorabilità a caldo del materiale. Invece, le aggiunte di elementi interstiziali come B, Si e C consentono di affinare le microstrutture mediante la formazione di precipitati a bordo di grano e per soluzione solida.

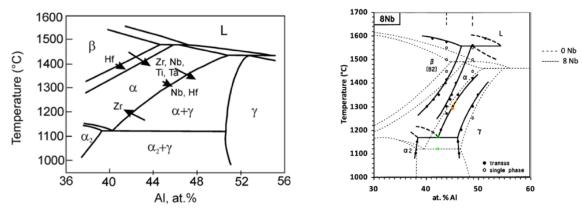


Figura 40 sinistra) Effetti degli alliganti sulla formazione delle fasi intermetalliche Ti-Al; destra) influenza del Nb sulla formazione delle fasi intermetalliche[69], [70]

La formazione di un tipo di microstruttura risulta essere influenzata non solo dagli alliganti e dai trattamenti termici ma anche dai parametri di processo del metodo di produzione utilizzato; questo è stato dimostrato da uno studio effettuato dall'università di Erlangen-Nuremberg in Germania [33]. La ricerca è stata condotta su provini in Ti-48Al-2Cr-2Nb prodotti mediante EBM. Il risultato della ricerca è riportato in figura 41 dove sono riportate le immagini ottenute al microscopio elettronico di due campioni impiegati nell'esperimento; quello di sinistra ha una microstruttura duplex ed è stato realizzato con alta energia di linea e bassa velocità di scansione mentre quello di destra presenta una microstruttura quasi completamente lamellare ed è stato prodotto con bassa energia di linea e alta velocità di scansione.

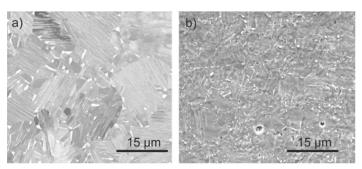


Figura 41 Confronto delle microstrutture (immagini SEM) di: a) campione costruito con alta energia di linea e bassa velocità di deflessione e b) campione costruito con bassa energia di linea e alta velocità di deflessione[33]

Ritornando a parlare delle quattro differenti microstrutture; numerosi studi hanno dimostrato che esse incidono diversamente sulle proprietà meccaniche finali dei componenti. Infatti, la microstruttura equiassica è quella responsabile di un aumento della duttilità a temperatura ambiente e resistenza a trazione; invece, la microstruttura fully lamellar ha la capacità di conferire una maggior tenacità, resistenza al creep e mantenimento delle proprietà meccaniche alle alte temperature. La microstruttura Duplex rappresenta un compromesso tra struttura equiassica e fully lamellar, garantendo una buona duttilità e resistenza a trazione a scapito di tenacità e resistenza al creep[34].

La correlazione tra la microstruttura, la duttilità e la resistenza al creep è riassunta in figura 42. Alcune ricerche hanno evidenziato come sia il tipo di microstruttura sia la tecnica di produzione incidono sulla resistenza al creep. Infatti, una delle ricerche[35] ha confrontato la deformazione al creep a compressione di campioni in lega Ti-48Al-2Cr-2Nb realizzati mediante EBM caratterizzati da struttura near-y con quelli realizzati per EBM sottoposti a due trattamenti termici successivi per avere microstruttura near-lamellar e quelli realizzati con processi convenzionali aventi microstruttura fully lamellar. La figura 43 riporta chiaramente le differenze nella resistenza al creep conferite dalle 3 microstrutture e va a validare quanto riportato in figura 42 riguardo agli effetti della microstruttura sul creep.

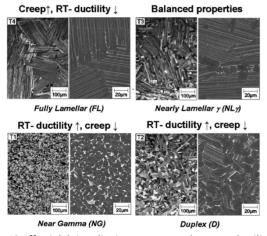


Figura 42 Effetti del tipo di microstrutture sul creep e duttilità[34]

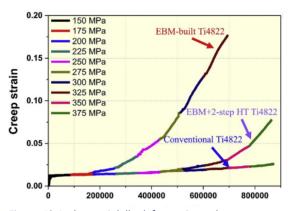


Figura 43 Andamenti della deformazione al creep a compressione per provini in 4822 realizzati mediante EBM-asbuilt, EBM con 2 trattamenti termici e processo convenzionale [35]

Invece, gli effetti di due tipi di microstruttura, fully-lamellar (FL) e Duplex (DP), sulle proprietà meccaniche (yield strength, ultimate strength) sono stati oggetto di studio da parte di un istituto tecnologico cinese [36], AVIC Manufacturing Technology Institute. I risultati delle prove meccaniche condotte su provini cilindrici in materiale Ti-48Al-2Cr-2Nb realizzati mediante EBM sono riportati nella figura 44 dove è evidente che a temperatura ambiente la tensione di snervamento lungo Z (direzione longitudinale dei provini) in caso di microstruttura duplex risulta essere maggiore di quella fully-lamellar (linee tratteggiate, rosse e blu, nella figura 44a). Inoltre, si osserva un andamento decrescente della tensione con l'aumento della temperatura con entrambe

le strutture fino a circa 450°C dopo il quale è evidente il vantaggio dato dalla microstruttura fully lamellar ovvero un elevata tensione di svernamento ad alta temperatura. Se da un lato la FL conferisce maggiore tensione di svernamento (R_{po2}) e maggior UTS(R_m) ad alta temperatura (figura 44a e 44c), dall'altro lato la duttilità e quindi l'elongazione, A%, ad elevata temperatura è notevolmente inferiore rispetto a quella conferita dalla microstruttura duplex (figura[44b]). La figura 44d riporta anche la variazione dello stress in funzione della deformazione (strain) alla temperatura di camera da cui è possibile valutare il modulo elastico. In ogni grafico sono rappresentare le prove meccaniche condotte anche lungo gli assi XY (linee continue) che rappresentano le direzioni traversali del componete. Questo indica anche una anisotropia della microstruttura lungo la direzione di crescita durante il processo EBM.

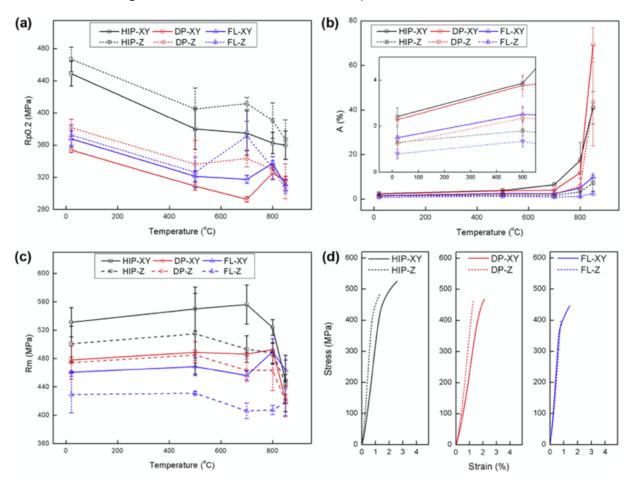


Figura 44 Proprietà di trazione dell'EBM TiAl-4822 sottoposto a HIP e trattamento termico: (a) carico di snervamento (Rp0.2), (b) allungamento (A), (c) carico di rottura (Rm) in funzione della temperatura e (d) tipiche curve sforzo-deformazione a temperatura ambiente[36]

Invece, una ricerca portata a termine dal Politecnico di Torino e il Fraunhofer Institute for Manufacturing Technology and Advanced Materials (IFAM)[37] ha evidenziato gli effetti di una

microstruttura near-lamellar sulle proprietà meccaniche. Le prove meccaniche sono state condotte su provini cilindrici in Ti-48Al-2Nb- 0.7Cr-0.3Si realizzati mediante EBM e sottoposti a un trattamento termico, 1360°C per 2h, al fine di avere una struttura near-lamellar. I risultati delle prove sono riportati in figura 45. Anche in questo caso si nota come la struttura near-lamellar conferisce un migliore UTS a più alta temperatura, circa 800°C. Inoltre, i valori ottenuti durante l'esperimento risultano essere comparabili a quelli ottenuti da un lavoro portato a termine da Koyanagi per la DAIDO[38] su componenti in materiale simile ma prodotti per casting.

Temperature	Modulus GPa	Stress at offset veld (0.02%) MPa	Peak stress UTS MPa	Elongation %	Peak stress UTS MPa	
Room	166 ± 2	253 ± 13	336 ± 26	0.27 ± 0.1	410	
800 °C	132 ± 2	119 ± 15	426± 22	1.96 ± 05	130	

Figura 45 Risultati dei test meccanici[37]

Comparando i risultati delle proprietà meccaniche dei provini in lega Ti-48Al-2Cr-2Nb prodotti per EBM (figura 44) con quelli ottenuti con la stessa lega ma mediante un altro processo di produzione come il casting (figura46), si deduce che le proprietà meccaniche sono differenti[39]. Dall'analisi dei grafici (figura 46b e figura 46c) si evince che il casting consente di avere una UTS maggiore a temperatura ambiente ma ad alta temperatura conferisce prestazioni meccaniche inferiori rispetto all'EBM. Inoltre, in figura 46 è riportato un confronto tra il cast convenzionale della lega 4822, il suction cast (SC) per la lega 4822, 2° generazione, e il cast per una lega TNM, 3° generazione. Come si può notare chiaramente l'elongazione della lega TNM è molto maggiore rispetto a quella 4822 in quanto la prima presenta un elevato tenore di Nb e Mb che sono responsabili di aumentare notevolmente la duttilità ad elevata temperatura. Infatti, leghe TNM sono state progettate per avere quella specifica caratteristica, elevata duttilità.

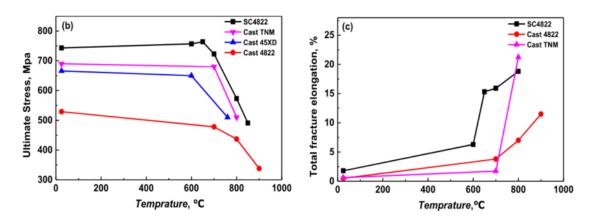


Figura 46 Proprietà di trazione della lega SC4822 rispetto alla colata 4822, alla colata 45XD [9,49] e alla lega colata TNM. Sono riportati i grafici della UTS e dell'allungamento totale alla frattura [39]

Uno studio effettuato dal Metcut-Materials Research Group nel 1991 [40] su dei provini in γ -TiAl, Ti-47Al-1Cr-1V-2.5Nb, realizzati per forgiatura e sottoposti a trattamenti termici differenti al fine

di avere tipi di microstrutture differenti, ha dimostrato gli effetti delle tipologie di microstruttura sulle proprietà a trazione e resistenza a rottura. I trattamenti differiscono tra loro per temperatura, durata, sequenza nel trattamento e velocità di raffreddamento. I risultati sono riportati nella figura 47 e sono riferiti alla temperatura ambiente con processo di forgiatura. L'elevato valore di resistenza a frattura della microstruttura fully-lamellar è dovuto principalmente al fatto che le colonie lamellari sono generalmente di grandi dimensioni. Tuttavia, le lamelle di grandi dimensioni sono anche responsabili di una riduzione della duttilità. Inoltre, nella figura 47 si nota come la microstruttura duplex abbia ottime proprietà a trazione e duttilità a temperatura di camera e ciò è legato, in parte, alle ridotte dimensioni dei grani. La ricerca ha inoltre dimostrato come le dimensioni dei grani e l'orientazione delle lamelle sono legate alla velocità di raffreddamento e alla durata del trattamento termico come testimoniano i risultati in figura 47.

	Heat trattai	nent	Microst	ructure	Г	Thoughness		
Condition	Condition	Schemes (figura())	Type (figura(48))	Grain size (μm)	Ys (MPa)	UTS (MPa)	El (%)	K_k $(MPa\sqrt{m})$
A'	1390°Cn h/CCI "900°C", h/AC	II	FL	900-1800	378	428	0.8	26.3
A	1370°C/2 h/CCl «900/8 h/AC	II	FL	700-1300	348	376	0.7	31.7
В	1370°c1§h/Cc1 900°C/24 h/AC	II	FL	400-800	418	487	1.1	25.6
<i>C</i>	1350*'C/1 h/CCl 1000°C/5 h/AC	II	FL	250-500	508	588	1.1	22.8
D	name/g h/CCZ + 900°C/6 h/AC	I	NL	L:70-140 γ:10-30	511	702	2.8	-
E	1280°C/3 h/CCI	II	Duplex	15-40	421	557	3.8	12.9
F	900°C/4 h/AC 12:30:02 h/CCZ	I	Duplex	10-30	455	601	2.5	-
G	+ 900°C/6 h/AC 1000°C124 h/AC	III	NG	α2:1-5 γ:5-100	485	562	2.9	-

CCl = controlled cooling (80°C/min): CC2 = controlled cooling (100°C/min); AC = air cooling (\sim 1000°C/min). FL = fully-lamellar; NL = nearly-lamellar; NG = near-gamma.

Figura 47 Lista dei campioni, condizioni di trattamento termico, gli schemi di trattamento termico (figura (48)), le microstrutture ottenute e le dimensioni dei grani[40]

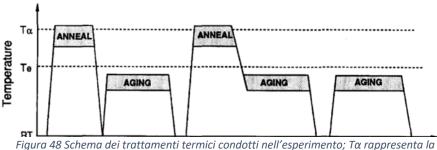


Figura 48 Schema dei trattamenti termici condotti nell'esperimento; Τα rappresenta la temperatura α-transus mentre Te la temperatura eutettoidica[40]

Oltre alla capacità di avere ottime proprietà meccaniche anche ad alta temperatura, le leghe γ -TiAl presentano bassa densità e ottima resistenza all'ossidazione ad alta temperatura come riportato in figura 49. La combinazione di tali caratteristiche ne hanno consentito una larga diffusione in molti ambiti e le hanno rese una potenziale alternativa alle super-leghe di Nichel

Property	Ti Alloy	Alpha-2	Gamma	Ni-Superalloys		
Density(g/cm ³)	4.54	4.84	4.04	8.3		
Stiffness(GPa)	110	145	174	207		
Max T-Creep (°C)	540	730	900	1090		
Max T-Oxidation (°C)	590	705	815	1090		
Ductility-Room T	15	2-4	1-3	3-10		
Ductility-Oper T	15	5-12	5-12	10-20		
	Alpha-2		Gamma			
*	UTS with 2-3 % tens at room temperature	ile	620 MPa UT S with 3 % tensile ductility at room temperature			
Up to 6% t	tensile ductility at roo temperature	m	550 MPa UTS at 760°C; 380 MPa UTS at 870°C			
620 N	MPa UTS at 760°C		Excellent oxidation resistance			
Goo	od HCF for Kt=1		More fire resistant than conventional titanium alloys			
Good	oxidation resistance					

Figura 49 Proprietà fisiche delle superleghe, γ TiAl, α-2 Ti₃Al, leghe di titanio[55]

1.5 Tecniche di produzione TiAl

1.5.1 Processi convenzionali

Precedentemente della diffusione dell'additive manufacturing e ancora attualmente, la maggior parte dei componenti in TiAl sono realizzati mediante le tecniche di estrusione-forgiatura e casting, tuttavia, non senza difficoltà. La tecnica di estrusione (figura 50) consiste di due fasi; la prima fase prevede che il lingotto in TiAl venga estruso per ottenere una forma cilindrica con un diametro specifico ed una microstruttura preferibilmente fine. Dopo la prima fase di estrusione il componete è trattato come mostrato in figura 50. Successivamente, durante la seconda fase, il materiale subisce un ulteriore affinamento della microstruttura, un aumento dell'omogeneità microstrutturale e la forma desiderata. Terminata la seconda fase il prodotto è ulteriormente lavorato come riportato in figura 50.[41]

La tecnica di estrusione può essere seguita dalla tecnica di forgiatura; quest'ultima prevede l'adozione di una pressa meccanica che, per pressione, deforma il lingotto al fine di ottenere la forma desiderata.[41]

Le tecniche di forgiatura ed estrusione sono state utilizzate nella realizzazione di pale di un compressore aeronautico sebbene i costi fossero molto alti. Le pale sono state prodotte in Ti-45Al-8Nb-0.5(B, C), data l'eccellete resistenza ad alta temperatura, da quattro aziende, Thyssen, GfE, Leistritz and GKSS, per conto della Rolls-Royce. Un'immagine è riportata in figura 51. Sebbene le pale fossero lunghe pochi centimetri, la loro produzione è stata comunque ostacolata dal tentativo di ottenere una microstruttura omogenea. Questo problema relativo alla microstruttura è connesso alla composizione chimica del lingotto e diventa difficile da superare nel caso di lingotti di dimensioni maggiori dove effetti di segregazione risultano maggiori.[42]

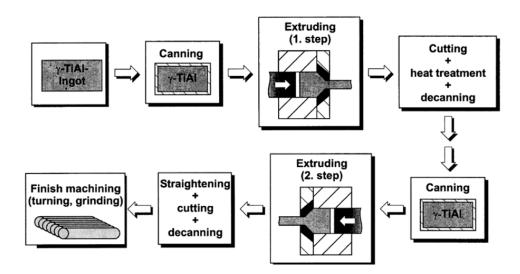


Figura 50 Processo di estrusione di un lingotto in TiAl [41]

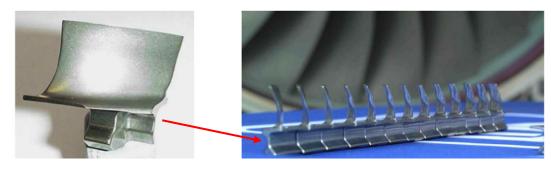


Figura 51 Pala di un compressore prodotta per la Rolls-Royce in Ti-45Al-8Nb-0.5(B,C) (at.%) mediante estrusione e forgiatura [42]

Figura 52 Parte di uno stadio di un compressore dove le pale sono prodotte in Ti-45Al-8Nb-0.5(B,C) (at.%) mediante estrusione e forgiatura [42]

La tecnica di casting prevede sostanzialmente come prima fase la colatura del materiale TiAl fuso in uno stampo con la forma geometrica desiderata e come seconda fase la solidificazione del materiale colato. Una volta che il componete si è solidificato viene rimosso dallo stampo e lucidato. Secondo una ricerca condotta nel 2009 dall'istituto di scienza dei materiali di Bratislava[36], molti componenti in TiAl sono stati realizzati con tale tecnica ma senza riuscire a soddisfare appieno i requisiti nel campo aerospaziale in termini di affidabilità e costo. Al fine di mitigare tale problema sarebbe necessario ridurre al minimo il tempo del processo e adottare crogioli a parete fredda che, tuttavia, risultano termicamente inefficienti e consentono un surriscaldamento di soli 60 °C circa. Ragione per cui si adottano stampi preriscaldati che, se da un lato favoriscono il riempimento dello stampo, dall'altro portano ad un rateo di raffreddamento molto basso. Il risultato di un raffreddamento lento è la formazione di componenti con grani grossolani che sono responsabili di scarse proprietà meccaniche a temperatura ambiente. Inoltre, i difetti metallurgici come il ritiro e le porosità sono inevitabili durante il raffreddamento lento. Un altro problema in più del casting di leghe a base di TiAl è il tasso di rigetto che può arrivare fino all'80% ed è responsabile di un costo molto elevato dei componenti fusi.

Le tecniche convenzionali e quelle additive portano ad avere componenti con microstrutture molto differenti tra loro. Infatti, una collaborazione tra università tedesche, Fraunhofer Institute for Laser Technology, Helmholtz-Zentrum Geesthacht e l'Otto von Guericke University Magdeburg, ha portato a termine un'investigazione sulla microstruttura di campioni in TNM dopo un trattamento termico a 1290°C (TiAl con alliganti Nb e Mo), ottenuti per mezzo delle tecnologie DED, LPBF, forgiatura e casting. La ricerca ha evidenzialo la presenza di quattro microstrutture con tre differenti fasi (α_2 , γ e β) e con significative differenze nella loro distribuzione. Il contenuto della fase γ nei campioni prodotti per DED risulta essere più elevato rispetto ai campioni realizzati con gli altri metodi. Invece il contenuto della fase β in L-PBF (laser bed fusion) e DED è minore rispetto

ai campioni ottenuti per casting e forgiatura. Invece, il contenuto di α -2 nella microstruttura risulta essere maggiore con il metodo LPBF rispetto agli altri. [43]

La figura 54 dimostra quanto appena affermato sulla distribuzione delle fasi e riporta le microstrutture costituite da colonie lamellari (α_2/γ) e grani equiassici di fase γ o β . Le fasi posso essere facilmente distinte tra loro grazie alla scala dei grigi: α -2 (grigio), γ (grigio scuro) e β (grigio chiaro/bianco). La figura 53 riporta nel dettaglio le percentuali in volume delle fasi presenti nelle 4 differenti microstrutture.

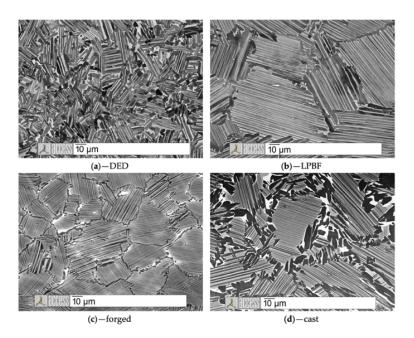


Figura 54 Immagini al microscopio elettronico di campioni in TiAl, con alliganti Nb e Mo, trattato termicamente a 1290°C e prodotti mediante 4 tecniche differenti: a) DED; b) LPBF; c) forgiatura; d) casting [43]

Sample	α2/γ	γ	β_0/ω_0
DED	22.9	75.8	1.3
LPBF	40.6	57.4	2.0
Cast	29.5	63.9	6.6
Forging	34.7	57.7	7.6

Figura 53 Composizione delle fasi [43]

1.5.2 Processi di additive manufacturing

Essendo un tipico materiale intermetallico, di conseguenza molto fragile, il TiAl risulta inevitabilmente complesso da lavorare con i metodi convenzionali, motivo per cui l'additive manufacturing è diventata una valida alternativa. Le tecniche additive attualmente più diffuse per la produzione in TiAl fanno parte della famiglia delle powder bed fusion, in particolare la tecnica SLM e quella EBM. Mentre nei paragrafi precedenti è stato descritto il loro processo di funzionamento, in questo paragrafo si affronteranno alcuni aspetti relativi alla produzione e alla microstruttura ottenibile tramite le due tecniche.

Tecnica SLM

Il primo processo che verrà analizzato è il laser beam melting in cui sono numerose le variabili che influenzano la resa finale del pezzo e conseguentemente le sue proprietà meccaniche. Tali variabili possono essere divise essenzialmente in due categorie: proprietà delle polveri e parametri di processo, i quali sono riassunti nella figura 55.

Powder Properties	Process Parameters				
Particle shape	Laser power	Layer thickness			
Particle size and distribution	Scanning speed	Scanning strategy			
Chemical composition	Hatching distance	Building orientation			
Thermal conductivity	Protective	Gas flow			
Melting temperature	atmosphere	Bed temperature			
Absorptivity / reflectivity	Laser beam radius				
	Laser type				

Figura 55 Principali variabili della tecnica SLM [6]

Infatti, ad esempio, le immagini in figura 56 sono il risultato di una ricerca[44] volta a dimostrare l'influenza della temperatura di preriscaldamento sulla formazione di cricche e porosità all'interno di un campione in prodotto in Ti–48Al–2Cr–2Nb mediante SLM. Lo studio ha dimostrato come andando ad aumentare la temperatura della piattaforma da 600°C a 900°C le cricche tendano a diminuire di numero fino a scomparire del tutto per una T di 900°C.

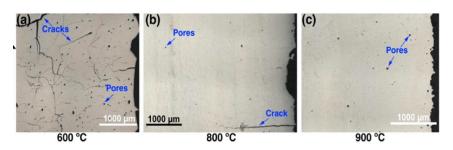
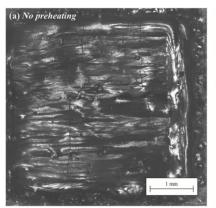


Figura 56 Immagini al microscopio ottico della sezione trasversale di campioni fabbricati in TiAl(Ti-48Al-2Cr-2Nb) con differenti temperature di preriscaldamento [44]

Un'altra ricerca che ha permesso che ha analizzato l'influenza della temperatura di preriscaldamento sulla formazione di difetti è stata effettuata dal dipartimento di ingegneria meccanica presso il politecnico di Milano nel 2019.[45] L'analisi prevedeva il confronto tra un campione prodotto con temperatura di preriscaldamento a 800°C e uno in assenza di preriscaldamento (figura 57 e 58). I parametri di processo utilizzati durante l'esperimento sono P=150W, V=200mm/s, Hatch distance V=150W, V=



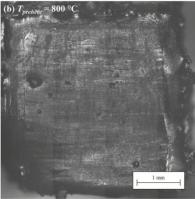


Figura 57 immagine al microscopio ottico della vista dall'alto di campioni (a) senza preriscaldamento, P=150 W, v=200mm/s e (b) con preriscaldamento a 800 °C, P=150 W, v=200 mm/s [45]

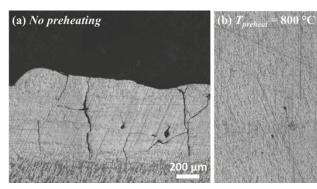


Figura 58 Immagine metallografica della sezione lungo la direzione di costruzione di campioni a) senza preriscaldamento, P=150 W, v=200 mm/s (b) con preriscaldamenti 800 °C, P=150 W, v=200 mm/s.[45]

L'esperimento ha dimostrato che in entrambe le condizioni, con e senza preriscaldamento, è stato possibile depositare il materiale sul substrato in lega di titanio.

Se da un lato, il preriscaldamento ad alta temperatura a 800°C si è dimostrato efficace nel mantenere un letto di polvere stabile riuscendo a far depositare con successo 50 strati, dall'altro alto, nel caso della stampa a temperatura ambiente, il processo doveva essere interrotto dopo la deposizione di 10 strati di materiale a causa dell'instabilità del letto di polvere e delle parti sporgenti che impedivano la corretta disposizione degli strati successivi.

Queste instabilità sono chiaramente osservabili nella finitura superficiale del provino mostrata in figura 58.

Invece, l'influenza sulla microstruttura della variazione della velocità di scansione (figura 59), a pari potenza del fascio, è stata analizzata dal MISIS (National University of Science and Technology, Russia) e dall' università di Lione, Francia.[7] La studio ha dimostrato come un aumento della velocità di scansione sia responsabile di una riduzione delle dimensioni dei grani. Infatti, si verifica una riduzione dello spessore dei grani da 100 μ m a 50 μ m e inoltre si osserva una riduzione leggera dello spessore delle lamelle, da 0.4 μ m a 0.2 μ m. Tale spessore delle lamelle è praticamente lo stesso in quanto i valori di energia effettiva(P/V) sono molto vicini tra loro.

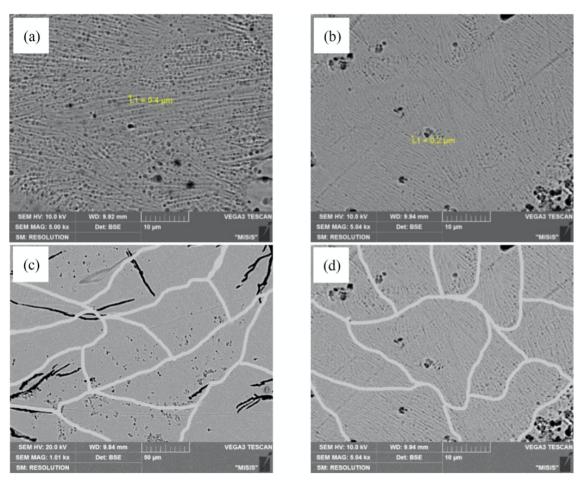


Figura 59 Microstruttura al SEM dei campioni in Ti–48Al–2Cr–2Nb prodotti mediante SLM per due differenti velocità di scansione: (a,c)P=90W V=0.6m/s; (b,d)P=90W V=1.4m/s. I bordi di grano sono tracciati in (c,d) [7]

Come appena illustrato, i parametri di processo influenzano significativamente la finitura finale del pezzo. Tuttavia, anche la polvere ricopre un ruolo importante e cruciale. Infatti, una polvere di alta qualità, ossia di forma perfettamente sferica, porta a una finitura migliore nonostante una scarsa ottimizzazione dei parametri di processo. Un esempio di polvere utilizzata per un SLM è rappresentato in figura 60. Le particelle oltre ad essere perfettamente sferiche devono avere differenti dimensioni cosicché una volta distribuite sulla piattaforma di costruzione possano creare uno letto di polvere di spessore pressoché costate, riducendo l'insorgere di difetti nella

microstruttura. Inoltre, le particelle sferiche consentono di avere un migliore ed uniforme assorbimento del laser. Infatti, le regioni del letto di polvere più spesse sono in parte responsabili di particelle non fuse che a loro volta sono la causa di irregolarità nella struttura finale del componete.

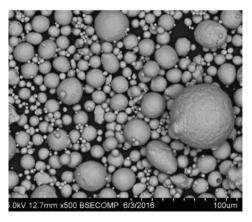


Figura 60 Particelle di polvere TiAl (Ti-48Al-2Cr-2Nb)[7]

Una volta descritti sostanzialmete alcuni dei parametri di processo e le proprietà delle polveri ralativi alla tecnica SLM si può dare un accenno relativo al tipo di microstruttura ottenibile per SLM dopo un trattamento un termico. A livello microscopico si riscontra una microstruttura degli intermetallici TiAl ottenuti per SLM, dopo un trattamento termico, come quella riportata in figura 61. Si nota la presenza di una struttura con grani equiassici monofase e colonie lamellari a fase alternate con i relativi bordi di grano. Infatti, i provini realizzati per SLM presentano microstrutture differenti rispetto a quelli realizzati per EBM ma sempre riconducibili alle quattro microstrutture di riferimento ossia, equiassica, duplex, near-lamellar, full-lamellar. [44]

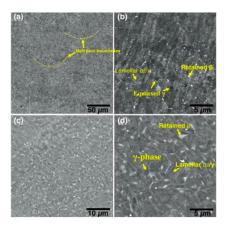


Figura 61 Microstruttura di due campioni in TiAl (Ti–48Al–2Cr–2Nb) prodotto con la tecnica SLM con temperatura di preriscaldamento di a,b)800°C e c,d) 900°C [44]

Tecnica EBM

Nel processo EBM sono molti i parametri che influenzano la finitura finale del componente, sia esso realizzato con polveri TiAl o altri tipi di polveri metalliche. Di seguito sarà discussa l'influenza di alcuni dei principali parametri, elencarti di seguito, sulla finitura finale di componenti in TiAl.

- o Tensione di alimentazione Va
- o Corrente lb
- o Velocità di scansione Vs
- o Spessore dello strato di polvere t
- o Temperatura di preriscaldamento T_{pr}
- Caratteristiche della polvere
- o Line offset indicato con h

I parametri appena elencati sono combinati in un unico del parametro di riferimento che deve essere tenuto in considerazione nel processo di EBM e che prende il nome di densità di energia. Tale parametro può essere stimato attraverso la seguente formula: [46]

$$E = \frac{(V_a \quad I_b)}{(V_s \ h \ t)}$$

Dalla formula si evince che se si mantenere la stessa densità di energia per fondere uno strato di polvere più spesso sarebbe necessario aumentare la potenza del fascio. Per far ciò, allora, è necessario aumentare la potenza di alimentazione della macchina definita come il prodotto tra la corrente e la tensione, in generale però la potenza viene mantenuta fissa e viene modificata la corrente del fascio. In alternativa si potrebbe ridurre la velocità di scansione che dipende dalla corrente che scorre nella bobina della lente di deflessione. In seguito alla variazione della densità di energia si possono verificare dei difetti nella struttura del pezzo che saranno analizzati di seguito.

I difetti nella struttura di un campione in TiAl realizzato con EBM sono riportati in figura 62, dove si nota la presenza di porosità dovute all'infiltrazione di gas come l'argon durante il processo di atomizzazione e questo purtroppo non può essere evitato del tutto, sebbene si possa ridurre di molto ottimizando i parametri del processo di atomizzazione. Si può osservare, inoltre, la presenza un grande difetto (lack of fusion derivante da una mancata o insufficente rifusione degli strati di polvere.. Il processo di rifusione dello stato solidificato è necessario per una corretta adesione tra gli strati nella direzione di costruzione e una buona sovrapposizione delle linee di scansione adiacenti. Il fenomeno di mancanza di fusione si può evitare facilmente andando ad aumentare l'energia del fascio quindi la corrente di alimentazione. In aggiunta, la bassa potenza è responsabile della mancata fusione delle particelle di polvere. Dall'altro lato, invece, l'aumento eccessivo dell'energia causerebbe un surriscaldamento e instabilità della zona di fusione (melt pool) che

genererebbe un'evaporazione degli elementi fusi come l'alluminio e conseguentemente un rigonfiamento dello strato fuso e una disomogeneità microstrutturale. [47]

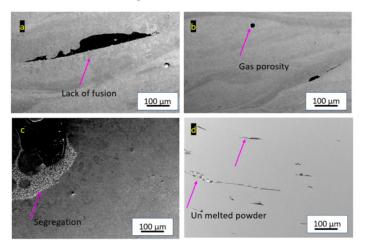


Figura 62 Difetti al microscopio di alcuni campioni in TiAl: a) lack of fusion; b) gas porosity; c) evaporation of some elements; d) non-melted powder particles. [47]

Sulla formazione della porosità, la polvere ricopre un ruolo importate, ragione per cui è necessario che abbia determinate specifiche esprimibili in termini di composizione chimica, dimensione della mesh, densità apparente e fluibilità, quest'ultima legata alla forma delle particelle e alla PSD della polvere stessa. Si deve anche tenere in conto la conducibilità termica e la temperatura di fusione. Le polveri devono essere il più sferiche e di dimensioni differenti per evitare la formazione di zone, all'interno del letto di polvere, non perfettamente fuse le quali incidono negativamente sulle prestazioni meccaniche finali di un componente. La figura 63 riporta la differenza al microscopio tra una particella perfetta (b) ed una irregolare (c) all'interno di una polvere di TiAl.[48]

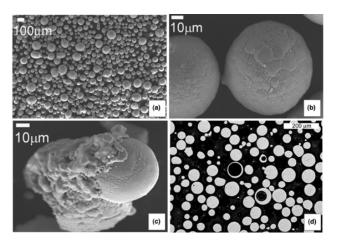


Figura 63 immagini al microscopio ottico e SEM della polvere di TiAl: a) tipico aspetto delle particelle di polvere b) buona qualità delle polveri con particelle di forma sferica c) particelle con irregolarità d) particelle di polvere sferiche con cavità [48]

Qualora la polvere con cui si volesse realizzare un componete soddisfacesse le specifiche precedentemente citate si passerebbe alla selezione dei parametri di processo con l'obbiettivo di ottimizzali per avere la miglior finitura finale del pezzo. Tuttavia, durante il processo di stampa 3D si possono verificare due fenomeni importanti legati alla pessima ottimizzazione dei parametri che sono l'effetto Balling [49] e l'effetto smoking. [50]

Il primo effetto prevede la formazione di sfere di materiale fuso la cui formazione dipende principalmente dalla velocità di scansione e dalla temperatura di preriscaldamento. In particolare, potenze basse, velocità elevate, spessore dello strato elevato e temperatura di preriscaldamento bassa favorisce il verificarsi di tale fenomeno di cui è mostrata un'immagine nella figura 64. Gli effetti di tale fenomeno sono il deterioramento dell'uniformità della superficie su cui si verifica e l'influenza negativa sulla deposizione dello strato successivo.

Invece, l'effetto smoking consiste nella formazione di una nuvola di fumo all'interno della camera in cui avviene la crescita del pezzo. L'effetto si manifesta nel momento in cui il letto di polvere si carica elettricamente a causa della carica negativa degli elettroni che costituiscono il fascio. Nel momento in cui l'intensità della carica diventa troppo elevata e conseguentemente anche la forza di repulsione, se quest'ultima risulterà essere maggiore della forza gravitazionale e di attrito si verificherà il distacco delle particelle di polvere e di conseguenza si creerà una nuvola all'interno della camera. La causa principale di tale nuvola è la non ottimale sinterizzazione del letto di polvere durante il pre-heating, il quale porta al fallimento del Job in costruzione.

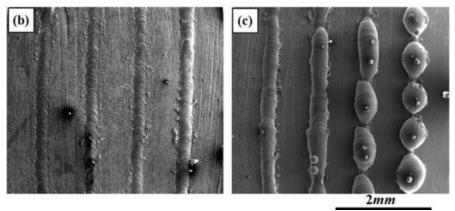


Figura 64 Effetto balling [71]

Come accennato precedentemente la scelta dei parametri di processo si ripercuote sulla porosità del materiale e ciò è stato anche dimostrato da una ricerca presso il Politecnico di Torino.[48] Infatti, realizzando una serie di provini i quali sono stati poi analizzati al microscopio è stato possibile correlare una serie di condizioni di lavoro con i livelli di porosità; questo ha consentito di identificare una finestra dei parametri di processo ottimali che permettono di avere il miglior risultato a livello di porosità. Un'immagine dei campioni realizzati con differenti parametri di processo è riportata in figura 65. Come si può notare i 4 provini evidenziati in arancione presentano una struttura disomogenea dovuta alla pessima ottimizzazione dei parametri; i provini

da 9 a 12 sono caratterizzati da una microstruttura con elevati difetti dovuti, anche in questo caso, alla pessima ottimizzazione dei parametri; anche i provini da 13 a 16 sono stati realizzati con parametri di processo non ottimizzati e risultano essere i peggiori data la vistosa quantità di difetti. Infine, i provini da 5 a 8 sono quelli che presentano una microstruttura fine e omogenea.

Quindi i parametri devono essere scelti in modo tale da minimizzare la porosità e disomogeneità microstrutturale all'interno del componente.

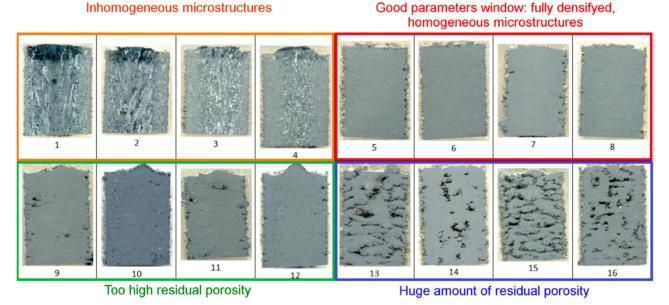


Figura 65 Sezione trasversale di un provino realizzato con EBM [48]

Numerose sono le ricerche che studiano la correlazione dei parametri di processo con il tipo di microstruttura. Una di queste, condotta dall'università di Tsinghua in Cina [51], ha dimostrato che è possibile correlare le perdite di alluminio con uno dei parametri di processo, la corrente. Lo studio dimostrò come un incremento della corrente porti ad un aumento delle perdite di alluminio e di cromo (figura 66).

La ricerca ha previsto l'analisi 4 campioni realizzati in Ti-47Al-2Cr-2Nb mediante EBM con 4 differenti livelli di corrente,4mA,6mA,8mA,10mA.

	Melting beam current (mA)	Ti	Al	Cr	Nb
Sample-l	4	45.25	50.48	2.17	2.10
Sample-2	6	55.63	39.71	2.08	2.58
Sample-3	8	58.13	37.43	1.62	2.82
Sample-4	10	61.85	33.50	1.47	3.19

Figura 66 Composizione chimica dei campioni [51]

Il cambiamento del contenuto di alluminio può essere osservato nella figura 66 dove è evidente il calo di circa 0%,8%,10% e 15% rispettivamente per i campioni1,2,3,4.

Il conseguente cambiamento della composizione è responsabile di una variazione delle fasi che compongono la microstruttura con il risultato di un'influenza sulle proprietà meccaniche. Infatti, il campione 1 è caratterizzato da una microstruttura con elevata presenza di fase γ -TiAl mentre il campione 4 da una elevata concentrazione di fase α_2 -Ti $_3$ Al.

Un altro risultato evidenziato dalla ricerca è la dipendenza dello spessore delle lamelle α_2 dalla velocità di raffreddamento dipendente dall'energia in input(corrente). Lo spessore diminuisce con l'incremento della velocità di raffreddamento e l'incremento dell'energia fornita.

Per quanto riguarda la microstruttura, una volta che un pezzo è stato realizzato mediante EBM e trattato termicamente (figura 65) è possibile osservare la sua microstruttura la quale risulta essere di 4 tipologie differenti come riportato in figura 67. [52]

La figura 68 permette di osservare nel dettaglio la struttura a bande delle colone lamellari e i grani γ equiassici.

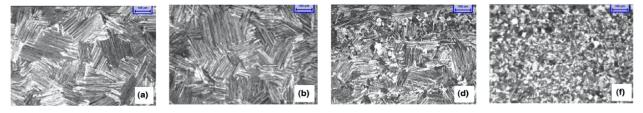


Figura 67 Tipo di microstruttura: full-lamellar (a), near-lamellar (b), duplex (d), equiassica [48]

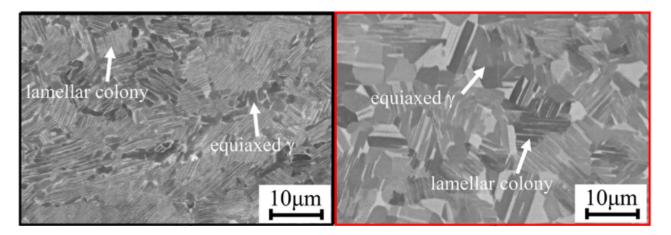
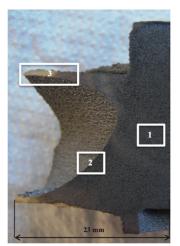


Figura 68 Raffigurazione di grani equiassici y e delle colonie lamellari [72]

Numerose sono le ricerche di analisi microstrutturale che coinvolgono componenti in TiAl realizzati mediante EBM; un esempio è il turbocharger in Ti-48Al-2Cr-2Nb mostrato in figura 69 il quale è stato al centro di una ricerca condotta dal Politecnico di Torino nel 2016 [53]. Al fine di condurre la caratterizzazione microstrutturale il pezzo è sezionato in 3 differenti zone. Le parti prese in considerazione sono una zona sottile all'estremità della ruota, una parte esterna e una più spessa al centro. Le aree interessate dall'analisi sono mostrare in figura 70 dove 3 rappresenta la zona più sottile, 2 la parte esterna del turbocharger e 1 il cuore del pezzo.



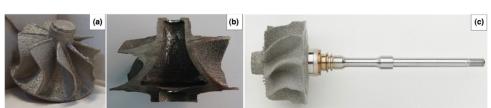
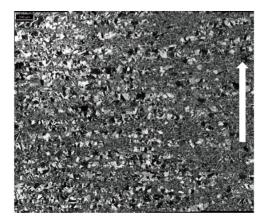


Figura 69 a) TiAl turbocharger wheel prodotto per EBM; b) sezione traversale del componete; c) joining trial [48]

Figura 70 Zone sezionate della ruota del turbocharger [53]

La microstruttura del core è di tipo equiassica composta da grani molto fini ed alcuni più grossolani come mostra la figura 71 (sinistra). In particolare, si nota come i grani grossi risultano essere organizzati in bande orientate parallelamente agli stati di polvere e quindi perpendicolari alla direzione di crescita del pezzo indicata con una freccia bianca.

Una struttura simile a quella del cuore la troviamo sulla parte più sottile del pezzo, ossia la zona 3 (figura 71 destra).



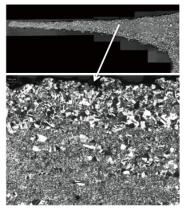


Figura 71 sinistra) microstruttura del cuore; destra) microstruttura della parte più sottile della ruota del turbocharger [53]

Invece, per quanto riguarda la parte esterna del turbocharger, zona 2 in figura 70, si nota una microstruttura (figura72) differente tra il bordo del pezzo e la parte più interna. In dettaglio, si osserva un contorno di circa 600 micro, indicato con la freccia bianca numero 1 nella figura 72, che presenta una struttura differente ma che non è di particolare rilevanza in quanto sarà rimosso nelle fasi di finitura superficiale successive data la presenza di una rugosità del pezzo elevata.

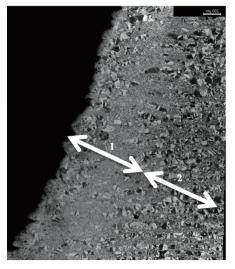


Figura 72 Microstruttura nella parte più esterna del turbocharger[53]

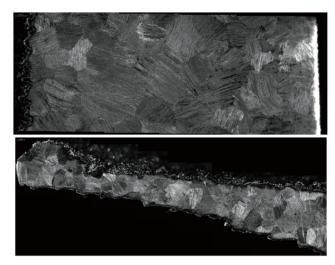


Figura 73 in alto) Microstruttura del cuore del turbocharger dopo il trattamento termico; in basso) Microstruttura nella parte più sottile della ruota dopo il trattamento termico [53]

In conclusione, la ricerca ha evidenziato la presenza di grani fini e grossolani dopo il processo di EBM e che la microstruttura si è omogenizzata e ha cambiato tipologia, diventando del tipo fully lamellar, a seguito di un trattamento termico a 1315°C per 2 ore. Il risultato del trattamento termico nel cuore e nei punti più sottili è mostrato in figura 73.

1.6 Campi di applicazione TiAl

Ad oggi la combinazione delle leghe TiAl con la tecnologia di additive manufacturing trova principalmente applicazioni in due settori strategici ovvero quello aerospaziale e quello automobilistico.

Per quanto riguarda il campo aerospaziale, la combinazione della tecnica additava con le leghe intermetalliche a base di TiAl trova impiego nella realizzazione di componenti destinati ai motori come, per esempio, le pale della turbina di bassa pressione. Una famiglia di motori che presenta pale di turbina in TiAl mediante AM è la PW1000G che attualmente trova impiego sul velivolo Airbus 320Neo. La ragione per cui il TiAl è fortemente applicato alle pale della turbina di bassa pressione risiede nel fatto che il materiale presenta ottime caratteristiche ad alta temperatura e allo stesso tempo risulta essere molto leggero se confrontato con altri materiali applicabili per lo stesso scopo, come ad esempio le superleghe di nichel. Di conseguenza la riduzione del peso affiancato da un aumento dell'efficienza della turbina determina un consumo di carburante minore e conseguentemente costi e inquinamento inferiori. [54]

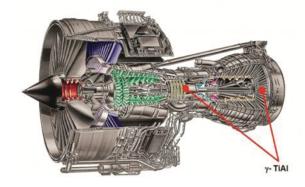


Figura 74 Applicazione del TiAl in un motore aeronautico [54]

Attualmente, anche la General Electric (GE) sta realizzando componenti per motori in Ti-48-2Cr-2Nb mediante AM destinati ad alimentare velivoli come il Boeing 787 dreamliner in alternativa ai metodi di produzione standard. Secondo una ricerca condotta nel 2021 l'utilizzo della tecnica additiva nella realizzazione di componenti per motori con geometrie complesse ha portato ad una riduzione dell'inquinamento acustico del 50%, una diminuzione consumo del carburante del 20% e infine un calo dell'80% nelle emissioni di NOx, se paragonati a motori di categoria simili costruiti con tecnologie convenzionali. [9]

Attualmente la riduzione dei costi operativi e dell'inquinamento ambientale sono diventati i requisiti principali fissati dall'aviazione generale, tanto che, oltre alle pale degli stadi finali della turbina di bassa pressione è stato condotto lo studio sull'applicazione del TiAl alle pale di alcuni stadi del compressore di alta pressione come mostra la figura 74. Tale scelta potrebbe portare ad ulteriori vantaggi ambientali ed economici.

Gli alluminuri di titanio sono già stati applicati e sono potenzialmente applicabili nella realizzazione di molti componenti dei motori a reazione come mostrato in figura 75, secondo quanto riportato in una ricerca condotta nel 1992. [55] Le tecniche con cui alcuni sono stati realizzati sono la colatura e la forgiatura. Un esempio riportato nella ricerca è il case del compressore realizzato in γ -TiAl attraverso il processo di colatura di cui un'immagine del case è riportata in figura 76 (destra). Sempre attraverso il casting e in materiale γ -TiAl sono state realizzare le pale del primo stadio della turbina di cui è mostrata una immagine in figura 76 (centro). Le stesse pale sono state anche realizzate in α_2 -Ti $_3$ Al ma attraverso la tecnica di forgiatura figura 76 (sinistra).

Sebbene, attualmente, alcuni elementi riportati in figura 75 siano realizzati attraverso i processi convenzionali, non è da escludere una loro realizzazione mediante AM ed entrata in servizio negli anni avvenire.

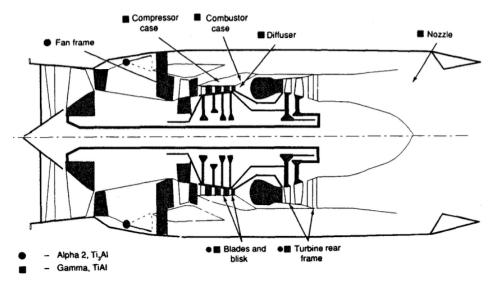


Figura 75 Potenziali applicazioni degli alluminuri di titanio [55]

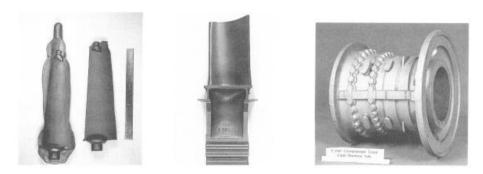


Figura 76 (da sinistra verso destra) Pala di turbina in A2-TiAl realizzata mediate forgiatura; Pala di turbina in γ -TiAl realizzata mediate casting; case di un compressore in γ -TiAl realizzato attraverso il casting[55]

I componenti in TiAl sono attualmente diffusi anche in campo automobilistico, tanto che l'applicazione di tale materiale ad un componente per auto avvenne con successo in Giappone nel 1998; anno in cui è stato realizzato il primo turbocharger in TiAl mediante casting. In quell'anno, ne furono prodotti in piccolo numero, circa 1000, ma il successo negli anni a seguire porto la produzione ad aumentare la produzione; tanto che nel 2003 si arrivò ad una produzione di 20000 macchine equipaggiate con una seconda generazione di turbochargers. Attualmente, i turbochargers, di cui è mostrata un'immagine in figura 77, sono realizzati in Ti-46Al-6.5Nb con aggiunte minori di altri elementi alliganti. [42]

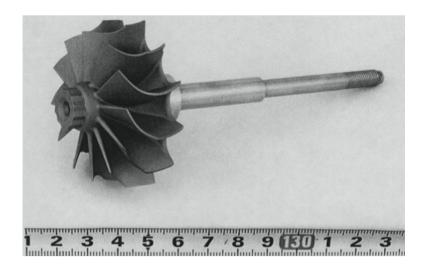


Figura 77 Turbocharger wheel in TiAl per un veicolo passeggeri realizzato con la tecnica di casting [42]

Generalmente la tecnica produttiva con cui venivano realizzati i turbochargers era il casting però, ad oggi, il successo dell'additive manufacturing ha portato alla realizzazione dei primi componenti in EBM di cui è mostrata una immagine in figura 78. Le leghe TiAl impiegate per la realizzazione dei turbocharger mediante EBM sono ad esempio il Ti-45Al-4Nb-C [56]e il Ti-48Al-2Cr-2Nb [48].

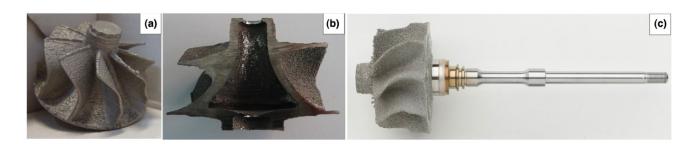


Figura 78 a) TiAl turbocharger wheel prodotto per EBM; b) sezione traversale del componete; c) joining trial [48]

2. MATERIALI E METODI

Una volta che campioni sono stati realizzati attraverso la tecnica di electron beam melting e trattati termicamente, sono stati preparati con le classiche technice di preparazione metallografica al fine di osservare la loro microstruttura. Successivamente all'acquisizione delle immagini al microscopio ottico verrà effettuata una comparazione della microstruttura di ogni campione con delle immagini di riferimento per classificarle. Di seguito è riportato il flusso di lavoro necessario per la caratterizzazione microstrutturale.

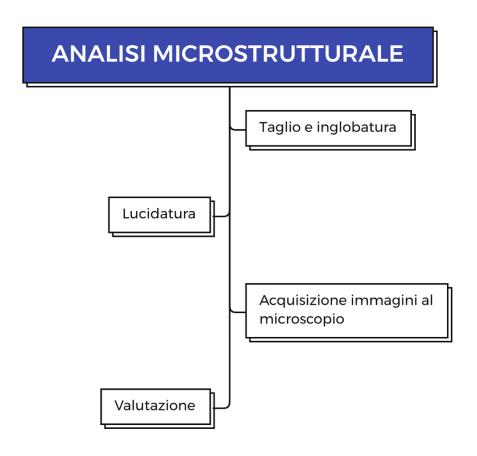


Figura 79 Fasi operative dell'analisi microstrutturale

2.1 Preparazione metallografica e analisi microstrutturale

Come descritto nelle sezioni precedenti, le proprietà meccaniche delle leghe a base di TiAl sono determinate principalmente dalla composizione chimica e dalla corrispondente microstruttura. Di grande interesse sono, quindi, la preparazione metallografica e le successive indagini microstrutturali.

Taglio e inglobatura

La prima fase della preparazione metallografica consiste nel tagliare i provini. Il taglio è stato effettuato attraverso una troncatrice di precisione, come quella mostrata in figura 80, con raffreddamento ad acqua al fine di evitare surriscaldamenti locali causati dall'attrito sviluppato dal moto relativo tra campione e lama. Inoltre, la velocità di taglio deve essere bassa al fine di evitare vibrazioni eccessive che posso portare a rottura della lama e allo spostamento del campione dal supporto; motivo per cui è stata considerata come velocità di taglio di circa 0.1mm/s per i provini più piccoli e 0.020mm/s per quelli leggermente più grandi.



Figura 80 Troncatrice di precisione

I campioni sono stati tagliati trasversalmente per agevolare il successivo taglio longitudinale, che ha permesso così di lucidare ed analizzare l'area di sezione. Successivamente sono riportate 3 immagini (figura 81): una relativa al provino intero ; una relativa alle 2 direzioni di taglio, traversale e longitudinale ed infine una che mostra la superficie da lucidare. Le sezioni di taglio sono indicate con una linea rossa tratteggiata mentre la sezione che premette di esporre la superficie da lucidare è indicata con una freccia rossa sottile .

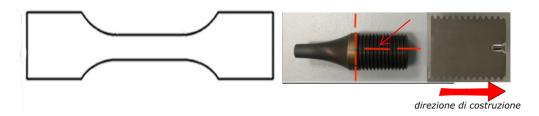


Figura 81 Destra) Un provino intero; Sinistra) le linee in rosso indicano le direzioni di taglio necessarie per esporre la superficie da lucidare

Terminato il processo di taglio, una delle due parti tagliate è stata posta all'interno di uno stampo cilindrico e successivamente all'interno di una cappa dove, la resina aggiunta nello stampo è lasciata polimerizzare. Tale fase permette di lucidare con più facilita e prende il nome di inglobatura a freddo. Passati 15 minuti che sono necessari per far solidificare la resina, i provini sono stati rimossi dagli stampi e accuratamente etichettati. Un'immagine di uno dei campioni inglobati è mostrata in figura 82.

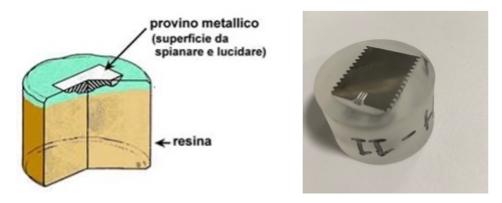


Figura 82 Immagine di un campione inglobato a freddo

Lappatura

Terminata la fase di inglobatura si è passati al processo di lappatura che prevede, come prima fase, l'impiego di 6 carte abrasive abrasive con particelle di SiC di dimensione decrescente (180;400;600;800;1200;2500) e come seconda fase l'utilizzo di un panno in neoprene e una soluzione colloidale di silice con dimensione di circa 0.03 μm. Nel passaggio da una carta ad un'altra il pezzo è stato ruotato di 90° così da eliminare le righe generate dalla carta abrasiva precedente. La lappatrice è stata impostata per far girare il piattello della carta abrasiva a 300rpm con l'aggiunta di acqua fredda mentre per il panno di silice a 200rpm senza acqua. In questo caso al posto dell'acqua è stato utilizzato un composto realizzato con acqua e biossido di silicio colloidale.



Figura 83 Tipo di lappatrice usata per la lappatura dei campioni

2.2 Valutazione della microstruttura

Una volta ottenuta una superficie completamente a specchio si è passati alla cattura delle immagini di porosità al microscopio ottico (figura 84). Un'immagine della porosità di uno dei campioni è riportata in figura 85 dove è evidente la presenza di alcuni punti neri che rappresentano le porosità interne.



Figura 84 Microscopio ottico

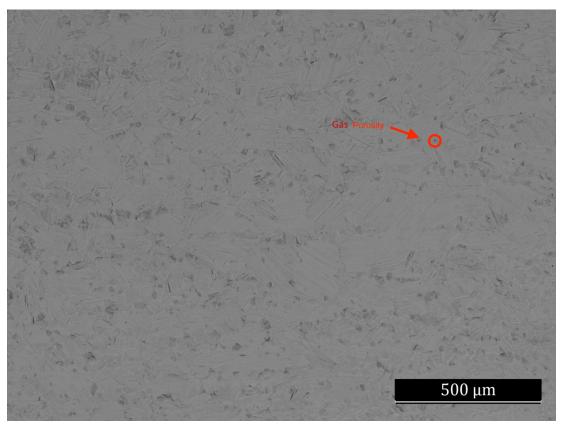


Figura 85 Immagine di porosità di uno dei campioni dove si intravede già la microstruttura

Per ogni pezzo sono state scattate 10 immagini di porosità ad una scala di 500μm.

Una volta ottenute le immagini di porosità (figura 86 sinistra) si è passati all'acquisizione di quelle relative alla microstruttura. A fine di evidenziare la microstruttura, i campioni sono stati immersi in una soluzione di acido fluoridrico, nitrico e acqua, che prende il nome di Kroll's solution (3 ml HF, 6 ml HNO $_3$ in 94 ml H $_2$ O), per un periodo di tempo compreso tra i 3s e i 6s a seconda dell'efficacia della soluzione. Per ogni campione sono state scattate 15 immagini a 50X e 5 immagini a 200X, come quelle riportate in figura 87.

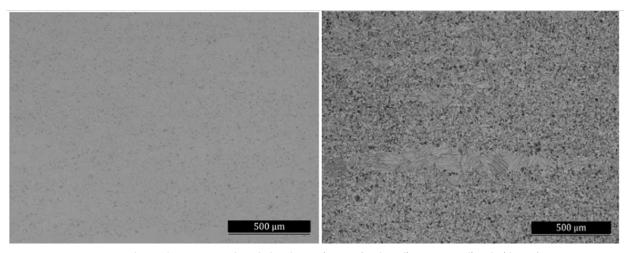


Figura 86 Microstruttura di uno dei campioni dopo la lucidatura (sinistra) e dopo l'attacco con l'acido (destra)

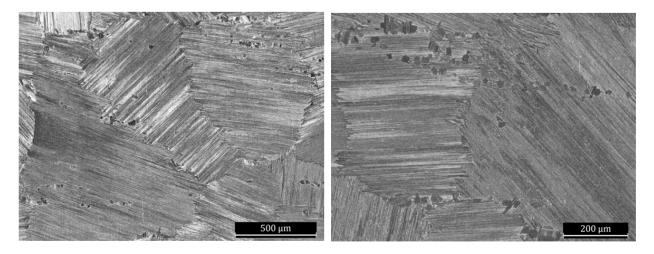


Figura 87 Microstruttura al microscopio ottico ad ingrandimento 50x(sinistra) e 100x(destra) di uno dei campioni

Acquisite le immagini della microstruttura per ogni campione si è passati alla loro valutazione. Per ognuna della 15 immagini, ad ingrandimento 50x, è stato assegnato un valore numerico numerico a seconda del contenuto di colonie lamellari.

Una volta assegnato un numero ad ogni immagine si è passati al calcolo della media e della rispettiva deviazione standard attraverso un foglio Excel. Il valore medio ottenuto ci permette di

definisce il tipo di microstruttura complessiva del campione. Successivamente ad ogni range di valoremedio è stata assegnata una denominazione. La denominazione Εγ indica una struttura equiassica, la denominazione D una struttura duplex, la denominazione NL una microstruttura near-lamellar e infine la denominazione FL rappresenta la microstruttura fully-lamellar. Tale processo è stato ripetuto per tutti i campioni.

3. DISCUSSIONE RISULTATI

3.1Caratterizzazione microstrutturale dei provini

Il seguente capitolo sarà organizzato come segue; prima saranno presentati i risultati microstrutturali dei provini nei i relativi job di appartenenza; successivamente un confronto dei campioni all'interno dei rispettivi job e infine il confronto tra i job.

• Suddivisione dei campioni

Per la seguente analisi microstrutturale sono presi in considerazione 32 provini ripartiti in 2 job. Un job è un insieme di campioni, che nel caso in esame è composto da 16 provini prodotti insiemi via EBM e successivamente trattati termicamente dove ogni campione è identificato per mezzo di un numero compreso tra 1 a 16. I rispettivi lotti di trattamenti termici (tempi e temperatura sono rimasti invariate per i lotti di trattamenti termici distinti) e la suddivisione dei campioni nei diversi lotti sono riportati nelle figure 89 e 90. In particolare il job 1 presenta 2 lotti di trattameto tettamento identificati con il colore giallo e arancione mente il job 2 presenta un solo lotto identificato con il colore rosso.

I campioni a disposizione per fare l'analisi microstrutturale relativa a questo lavoro sono riportati nella figura 88 dove è presente l'ID numerico e il rispettivo job di appartenenza, scegliendo un'immagine rappresentativa della microstruttura di ciascun campione.

								ID								
JOB1	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16
JOB2	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16

Fugura 88 Elenco dei campioni appartenenti al job 1 e al job 2

ID campioni	Trattamenti termici
1	
2	
3	
4	
5	
6	
7	
8	
9	
10	
11	
12	
13	
14	
15	
16	

Figura 89 Ripartizione dei provini del Job1 in giallo
è rappresentato il primo lotto mentre in arancione
il secondo lotto

ID campioni	Trattamenti termici
1	
2	
3	
4	
5	
6	
7	
8	
9	
10	
11	
12	
13	
14	
15	
16	

Figura 90 Distribuzione del trattamento termico all'interno del job2: un unico lotto identificato col colore rosso

• Risultati microstrutturali job1

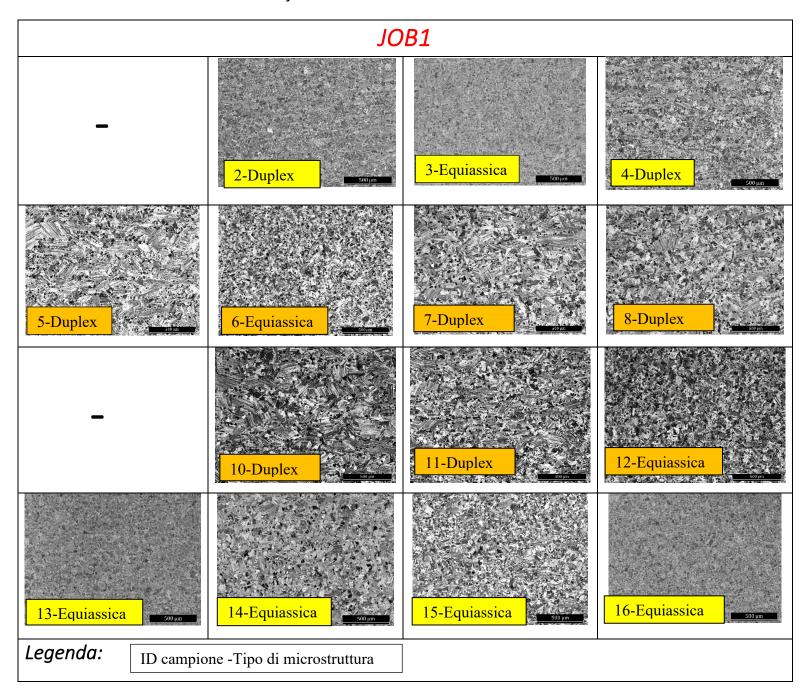


Figura 91 Identificativo dei campioni del Job_1, relativa microstruttura: e colore del lotto di appartenza

Come si può notate dalla figura 91 il job1 presenta un 50% di campioni con microstruttura equiassica ($E\gamma$) e il restante 50% con microstruttura Duplex (D). I campioni sono sottoposti allo stesso trattamento in termini di temperatura e tempo con l'obbiettivo di ottenere una microstruttura per lo più duplex. Infatti, la microstruttura duplex è quella maggiormente

desiderata nella maggior parte delle applicazioni di carattere stutturale in quanto permette di ottenere un componete più duttile e con migliori proprietà LCF (Low Cycle Fatigue) migliori rispetto alle altre microstrutture [57]. Le variazioni di microstruttura possono attribuirsi ad un diverso contenuto in termini di Al all'interno dei campioni dovuto alla loro produzione via EBM. Sempre dalla figura 91 è evidente come le microstrutture fully lamellar e near-lamellar siano completamente assenti. Inoltre, i campioni 1 e 9 del job1 non sono tenuti in considerazione nella valutazione, siccome usati per altre caratterizzazioni e non sono stati trattati termicamente, e per questo indicati con il simbolo "-".

Analizzando la figura 92, la quale correla la tipologia di microstruttura con la posizione dei provini del job 1 sulla piattaforma di costruzione, è possibile affermare che i provini da 1 a 4 ossia quelli più vicini alla porta dell'EBM, sottoposti al primo lotto di trattamento termico (giallo in figura 89), presentano la tendenza a manifestare una microstruttura duplex; mentre quelli restanti, sempre del primo lotto, risultano essere caratterizzati da una microstruttura equiassica. Tuttavia, in generale, è possibile affermate che il trattamento termico indicato in giallo nella figura 89 ha determinato una microstruttura di tipo equiassica, sebbene, i campioni 2 e 4 presentino una microstruttura più tendente alla microstruttura di tipo duplex.

Invece, a seguito del secondo lotto di trattamento termico, completamente identico al primo e rappresentato in arancione in figura 89 che interessa i provini al centro della piattaforma, da 5 a 12, si riscontra la formazione di una microstruttura tendente verso quella duplex sebbene i provini 6 e 12 siano caratterizzati da microstruttura equiassica.

	JO	B1		Legenda
1	2	3	4	Εγ
5	6	7	8	D
9	10	11	12	NL
13	14	15	16	FL
				Usati per altre caratterizzazioni

Figura 92 Mappa a colori della distribuzione della microstruttura nel job_1

Risultati microstrutturali job2

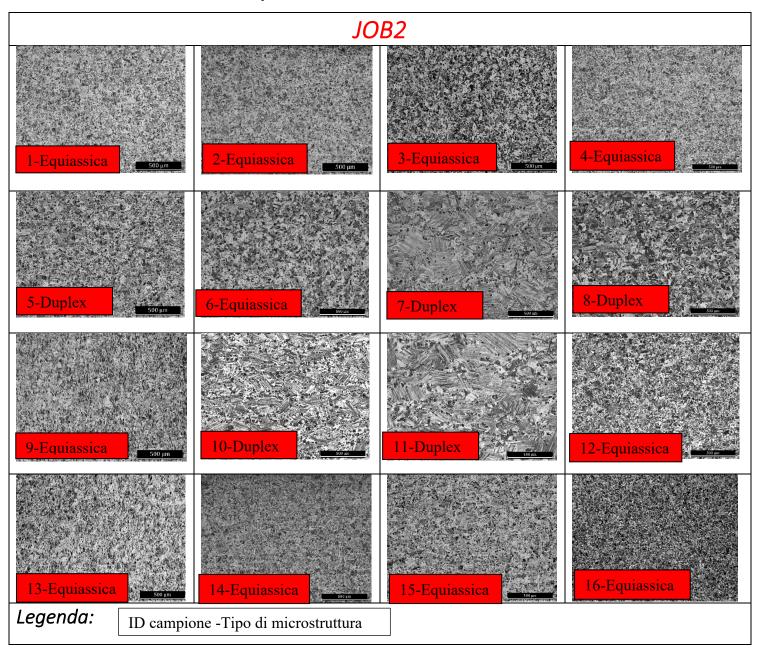


Figura 93 Identificativo dei campioni del Job 2, relativa microstruttura e colore del lotto di appartenenza

Invece, per quanto riguarda il job 2, esso è caratterizzato da una percentuale di struttura equiassica intorno al 70% e una microstruttura duplex intorno al 30% come è facilmente osservabile in figura 93. Anche in questo job le microstrutture di tipo near-lamellar e fully-lamellar sono completamente assenti. Sebbene tutti campioni fossero stati sottoposti allo stesso lotto di trattamento termico, presumibilmente volto ad ottenere una microstruttura duplex, la maggior parte presentano invece una microstruttura equiassica. In particolare, i provini caratterizzati da microstruttura duplex sono il numero 5, 7, 8, 10 e 11.

Correlando il tipo di microstruttura con la posizione dei provini sulla piattaforma di costruzione (figura 94) è possibile affermare che quelli al centro della piattaforma, ossia da 5 a 12, presentano la maggior variazione microstrutturale e sono caratterizzati da una leggera tendenza a manifestare microstruttura duplex; mentre quelli da 1 a 4 e da 13 a 16 sono caratterizzati da una microstruttura equiassica.

	JO	B2		Legenda
1	2	3	4	Εγ
5	6	7	8	D
9	10	11	12	NL
13	14	15	16	FL
				Usati per altre caratterizzazioni

Figura 94 Mappa a colori della distribuzione della microstruttura nel job 2

• Discussione dei risultati

Per quanto riguarda la discussione dei risultati si parte dal considerare i provini del job1; le marcate differenze tra provini più vicini alla porta della camera EBM(1-4) e quelli più lontani (13-16) è da ricondurre presumibilmente alla variazione locale dell'angolo di incidenza del fascio elettronico sul letto di polvere e la conseguente variazione di densità di energia risultante sul letto di polvere, la spiegazione di questo asspetto viene descritta in seguito nel testo. Anche nel caso del lotto arancione nel job1 la discrepanza microstrutturale dei provini 6 e 12 con i restanti del medesimo lotto potrebbe essere dovuta ad una variazione locale della densità di energia oppure ad una variazione della temperatura del forno. Inoltre, dalla figura 91 è possibile notare come il provini 2 e 5 presentino la medesima microstruttura, duplex, nonostante sia chiaramente visibile una differenza nella dimenasione delle colonie lamellari le quali sono maggiori nel provino 5.

Analogamente a quanto detto per job1, anche nel caso del job2 la differenza microstrutturale tra i provini potrebbe essere riconducibile a una variazione locale della densità di energia durante la fase di costruzione oppure ad una variazione della temperatura del forno. Da un confronto delle immagini microstrutturari del job 2, figura 93, è evidente che i campioni 11 e 7 presentano colonie lamellari di dimensione maggiore rispetto agli altri provini con la medesima tipologia di microstruttura.

Come già accennato una possibile causa della variazione microstrutturale potrebbe essere legata a come il fascio incide le polveri. Infatti, l'incidenza potrebbe non essere sempre ottimale durante la costruzione degli strati e causare una distribuzione energetica non ottimale, la quale si traduce in un'evaporazione differenziale dell'Al dal meltpool tra campioni in posizioni differenti. La variazione dell'angolo di incidenza determina una riduzione del flusso di calore fornito alle particelle di polvere da fondere determinando una variazione della temperatura di picco del meltpool. Conseguentemente è ragionevole presumere che la variazione della temperatura della pozza fusa possa determinare una variazione delle perdite degli elementi alliganti leggeri, come ad esempio Al, con il risultato di una variazione della

percentuale delle fasi presenti ad una data temperatura di trattamento, le quali a loro volta sono responsabili della formazione di una specifica microstruttura (lamellare o equiassica). Infatti, la perdita di alluminio in alcuni provini all'intero del medesimo job, indotta dalla variazione dell'energia distribuita sul letto di polvere per i motivi discussi sopra durante la fase di costruzione, determina una differente concentrazione di Al che si traduce in uno spostamento a concentrazioni inferiore di Al nella lega, vedi grafico in figura 95. Il risultato di tale spostamento determina un cambiamento della percentuale delle fasi α e γ che a loro volta determinano il tipo di microstruttura. Per capire meglio il concetto ci avvarremo della figura 95. Considerando una temperatura costante, linea rossa nel grafico in figura 95, impostata durante il trattamento termico di diversi provini si nota come diversi campioni con diverse concentrazioni di Al si ritrovano in campi di esistenza di fase diversi (puniti celeste ,verde e giallo). Questa condizione porterà alla formazione di diversi quantitativi di fase lamellare al raffreddamento.

Al fine di mitigare le variazioni indotte dalle perdite di alluminio sulla microstruttura durante il trattamento termico è necessario introdurre degli alliganti nella polvere che consentano di appiattire la curva di α transus. In questo modo sarà possibile far ricadere i punti di intersezione(e.s giallo, verde e celeste in figura 95) tra la temperatura di trattamento termico ,mantenuta costante, e le percentiali di alluminio di ogni provino all'interno dello stesso campo di fase. Questo consentirebbe di avere pressoché la medesima microstruttura in tutti i provini.

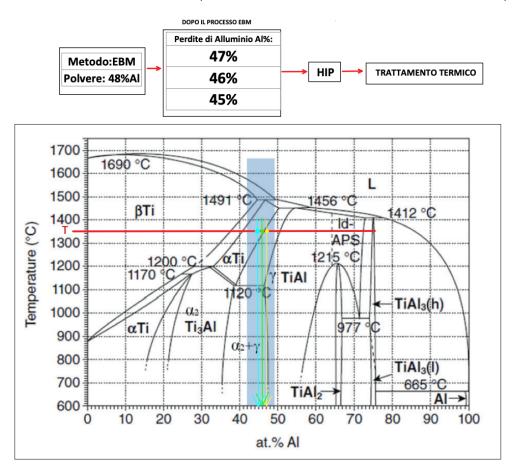


Figura 95 Influenza della perdita di alluminio sulla microstruttura

Questi risultati sono la dimostrazione di come la microstruttura delle leghe γ-TiAl sia molto sensibile a piccole variazioni di temperatura a seguito di trattamenti termici e di come il contenuto di Al possa influenzare la formazione di un microstruttura piuttosto che di un'altra a seguito dello stesso trattamento; perciò, è fondamentale avere una perfetta omogeneizzazione della temperatura all'interno della camera di trattamento e che la temperatura rimanga identica tra un trattamento e l'altro per ottenere un determinato tipo di microstruttura.

Per analizzare le differenze microstrutturali tra i due job ci avvarremo del grafico riportato in figura 96 il quale riporta in blu i valori dei provini che costituiscono il job 1 mente in arancione quelli relativi al job 2.

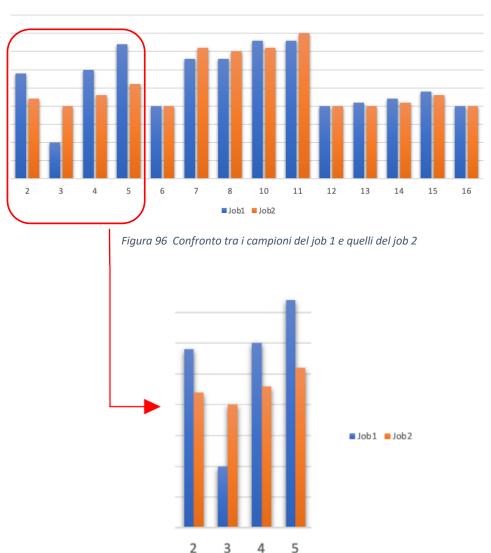


Figura 97 Zoom sulla marcata differenza dei provini 2,3,4 e 5 tra il job1 e il job 2

Considerando la figura 96 si evince che i provini da 7 a 11 del job1 e del job 2 presentano una microstruttura molto simile tra di loro, ossia quella duplex. Inoltre, il loro tipo di microstruttura risulta essere differente da quella dei provini 6 e dal 12 al 16, i quali presentano una

microstruttura equiassica. Invece per quanto riguarda i provini da 2 a 5, essi sono quelli che manifestano una maggior variazione microstrutturale tra i due job. Partendo dal considerare i campioni da 2 e 4 del job 2 nella figura 96 si nota come essi manifestano una microstruttura simile tra di loro ma differente rispetto ai provini 2 e 4 del job1 i quali manifestano, invece, una microstruttura duplex.

Per quanto riguarda il provino 3 del job1 e del job2 essi presentano una microstruttura molto simile tra di loro. Analogamente al provino 3 anche il provino 5 del job1 risulta avere la stessa microstruttura del suo omologo nel job2. Inoltre, sempre per il provino 5 del job 1 è possibile affermare che esso presenta una percentuale di colonie lamellari maggiore rispetto suo omologo nel job 2.

Ricapitolando la marcata variazione microstrutturale tra il job 1 e il job2 (figura 97) interessa maggiormente i provini 2 e 4 dove le possibili cause sono legate presumibilmente alle perdite di alluminio tra un provino e l'altro dato che entrambi i job sono stati sottoposti allo stesso trattamento termico.

4. CONCLUSIONE

In questo lavoro di tesi, lo sforzo è stato svolto per affrontare il problema della caratterizzazione microstrutturale di provini in γ -TiAl; le immagini acquisite al microscopio ottico dopo che i provini hanno subito una serie di procedure operative necessarie per rilevare la microstruttura, sono state valutate ed analizzate.

In conclusione, è possibile affermare che:

- il job1 presenta un 50% di microstruttura equiassica mentre la restante percentuale è costituita da microstruttura duplex. Nella valutazione non è stato possibile considerare i provini 1 e 9 in quanto usati per altre caratterizzazioni. Inoltre nel job1 non sono presenti microstrutture near-lamellar e fully lamellar
- il job 2 presenta, invece, un 70% dei campioni con microstruttura equiassica e un 30% con microstruttura duplex. Inoltre, la percentuale di microstruttura equiassica risulta essere molto maggiore di quella presente nel job1. Anche in questo job non sono presenti microstrutture near-lamellar e fully lamellar
- Confrontando i job, i provini nella posizione centrale sulla piattaforma a seguito del trattamento termico sono caratterizzati da una forte tendenza verso la microstruttura duplex mentre quelli più lontani dalla porta EBM presentano invece una microstruttura equiassica. Invece i provini più vicini alla porta EBM sono quelli che presentano una maggiore differenza microstrutturale tra i due job. Infatti, nel job1 i provini da 1 a 4 manifestano una tendenza verso una microstruttura duplex, mentre nel job2 una microstruttura equiassica.
- La variazione microstrutturale tra i provini all'interno dei job e tra un job e l'altro è presumibilmente riconducibile ad una variazione locale della densità di energia indotta dalla variazione dell'angolo di incidenza del fascio elettronico. La variazione di tale parametro potrebbe avere determinato della perdite di alluminio più o meno signifiactive tra un provino ed un'altro. La perdita di alluminio connessa alla temperatura di trattameto termico potrebbe aver portato ad una variazione microstrutturale tra i provini
 - Un'altra possibile causa potrebbe essere dovuta alla variazione della temperatura del forno.

L'acquisizione di dati sulle proprietà meccaniche mediante prove sperimentali successivamente all'analisi microstrutturale, permette di correlare le proprietà meccaniche con la tipologia di microstruttura.

Bibliografia

- [1] B. Dutta, S. Babu, and B. Jared, "Metal additive manufacturing," in *Science, Technology* and *Applications of Metals in Additive Manufacturing*, Elsevier, 2019, pp. 1–10. doi: 10.1016/b978-0-12-816634-5.00001-7.
- [2] SmarTech Analysis, "2019 Additive Manufacturing Market Growth Surpassed \$10B Worldwide."
- [3] F. Aqlan, C. de Vries, M. Sargent, A. Valentine, and T. Allderdice, "Using 3D Printing to Teach Design and Manufacturing Concepts," 2020.
- [4] Z. Liu *et al.*, "Additive manufacturing of metals: Microstructure evolution and multistage control," *Journal of Materials Science & Technology*, vol. 100, pp. 224–236, Feb. 2022, doi: 10.1016/j.jmst.2021.06.011.
- [5] L. Wang *et al.*, "Effect of Al content on the microstructure and mechanical properties of γ-TiAl alloy fabricated by twin-wire plasma arc additive manufacturing system," *Materials Science and Engineering A*, vol. 826, Oct. 2021, doi: 10.1016/j.msea.2021.142008.
- [6] F. Trevisan *et al.*, "On the selective laser melting (SLM) of the AlSi10Mg alloy: Process, microstructure, and mechanical properties," *Materials*, vol. 10, no. 1. MDPI AG, 2017. doi: 10.3390/ma10010076.
- [7] M. Doubenskaia, A. Domashenkov, I. Smurov, and P. Petrovskiy, "Study of Selective Laser Melting of intermetallic TiAl powder using integral analysis," *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, vol. 129, pp. 1–14, Jun. 2018, doi: 10.1016/j.ijmachtools.2018.02.003.
- [8] T. Kurzynowski, M. Madeja, R. Dziedzic, and K. Kobiela, "The Effect of EBM Process Parameters on Porosity and Microstructure of Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe Alloy," *Scanning*, vol. 2019, p. 2903920, 2019, doi: 10.1155/2019/2903920.
- [9] T. C. Dzogbewu and W. B. du Preez, "Additive manufacturing of ti-based intermetallic alloys: A review and conceptualization of a next-generation machine," *Materials*, vol. 14, no. 15. MDPI AG, Aug. 01, 2021. doi: 10.3390/ma14154317.
- [10] L. Dall'Ava, H. Hothi, A. di Laura, J. Henckel, and A. Hart, "3D printed acetabular cups for total hip arthroplasty: A review article," *Metals*, vol. 9, no. 7. MDPI AG, Jul. 01, 2019. doi: 10.3390/met9070729.
- [11] A. González Rebenaque; I. González-Requena, "Study of bending test of specimens obtained through fdm processes of additive through fdm processes of additive manufacturing," Madrid, Spain, 2020. [Online]. Available: www.sciencedirect.com
- [12] "Creating knowLedge and skilLs in AddItive Manufacturing WP 1 Deliverable 1.1 Report on Additive Manufacturing Open Licence," 2021.
- [13] "State-of-the-art for Additive Manufacturing of Metals," 2017.
- [14] D. I. Wimpenny, P. M. Pandey, and L. Jyothish Kumar, *Advances in 3D Printing & additive manufacturing technologies*. Springer Singapore, 2016. doi: 10.1007/978-981-10-0812-2.
- [15] B. Barroqueiro, A. Andrade-Campos, R. A. F. Valente, and V. Neto, "Metal additive manufacturing cycle in aerospace industry: A comprehensive review," *Journal of Manufacturing and Materials Processing*, vol. 3, no. 3. MDPI Multidisciplinary Digital Publishing Institute, Sep. 01, 2019. doi: 10.3390/jmmp3030052.

- [16] S. Ganesh Sarvankar and S. N. Yewale, "Additive Manufacturing in Automobile Industry," vol. 7, no. 4, 2019.
- [17] Carlota V., "The role of AM in the automotive industry," *3 Dnatives your source for 3D printing*, 2021.
- [18] Y. Liu, W. Wang, and L. C. Zhang, "Additive manufacturing techniques and their biomedical applications," *Family Medicine and Community Health*, vol. 5, no. 4. Compuscript Limited, pp. 286–298, Dec. 01, 2017. doi: 10.15212/FMCH.2017.0110.
- [19] M. Salmi, "Additive manufacturing processes in medical applications," *Materials*, vol. 14, no. 1. MDPI AG, pp. 1–16, Jan. 01, 2021. doi: 10.3390/ma14010191.
- [20] R. Tanij Tania, "3D Printing Technology: The Surface of Future Fashion," 2017.
- [21] The Economist, "Additive Manufacturing," 2011.
- [22] S. Bolz *et al.*, "Microstructure and mechanical properties of a forged β -solidifying γ TiAl alloy in different heat treatment conditions," *ResearchGate*, 2015.
- [23] S. A. Raji, A. P. I. Popoola, S. L. Pityana, and O. M. Popoola, "Characteristic effects of alloying elements on β solidifying titanium aluminides: A review," *Heliyon*, vol. 6, no. 7. Elsevier Ltd, Jul. 01, 2020. doi: 10.1016/j.heliyon.2020.e04463.
- [24] J. Liu, "Phase transformations and stress evolution during laser beam welding and post heat treatment of TiAl-alloys," *SEMANTIC SCHOLAR*, 2015.
- [25] D. P. P. and J. O. S. L. A. Johnson, *High Temperature Ordered Intermetalic Alloys IV* . 1991.
- [26] S. H. Whang; C. T. Liu; D. P. Pope and J. O. Stiegler, "High temperature aluminides and intermetallics," *Advanced Composites Bulletin*, vol. 1990, no. 10, p. 11, Oct. 1990, doi: 10.1016/C2009-0-08295-6.
- [27] H. Clemens and W. Smarsly, "Light-weight intermetallic titanium aluminides Status of research and development," in *Advanced Materials Research*, Jul. 2011, vol. 278, pp. 551–556. doi: 10.4028/www.scientific.net/AMR.278.551.
- [28] M. Burtscher *et al.*, "An advanced tial alloy for high-performance racing applications," *Materials*, vol. 13, no. 21, pp. 1–14, Nov. 2020, doi: 10.3390/ma13214720.
- [29] A. Brotzu, F. Felli, and D. Pilone, "Effect of alloying elements on the behaviour of TiAlbased alloys," *Intermetallics*, vol. 54, pp. 176–180, 2014, doi: 10.1016/j.intermet.2014.06.007.
- [30] S. Shu, F. Qiu, C. Tong, X. Shan, and Q. Jiang, "Effects of Fe, Co and Ni elements on the ductility of TiAl alloy," *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 617, pp. 302–305, Dec. 2014, doi: 10.1016/j.jallcom.2014.07.199.
- [31] A. El-Chaikh, T. K. Heckel, and H. J. Christ, "Thermomechanical fatigue of titanium aluminides," *International Journal of Fatigue*, vol. 53, pp. 26–32, 2013, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2011.08.005.
- [32] X. Liu, Q. Lin, W. Zhang, C. van Horne, and L. Cha, "Microstructure design and its effect on mechanical properties in gamma titanium aluminides," *Metals*, vol. 11, no. 10. MDPI, Oct. 01, 2021. doi: 10.3390/met11101644.
- [33] J. Schwerdtfeger and C. Körner, "Selective electron beam melting of Ti-48Al-2Nb-2Cr: Microstructure and aluminium loss," *Intermetallics*, vol. 49, pp. 29–35, Jun. 2014, doi: 10.1016/j.intermet.2014.01.004.
- [34] H. Clemens and S. Mayer, "Design, processing, microstructure, properties, and applications of advanced intermetallic TiAl alloys," *Advanced Engineering Materials*, vol. 15, no. 4. pp. 191–215, Apr. 2013. doi: 10.1002/adem.201200231.

- [35] Y. K. Kim, J. K. Hong, and K. A. Lee, "Enhancing the creep resistance of electron beam melted gamma Ti–48Al–2Cr–2Nb alloy by using two-step heat treatment," *Intermetallics*, vol. 121, Jun. 2020, doi: 10.1016/j.intermet.2020.106771.
- [36] B. Lin, W. Chen, Y. Yang, F. Wu, and Z. Li, "Anisotropy of microstructure and tensile properties of Ti–48Al–2Cr–2Nb fabricated by electron beam melting," *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 830, Jul. 2020, doi: 10.1016/j.jallcom.2020.154684.
- [37] G. Baudana *et al.*, "Electron Beam Melting of Ti-48Al-2Nb-0.7Cr-0.3Si: Feasibility investigation," *Intermetallics*, vol. 73, pp. 43–49, Jun. 2016, doi: 10.1016/j.intermet.2016.03.001.
- [38] Y., U. S., N. T. Koyanagi, "Development of TiAl alloy with high creep strenght and manufacturability for a turbine wheel," *Scopus*, 2011. https://www.scopus.com/record/display.uri?eid=2-s2.0-85012037269&origin=resultslist
- [39] Z. Xia *et al.*, "Tensile properties of Ti–48Al–2Cr–2Nb alloy having similarly oriented lamellae with fine lamellar spacing facilitated by suction casting," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 830, p. 142303, Jan. 2022, doi: 10.1016/j.msea.2021.142303.
- [40] Y. W. (Y W.). Kim, "Microstructural evolution and mechanical properties of a forged gamma titanium aluminide alloy," *Acta Metallurgica Et Materialia*, vol. 40, no. 6, pp. 1121–1134, 1992, doi: 10.1016/0956-7151(92)90411-7.
- [41] H. Clemens and H. Kestler, "Processing and Applications of Intermetallic c-TiAl-Based Alloys," *ResearchGate*, 2000, doi: 10.1002/1527-2648(200009)2:9<551::AID-ADEM551>3.0.CO;2-U.
- [42] J. Lapin, "TiAl-based alloys: present status and future perspectives," *ResearchGate*, 2009.
- [43] S. K. Rittinghaus *et al.*, "Direct energy deposition of TiAl for hybrid manufacturing and repair of turbine blades," *Materials*, vol. 13, no. 19, pp. 1–14, Oct. 2020, doi: 10.3390/ma13194392.
- [44] I. Polozov, A. Kantyukov, V. Popovich, J. N. Zhu, and A. Popovich, "Microstructure and mechanical properties of tial-based alloy produced by selective laser melting," in *METAL* 2020 29th International Conference on Metallurgy and Materials, Conference Proceedings, 2020, pp. 1037–1041. doi: 10.37904/metal.2020.3604.
- [45] L. Caprio, A. G. Demir, G. Chiari, and B. Previtali, "Defect-free laser powder bed fusion of Ti–48Al–2Cr–2Nb with a high temperature inductive preheating system," *JPhys Photonics*, vol. 2, no. 2, Feb. 2020, doi: 10.1088/2515-7647/ab7080.
- [46] H. Gong, K. Rafi, T. Starr, and B. Stucker, "The Effects of Processing Parameters on Defect Regularity in Ti-6Al-4V Parts Fabricated By Selective Laser Melting and Electron Beam Melting," *ResearchGate*, 2013.
- [47] J. Jacob, "Microstructures of TiAl additively manufactured by EBM and LMD," 2019.
- [48] G. Baudana *et al.*, "Titanium aluminides for aerospace and automotive applications processed by Electron Beam Melting: Contribution of Politecnico di Torino," *Metal Powder Report*, vol. 71, no. 3, pp. 193–199, 2016, doi: 10.1016/j.mprp.2016.02.058.
- [49] W. Yan *et al.*, "Multi-physics modeling of single/multiple-track defect mechanisms in electron beam selective melting," *Acta Materialia*, vol. 134, pp. 324–333, Aug. 2017, doi: 10.1016/j.actamat.2017.05.061.
- [50] Z. C. Cordero, H. M. Meyer, P. Nandwana, and R. R. Dehoff, "Powder bed charging during electron-beam additive manufacturing," *Acta Materialia*, vol. 124, pp. 437–445, Feb. 2017, doi: 10.1016/j.actamat.2016.11.012.

- [51] W. Ge, C. Guo, and F. Lin, "Effect of process parameters on microstructure of TiAl alloy produced by electron beam selective melting," in *Procedia Engineering*, 2014, vol. 81, pp. 1192–1197. doi: 10.1016/j.proeng.2014.10.096.
- [52] B. Kieback, B. Klöden, A. Kirchner, T. Weißgärber, S. Biamino, and G. Baudana, "Processing specifics in Electron Beam Melting (EBM®) of TiAl," *Researchgate*, 2016, [Online]. Available: https://www.researchgate.net/publication/326735353
- [53] S. Biamino, B. Klöden, T. Weißgärber, B. Kieback, and U. Ackelid, "Properties of a TiAl Turbocharger Wheel Produced by Electron Beam Melting," *Fraunhofer Direct Digital Manufacturing Conference*, 2014, [Online]. Available: www.ddmc-fraunhofer.de
- [54] P. Janschek, "Wrought TiAl Blades," in *Materials Today: Proceedings*, 2015, vol. 2, pp. S92–S97. doi: 10.1016/j.matpr.2015.05.024.
- [55] J. C. Chesnutt, "Titanium Aluminides for Aerospace Applications," *The Minerals, Metals & Materials Society*, 1992.
- [56] V. Juechter, M. M. Franke, T. Merenda, A. Stich, C. Körner, and R. F. Singer, "Additive manufacturing of Ti-45Al-4Nb-C by selective electron beam melting for automotive applications," *Additive Manufacturing*, vol. 22, pp. 118–126, Aug. 2018, doi: 10.1016/j.addma.2018.05.008.
- [57] B. P. Bewlay, S. Nag, A. Suzuki, and M. J. Weimer, "TiAl alloys in commercial aircraft engines," *Materials at High Temperatures*, vol. 33, no. 4–5, pp. 549–559, Jun. 2016, doi: 10.1080/09603409.2016.1183068.
- [58] Ir. S. Reddy Bathula, "3D Printing for Foot," *MOJ Proteomics & Bioinformatics*, vol. 5, no. 6, Jun. 2017, doi: 10.15406/mojpb.2017.05.00176.
- [59] J. Sedlak, D. Rican, M. Piska, and L. Rozkosny, "Study of materials produced by powder metallurgy using classical and modern additive laser technology," in *Procedia Engineering*, 2015, vol. 100, no. January, pp. 1232–1241. doi: 10.1016/j.proeng.2015.01.488.
- [60] T. Wohlers, I. Campbell, O. Diegel, J. Kowen, I. Fidan, and D. Bourell, "Wohlers report," 2017.
- [61] M. Berer, "Analysis of PA6 powder ageing during the selective laser sintering process," 2019, doi: 10.13140/RG.2.2.10072.52487.
- [62] GE-Additive, "Arcam EBM Q10plus." https://www.ge.com/additive/additive-manufacturing/machines/ebm-machines/arcam-ebm-q10plus (accessed Feb. 05, 2022).
- [63] Materflow, "SLM Selective Laser Melting." https://www.materflow.com/en/slm-selective-laser-melting-2/# (accessed Feb. 05, 2022).
- [64] Consorzio INNOVA FVG, "Progetto NANOCOAT: Materiali innovativi nella stampa 3D." 2017.
- [65] Z. Liu *et al.*, "Additive manufacturing of metals: Microstructure evolution and multistage control," *Journal of Materials Science & Technology*, vol. 100, pp. 224–236, Feb. 2022, doi: 10.1016/j.jmst.2021.06.011.
- [66] F. I. Azam, A. M. Abdul Rani, K. Altaf, T. V. V. L. N. Rao, and H. A. Zaharin, "An In-Depth Review on Direct Additive Manufacturing of Metals," in *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, Mar. 2018, vol. 328, no. 1. doi: 10.1088/1757-899X/328/1/012005.
- [67] C. Wang, X. Tan, E. Liu, and S. B. Tor, "Process parameter optimization and mechanical properties for additively manufactured stainless steel 316L parts by selective electron

- beam melting," *Materials and Design*, vol. 147, pp. 157–166, Jun. 2018, doi: 10.1016/j.matdes.2018.03.035.
- [68] F. Appel, H. Clemens, and M. Oehring, "Design and Properties of Advanced γ(TiAI) Alloys," Plansee Holding AG, 2001.
- [69] X. Wu, "Review of alloy and process development of TiAl alloys," *Intermetallics*, vol. 14, no. 10–11, pp. 1114–1122, Oct. 2006, doi: 10.1016/j.intermet.2005.10.019.
- [70] Y. F. Liang, X. J. Xu, and J. P. Lin, "Advances in phase relationship for high Nb-containing TiAl alloys," *Rare Metals 2015 35:1*, vol. 35, no. 1, pp. 15–25, Dec. 2015, doi: 10.1007/S12598-015-0658-3.
- [71] M. Anand and A. K. Das, "Issues in fabrication of 3D components through DMLS Technique: A review," *Optics and Laser Technology*, vol. 139. Elsevier Ltd, Jul. 01, 2021. doi: 10.1016/j.optlastec.2021.106914.
- [72] W. Kan, B. Chen, C. Jin, H. Peng, and J. Lin, "Microstructure and mechanical properties of a high Nb-TiAl alloy fabricated by electron beam melting," *Materials and Design*, vol. 160, pp. 611–623, Dec. 2018, doi: 10.1016/j.matdes.2018.09.044.