

UNIVERSITÀ DEGLI STUDI DI PADOVA

DIPARTIMENTO DI TECNICA E GESTIONE DEI SISTEMI INDUSTRIALI
CORSO DI LAUREA TRIENNALE IN INGEGNERIA GESTIONALE

TESI DI LAUREA TRIENNALE

Confronto dei parametri che influenzano la vita a fatica di componenti in Ti6Al4V ottenuti tramite produzione additiva

Relatore: prof. Filippo Berto

Laureando: Lorenzo Bianconi
1068368

ANNO ACCADEMICO: 2015-16

SOMMARIO

In questo lavoro si vuole fornire una panoramica sulle prestazioni a fatica di provini in Ti6Al4V realizzati con produzione additiva.

Sono stati approfonditi tre metodi di produzione: laser powder-bed fusion (laser PBF), electron-beam powder-bed fusion (e-beam PBF) e directed energy deposition (DED).

Si espongono informazioni utili su come modificare i parametri di processo per far variare le caratteristiche principali del materiale che influenzano le prestazioni a fatica.

Infine si presenta un confronto delle caratteristiche del materiale ottenibile con i vari metodi di produzione; le caratteristiche confrontate sono: microstruttura, porosità, tensioni residue, finitura superficiale e difetti.

INDICE

1	INTRODUZIONE	1
2	IL TITANIO	7
2.1	Struttura cristallina	7
2.2	Caratteristiche principali	7
2.3	Elementi alliganti e classificazione delle leghe di titanio	8
2.4	Microstruttura delle leghe	9
2.5	Proprietà delle leghe di titanio	11
2.6	Trattamenti termici delle leghe di titanio	13
2.6.1	Trattamento di distensione	13
2.6.2	Ricottura in campo β	13
2.6.3	Ricottura Duplex	14
2.6.4	Ricottura in campo $\alpha+\beta$	15
3	PRODUZIONE ADDITIVA	17
3.1	Processi produttivi	17
3.1.1	Powder bed fusion	17
3.1.2	Directed energy deposition	23
3.2	Differenze dalla produzione tradizionale	26
4	PRESTAZIONI A FATICA DI PROVINI IN $Ti6Al4V$ REALIZZATI CON PRODUZIONE ADDITIVA	29
4.1	PBF	29
4.1.1	Laser PBF	29
4.1.2	E-beam PBF	37
4.2	DED	38
5	CONFRONTO	43
	Conclusioni	47
	BIBLIOGRAFIA	49

ELENCO DELLE FIGURE

Figura 1	Fatturato della manifattura additiva in milioni di dollari, suddiviso tra materiali e sistemi (segmento chiaro) e servizi (segmento scuro).	2
Figura 2	DWS 030X, esempio di macchinario che permette la produzione additiva mediante stereolitografia.	3
Figura 3	Mercato delle stampanti 3D per uso non industriale tra il 2007 e il 2012.	3
Figura 4	Alcuni esempi di prodotti realizzati con tecnologia additiva.	5
Figura 5	Rappresentazione schematica dell'effetto degli elementi alliganti sui diagrammi di fase delle leghe di titanio.	9
Figura 6	Classificazione delle leghe di titanio in un diagramma di fase in funzione degli elementi α stabilizzanti e β stabilizzanti.	10
Figura 7	Il grafico mostra le tensioni residue presenti nella lega Ti6Al4V in funzione del tempo durante diversi trattamenti di distensione a varie temperature.	13
Figura 8	Sequenza di operazioni per eseguire una ricottura in campo β .	14
Figura 9	Sequenza di operazioni per eseguire una ricottura Duplex.	15
Figura 10	Parametri di processo principali che influenzano la produzione con il metodo di produzione PBF.	18
Figura 11	Tipica strategia di scansione del processo produttivo PBF.	19
Figura 12	Metodo di distribuzione delle polveri con rullo contro-rotante.	21
Figura 13	Metodi di distribuzione delle polveri con tramoggia. A sinistra: doctor blade. A destra: rullo contro-rotante.	22
Figura 14	Parametri di processo principali che influenzano la produzione con il metodo DED.	24
Figura 15	Metodi di deposizione della polvere a uno o due ugelli nel processo DED.	25
Figura 16	Rappresentazione semplificata del processo di produzione DED.	26

Figura 17	Rappresentazione di tre strategie di scansione.	30
Figura 18	Profilo di temperatura della polvere di Ti6Al4V scansionata con laser PBF.	30
Figura 19	Porosità presente nel provino in Ti6Al4V prodotto con laser PBF al variare della velocità di scansione e della dimensione della zona focale.	31
Figura 20	Porosità presente nel provino in Ti6Al4V prodotto con laser PBF a diversi livelli di potenza.	31
Figura 21	Analisi delle tensioni residue, in MPa, in direzione verticale presenti in tre provini differenti in altezza.	33
Figura 22	Prestazioni a fatica di provini in Ti6Al4V realizzati con laser PBF e testati con rapporto di ciclo $R \approx 0$.	34
Figura 23	Prestazioni a fatica di provini in Ti6Al4V realizzati con laser PBF e testati con rapporto di ciclo $R = -1$.	35
Figura 24	Prestazioni a fatica di provini in Ti6Al4V realizzati con e-beam PBF, dopo aver subito un HIP e una lavorazione superficiale.	37
Figura 25	Prestazioni a fatica di provini in Ti6Al4V realizzati con laser DED (WF-L-Beam) e con tungsten inert gas DED (WF-A-Beam).	40
Figura 26	Prestazioni a fatica di provini in Ti6Al4V realizzati con laser DED.	41

INTRODUZIONE

La produzione additiva è definita come: "joining materials to make objects from 3D model data, usually layer upon layer, as opposed to subtractive manufacturing methodologies" (ASTM F2792-12a), ovvero consiste nella produzione di oggetti da modelli 3D, costruiti strato dopo strato, aggiungendo e non sottraendo materiale.

Il termine produzione additiva sostituisce prototipazione rapida. Con prototipazione rapida si intende la possibilità di produrre un prototipo del prodotto finale in tempi brevi. Grazie ai miglioramenti tecnologici ottenuti negli ultimi anni la qualità degli oggetti realizzati mediante produzione additiva è cresciuta, permettendo quindi di realizzare direttamente il prodotto finale e non solo un prototipo.

La produzione additiva nasce nel 1986 quando Charles W. Hull brevetta la stereolitografia laser, un processo che permette di realizzare oggetti tridimensionali composti da strati sovrapposti di resina liquida che solidificano se esposti alla luce ultravioletta. La prima macchina che permette di realizzare questo processo è entrata in commercio nel 1987. I prodotti ottenuti con questa tecnologia sono caratterizzati da alta accuratezza e finitura superficiale, è possibile utilizzare un numero limitato di materiali e le prestazioni del prodotto si degradano con il tempo per via della continua esposizione alla luce ultravioletta.

Nel 1986 viene sviluppato la sinterizzazione laser selettiva, *selective laser sintering*, un processo che effettua una sinterizzazione di polveri, spesso metalliche, mediante l'utilizzo di un laser. Grazie a questa tecnologia è possibile ottenere prodotti con basse tensioni residue e controllare la densità del prodotto attraverso i parametri di processo.

Nel 1988 nasce la modellazione a deposizione fusa, *fused deposition modeling*. In questo processo un filamento viene liquefatto e depositato mediante l'utilizzo di un ugello riscaldato. Le macchine entry-level hanno prezzi competitivi, ma d'altro canto anche l'accuratezza, la densità e la velocità di costruzione del prodotto sono piuttosto basse. Per ottenere un risultato di buona qualità occorre comprare macchinari molto costosi e con velocità di costruzione ancora minore. I prodotti realizzati sono anisotropici.

Nel 1995 viene realizzata la fusione laser selettiva, *selective laser melting*. In questo processo, simile alla sinterizzazione laser selettiva, il laser fonde la polvere metallica anziché sinterizzarla. Le temperature più alte generano maggior ossidazione e più tensioni superficiali, che possono portare a distorsioni; questa tecnologia ha alti costi energetici ma permette di ottenere una buona finitura superficiale e una buona accuratezza.

Nel 2002 nasce la fusione a fascio di elettroni, *electron beam melting*, che genera una fusione della polvere mediante un fascio di elettroni opportunamente concentrato e accelerato. La finitura superficiale, la risoluzione e il costo energetico sono inferiori rispetto alla fusione laser selettiva ma la velocità di costruzione è maggiore.

A partire dai primi anni 2000 i brevetti iniziano a scadere e si abbattano i costi grazie alla nascita di progetti open source che riguardano la realizzazione di stampanti 3D. La produzione additiva si diffonde anche in ambienti non professionali anche grazie alla presenza degli artigiani digitali, o *maker*.

Nel 2010 si sperimenta l'utilizzo di materiali come il cemento o il calcestruzzo; in Cina vengono realizzate le prime case con produzione additiva.

Il settore della manifattura additiva è in evidente crescita come si nota in fig. 1. Il fatturato del settore presenta una crescita annua media del 25,4% negli ultimi 20 anni. Nel 2012 il fatturato del settore ha raggiunto 2,2 miliardi di dollari, di cui 1 miliardo per materiali e sistemi (segmento chiaro nel grafico) e 1,2 miliardi per servizi (segmento scuro), un valore comunque piccolo rispetto all'intero mercato manifatturiero che vale 11.900 miliardi di dollari.

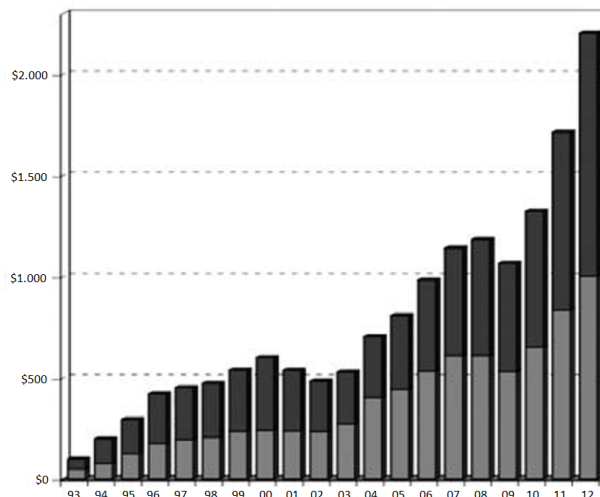


Figura 1: Fatturato della manifattura additiva in milioni di dollari, suddiviso tra materiali e sistemi (segmento chiaro) e servizi (segmento scuro). (Fonte: Wohlers Report, 2013, p. 123).

A livello mondiale sono presenti 33 aziende che realizzano stampanti 3D per uso industriale, tra cui: Stratasys, 3D Systems, Arcam, Eos, ExOne, Envisiontec, Renishaw, Beijing, Tiertime. Stratasys e 3D Systems sono i più grandi player del settore con circa 350 milioni di dollari di fatturato (2012), con quote di mercato rispettivamente di 57,4% e 17,5% delle stampanti vendute. La società italiana più grande che realizza macchine per la produzione additiva è DWS (Digital Wax System). Questa azienda vicentina ha sviluppato sistemi per la

produzione rapida implementando la tecnologia della stereolitografia. La fig. 2 mostra uno dei macchinari realizzati dalla DWS.



Figura 2: DWS 030X, esempio di macchinario che permette la produzione additiva mediante stereolitografia.

La fig. 3 mostra il mercato delle stampanti non industriali, definite come le stampanti 3D il cui valore di vendita non supera i 5000 dollari. In questa figura si può notare la grande diffusione che questo tipo di stampanti ha avuto negli ultimi anni, grazie alla scadenza dei brevetti sulle tecnologie produttive e alla nascita di progetti open source.

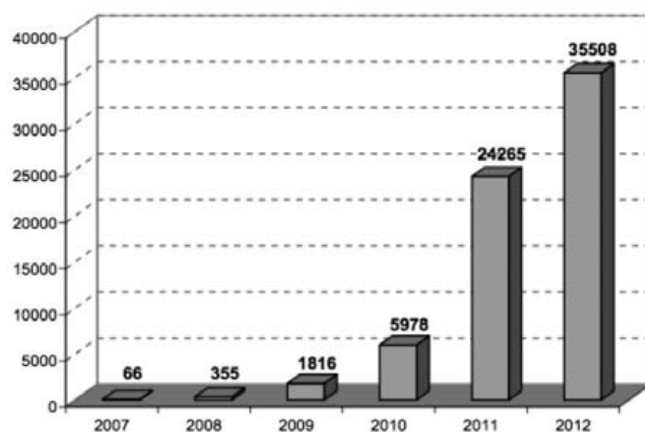


Figura 3: Mercato delle stampanti 3D per uso non industriale tra il 2007 e il 2012. (Fonte: Centro Studi Confindustria, Scenari industriali n. 5).

I principali settori in cui si utilizza la produzione additiva sono: aerospaziale, biomedicale e automotive.

Fra le aziende che operano nel settore aerospaziale si riporta l'esempio di Avio Aero. Nello stabilimento di Cameri, in provincia di Novara, si realizzano trasmissioni, turbine e combustori con tecno-

logia additiva, utilizzando i processi fusione a fascio di elettroni e sinterizzazione laser diretta di metalli. Le motivazioni che portano a scegliere la tecnologia additiva in questo settore sono: la possibilità di realizzare pezzi con strutture particolari (ad es. a nido d'ape) che permettono un risparmio di peso, la riduzione dei tempi di produzione e la possibilità di realizzare componenti in unico pezzo senza necessità di assemblaggi o saldature.

ZARE, azienda italiana che opera nel settore biomedicale, costruisce prototipi per uso dentale e medicale personalizzati e biocompatibili, utilizzando la tecnologia della sinterizzazione di metalli. In questo settore i vantaggi dati dalla produzione additiva sono: diminuzione dei tempi di produzione (da 1 mese a 2 giorni nel caso di protesi ortodontiche), la biocompatibilità dei pezzi realizzati e il basso costo per la realizzazione di pezzi unici.

L'azienda italiana CRP Technology opera nel settore dell'automotive. Realizza sia componenti strutturali ad alte prestazioni che componenti unici per personalizzare i prodotti dei clienti utilizzando la tecnologia sinterizzazione laser selettiva. La produzione additiva viene utilizzata in questo settore perché si adatta facilmente ai continui mutamenti dei progetti nei reparti corse, permette di personalizzare auto di alta gamma sulle preferenze del cliente e di realizzare componenti di auto d'epoca.

Nella fig. 4 sono presenti: il telaio della moto Fantic R250GP realizzato da CRP Technology con sinterizzazione laser, pale di turbina costruite da Avio Aero con fusione a fascio di elettroni e un ponte dentale realizzato da ZARE con sinterizzazione laser.

La produzione additiva è adatta alla realizzazione di lotti unitari o piccoli, infatti se le quantità da produrre aumentano viene meno la convenienza economica; un esempio sulla convenienza economica sarà esposto nella conclusione.

Nel capitolo 2 si introduce il titanio e le sue proprietà, approfondendone la classificazione degli elementi alliganti e delle leghe. Infine sono descritte le proprietà delle leghe di titanio e i trattamenti termici che possono subire.

Nel successivo capitolo 3, sono descritti i seguenti metodi di produzione additiva che realizzano prodotti in metallo, il powder bed fusion e il directed energy deposition e se ne analizzano le differenze con la produzione tradizionale.

L'interesse per questi metodi di produzione è in crescita perché, a causa della diminuzione dei costi dei macchinari e dell'aumento della qualità di produzione, si realizzano prodotti strutturali e non solo prototipi od oggetti di design: è quindi nata la necessità di analizzarne le proprietà meccaniche. Nel capitolo 4 si fornisce una panoramica sulle prestazioni a fatica di provini in Ti6Al4V realizzati con produzione additiva. Si forniscono informazioni utili su come modificare i parametri di processo per far variare le caratteristiche principali del



Figura 4: Dall'alto: pale di turbina realizzate da Avio Aero con tecnologia fusione a fascio di elettroni; la R250GP che ha partecipato al Motomondiale '05 e il prototipo del telaio realizzato con produzione additiva da CRP Technology; ponte dentale costruito da ZARE con sinterizzazione di metalli.

materiale che influenzano le prestazioni a fatica.

Nel capitolo 5 si presenta un confronto delle caratteristiche che influenzano la vita a fatica del materiale realizzato con diversi metodi di produzione; le caratteristiche confrontate sono: microstruttura, porosità, tensioni residue, finitura superficiale e difetti.

IL TITANIO

Il titanio fu scoperto nel 1791 da William Gregor, presbitero, chimico e mineralogista inglese. Egli individuò la presenza dell'ossido FeTiO_3 , detto ilmenite, nella sabbia scura presente sulle rive del fiume Helford in Cornovaglia. Quattro anni dopo, nel 1795, Martin Heinrich Klaproth, chimico tedesco, individuò in alcuni campioni di sabbia la presenza del diossido di titanio (TiO_2), chiamato oggi rutilo. Egli chiamò il nuovo elemento titanio, riferendosi ai titani presenti nella mitologia greca. L'elevata stabilità dei minerali composti da titanio e ossigeno rese difficile la sua estrazione. Solo all'inizio del ventesimo secolo Matthew Hunter riuscì ad isolarlo, ottenendo titanio puro al 99,9%. Nel 1946 William Justin Kroll rese possibile la produzione su scala industriale attraverso una riduzione del cloruro di titanio (TiCl_4) con il magnesio (processo Kroll); ad oggi è il processo maggiormente utilizzato nella produzione di titanio a livello commerciale.

Le informazioni presenti in questo capitolo riguardanti il titanio sono state ricavate da [12], mentre quelle riguardanti i trattamenti termici da [15].

2.1 STRUTTURA CRISTALLINA

Il titanio puro presenta un comportamento allotropico. Ha una struttura esagonale compatta (E.C. o H.C.P., Hexagonal Closed Pack) per temperature inferiori a 882°C , fase α ; si presenta invece con una struttura cubica a corpo centrato (C.C.C. o B.C.C., Body Centered Cubic) per temperature superiori, fase β . La temperatura di fusione è 1670°C .

La presenza di due strutture cristalline permette di realizzare molte leghe di titanio con proprietà differenti tra loro. La struttura esagonale presente alle basse temperature rende le proprietà meccaniche del titanio anisotropiche.

2.2 CARATTERISTICHE PRINCIPALI

Le principali caratteristiche del titanio sono:

- bassa densità (4507 kg/m^3 , circa il 40% in meno del ferro);
- alta temperatura di fusione (1670°C);
- buona conducibilità elettrica ($2,34 \cdot 10^{-6} \text{ (m } \Omega)^{-1}$);
- bassa conducibilità termica (20 W/(m K));

- non tossicità;
- buona plasticità e deformabilità;
- elevata resistenza alla corrosione;
- ottimo rapporto resistenza/densità.

Queste caratteristiche rendono interessante il materiale dal punto di vista delle applicazioni industriali, ma sono le elevate proprietà resistenziali delle leghe che hanno permesso l'impiego del titanio in diversi settori.

2.3 ELEMENTI ALLIGANTI E CLASSIFICAZIONE DELLE LEGHE DI TITANIO

Gli elementi alliganti sono classificanti in base alla loro influenza sul β -transus (la temperatura più bassa per cui si ha la presenza della sola fase β) e vengono distinti in:

- α -stabilizzanti;
- β -stabilizzanti eutettoidici;
- β -stabilizzanti isomorfi;
- neutri.

I principali elementi α -stabilizzanti sono l'alluminio, che ha una grande solubilità sia in campo α che β , l'ossigeno, il carbonio e l'azoto. Gli ultimi tre sono elementi interstiziali e sono spesso considerati come elementi indesiderati; in particolare, la presenza dell'ossigeno rende molto fragile la lega. Alcuni elementi β -stabilizzanti eutettoidici sono il ferro, il cromo, il nichel e il silicio. Vanadio, molibdeno e niobio sono invece esempi di elementi β -stabilizzanti isomorfi. Altri elementi quali zirconio, afnio e stagno non modificano la temperatura di transizione tra la fase α e la β , ma ne incrementano le proprietà meccaniche.

L'effetto degli elementi alliganti sul diagramma di fase e sul β -transus è visibile nella fig. 5.

Le leghe di titanio sono classificate in:

- leghe α ;
- leghe near- α ;
- leghe $\alpha+\beta$;
- leghe β monofase;
- leghe β metastabili.

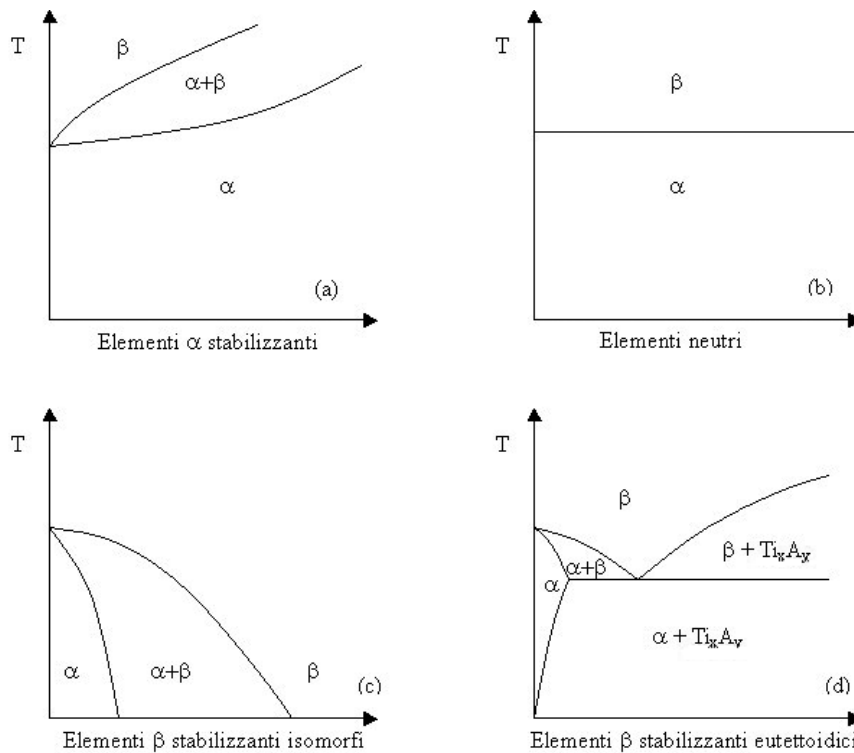


Figura 5: Rappresentazione schematica dell'effetto degli elementi alliganti sui diagrammi di fase delle leghe di titanio. Fonte: [15].

Le leghe α comprendono il titanio puro e le leghe con elementi alliganti α stabilizzanti o neutri. Se è presente una piccola quantità di elementi β stabilizzanti allora la lega si chiama near- α . Le leghe $\alpha+\beta$ hanno una quantità di fase β a temperatura ambiente compresa tra il 5% e il 40%. Nella lega β metastabile è presente una quantità di elementi β stabilizzanti tale da non consentire una trasformazione in martensite della fase β neanche dopo un rapido raffreddamento; si nota che questo comportamento può avvenire anche con la presenza per oltre il 50% di fase α in equilibrio. Le leghe β monofase contengono solo la fase β . In fig. 6 è presente un esempio di classificazione delle leghe di titanio, l'alluminio è α stabilizzante mentre il vanadio è β stabilizzante.

La lega Ti6Al4V, di cui si verificheranno le prestazioni a fatica nel cap. 4, è di gran lunga la lega $\alpha+\beta$ più utilizzata. Infatti occupa oltre il 50% dell'intero mercato delle leghe di titanio. È stata sviluppata nei primi anni '50 presso l'università *Institute of Technology* in Illinois; è una delle prime leghe mai realizzate.

2.4 MICROSTRUTTURA DELLE LEGHE

La microstruttura delle leghe di titanio dipende dalla dimensione e dalla disposizione delle fasi α e β . Si può ottenere una struttura lamel-

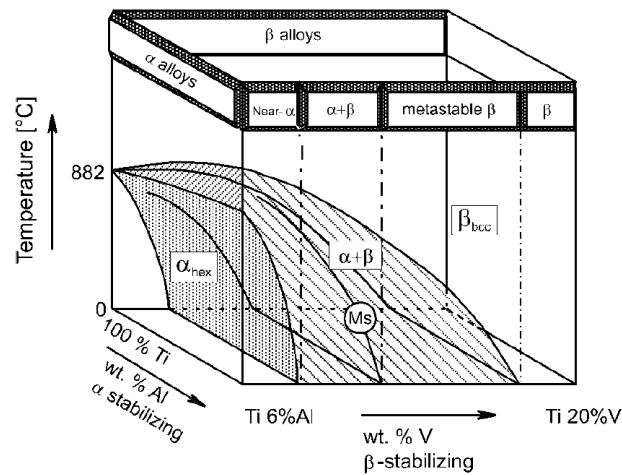


Figura 6: Classificazione delle leghe di titanio in un diagramma di fase tri-dimensionale in funzione degli elementi α stabilizzanti (in figura l'alluminio) e β stabilizzanti (in figura il vanadio). Fonte: [12].

lare, generata durante il raffreddamento dalla fase β , e una struttura equiassica, ottenuta dopo un processo di ricristallinazione. Entrambe le strutture possono essere fine o grossolane.

L'influenza della microstruttura sulle proprietà meccaniche delle leghe di titanio è mostrata in modo qualitativo nella tabella 1.

fine	grossolana	Proprietà	lamellare	equiassica
O	O	Modulo elastico	O	+/--(texture)
+	-	Resistenza	-	+
+	-	Duttilità	-	+
-	+	Tenacità a frattura	+	-
+	-	Iniziazione cricca a fatica	-	+
-	+	Propagazione cricca a fatica	+	-
-	+	Resistenza al creep	+	-
+	-	Resistenza all'ossidazione	+	-

Tabella 1: Influenza della microstruttura su alcune proprietà meccaniche nelle leghe di titanio.

Una struttura fine incrementa la resistenza e la duttilità e ritarda la nascita delle cricche. Una struttura grossolana è più resistente al creep e alla propagazione delle cricche. Una struttura equiassica ha alta duttilità e ritarda la nascita delle cricche, la struttura lamellare ha maggiore resistenza al creep e alla propagazione delle cricche e tenacità a frattura.

Le differenti microstrutture sono generalmente ottenute in seguito ad una sequenza di trattamenti termomeccanici.

La temperatura β -transus è un elemento fondamentale per i trat-

tamenti termomeccanici. La struttura lamellare si ottiene in seguito a un semplice raffreddamento da temperature superiori al β -transus. Quando la temperatura scende al di sotto della temperatura di transizione, la fase α inizia a nucleare sui bordi grano e poi cresce come lamelle nei grani di fase β . In funzione della velocità di raffreddamento, le lamelle possono essere fine o grossolane. Un raffreddamento molto veloce comporta una trasformazione in martensite della fase β . Nel titanio la struttura martensitica non aumenta in modo evidente la durezza della lega.

Durante il raffreddamento la composizione chimica delle fasi cambia: con un lento raffreddamento, infatti, le lamelle rilasciano vanadio che si concentra sui loro bordi, creando delle zone con fase β stabile.

Per ottenere una struttura equiassica è necessario far seguire un trattamento termico di ricristallinazione ad una deformazione plastica della lega.

2.5 PROPRIETÀ DELLE LEGHE DI TITANIO

Le proprietà delle leghe di titanio sono determinate dalla disposizione, dalla quantità e dalle proprietà individuali delle fasi α e β . La fase α ha una struttura esagonale più densa rispetto alla β e di conseguenza ha proprietà anisotropiche.

La fase α è caratterizzata dalle seguenti proprietà:

- alta resistenza alla deformazione plastica;
- duttilità ridotta;
- proprietà fisiche e meccaniche anisotropiche;
- un tasso di diffusione molto minore;
- una più alta resistenza al creep.

In tabella 2 sono esposte le principali differenze che riguardano le proprietà fisiche, meccaniche e tecnologiche tra le classi di leghe di titanio α , $\alpha+\beta$ e β .

Visto che l'elemento più utilizzato come α stabilizzante è alluminio, che ha solo la metà del peso specifico del titanio, le leghe α hanno una densità minore delle β , che invece spesso usano elementi pesanti come il molibdeno e il vanadio.

Le leghe α hanno generalmente una durezza inferiore; mentre la lega bifase $\alpha+\beta$ e la lega β metastabile possono raggiungere livelli di durezza rispettivamente alti e molto alti.

Ad un'alta durezza delle leghe β corrisponde una bassa duttilità.

La tenacità a frattura dipende solo dalla microstruttura e dalle condizioni di invecchiamento, non è presente una dipendenza dal tipo

	α	$\alpha+\beta$	β
Densità	+	+	-
Resistenza	-	+	++
Duttilità	-/+	+	+/-
Tenacità a frattura	+	-/+	+/-
Resistenza al creep	+	+/-	-
Resistenza alla corrosione	++	+	+/-
Resistenza all'ossidazione	++	+/-	-
Saldabilità	+	+/-	-
Lavorabilità a freddo	-	-	-/+

Tabella 2: Proprietà delle leghe di titanio α , $\alpha+\beta$ e β .

di lega utilizzata. In particolare, la struttura lamellare grossolana presenta una maggiore tenacità a frattura in comparazione con la struttura equiassica fine. L'alta tenacità viene attribuita alla capacità della struttura di rallentare la propagazione della frattura nel cambio di direzione delle lamelle. Questo causa un consumo maggiore di energia durante la propagazione.

La migliore resistenza al creep della fase α è dovuta alla limitata diffusività e alla struttura esagonale. All'aumento della quantità di β le prestazioni al creep diminuiscono. È possibile ottenere alta resistenza al creep anche con microstruttura bifase se è presente una distribuzione discontinua della fase β .

La grande affinità del titanio con l'ossigeno fa sì che anche a temperatura ambiente si formi un sottile strato, denso di diossido di ossigeno (TiO_2) sulla superficie del metallo, e questa è la ragione dell'eccellente resistenza alla corrosione delle leghe di titanio. Tra le classi, le leghe α presentano uno strato di ossido più stabile della fase β , risultando più resistenti alla corrosione.

La temperatura massima di lavorazione del titanio non è limitata dall'insufficiente resistenza, ma dalla limitata resistenza all'ossidazione. Le leghe β , essendo più reattive alle alte temperature, risentono maggiormente di questo problema rispetto alle leghe α .

L'alta reattività con l'ossigeno e l'idrogeno già a temperatura ambiente può causare un infragilimento della lega. Per questo, la saldatura con leghe di titanio va effettuata nel vuoto o in un'atmosfera con gas inerte, α e $\alpha+\beta$ sono più facili da saldare di β .

La più limitata capacità di deformazione e il maggior indurimento durante la lavorazione della fase α implica che α e $\alpha+\beta$ possono essere deformati solo ad alte temperature. La temperatura di deformazione decresce con l'aumentare della quantità di β ; alcune leghe β metastabili possono essere deformate persino a temperatura

ambiente.

2.6 TRATTAMENTI TERMICI DELLE LEGHE DI TITANIO

I trattamenti termici influiscono in modo sensibile sulle proprietà delle leghe e rispondono in modo diverso in funzione del tipo di lega a cui vengono applicati. Le leghe α non rispondono ai trattamenti termici; le leghe $\alpha+\beta$ e β monofase rispondono ai trattamenti termici e possono subire trasformazioni di tipo martensitico; le leghe β metastabili possono essere soggette a trattamenti termici ma non possono subire trasformazioni di tipo martensitico.

L'elevata reattività del titanio alle alte temperature impone l'impiego di particolari attenzioni durante i trattamenti termici. La formazione di uno strato superficiale costituito da fase α ricca di ossigeno rende il materiale più fragile. L'assorbimento di idrogeno determina invece una riduzione della tenacità.

2.6.1 *Trattamento di distensione*

Il trattamento di distensione permette la riduzione delle tensioni residue in un componente lavorato. Questo trattamento può essere omesso quando viene eseguita una ricottura o un trattamento d'invecchiamento. La riduzione delle tensioni residue dipende dalla temperatura alla quale viene eseguito questo trattamento come esposto in fig. 7.

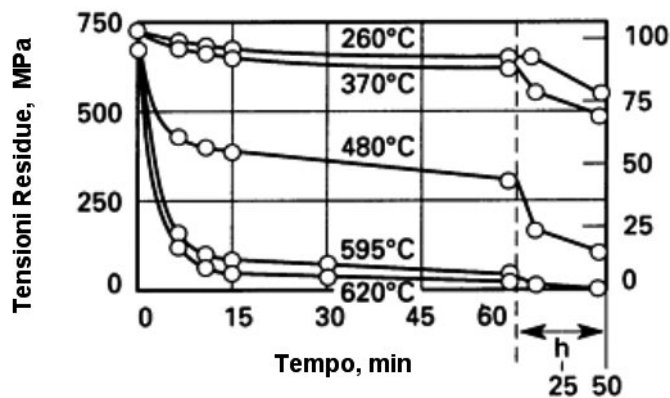


Figura 7: Il grafico mostra le tensioni residue presenti nella lega Ti6Al4V in funzione del tempo durante diversi trattamenti di distensione a varie temperature. Fonte: [15].

2.6.2 *Ricottura in campo β*

La ricottura in campo β permette di ottenere una microstruttura composta da lamelle di fase α che si generano durante il raffreddamento a partire dai bordi dei grani della fase β .

È strutturata in tre fasi: omogeneizzazione, deformazione plastica, ricottura in campo β . A queste tre fasi può seguire un trattamento di invecchiamento per formare un precipitato di rinforzo. La fig. 8 mostra la sequenza di fasi da eseguire per realizzare una ricottura in campo β .

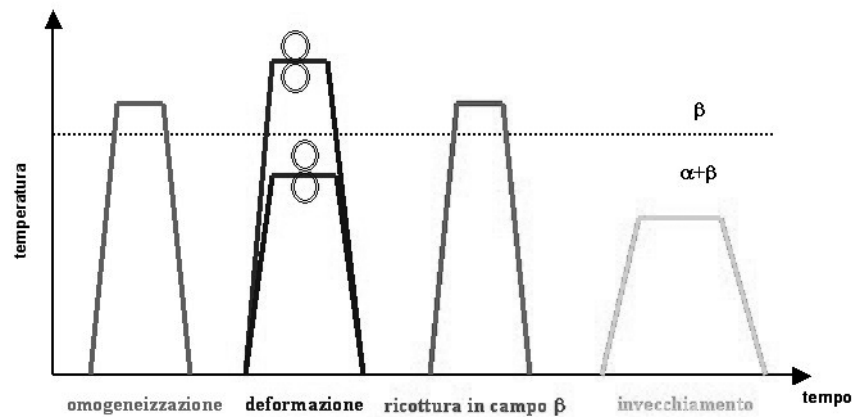


Figura 8: Sequenza di operazioni per eseguire una ricottura in campo β .
Fonte: [15].

I parametri su cui è possibile influire sono: la dimensione delle lamelle e la dimensione delle colonie di lamelle. In particolare la scelta della temperatura di ricottura incide sulla dimensione dei grani β ricristallizzati e di conseguenza sulle dimensioni delle colonie di lamelle che si formano al loro interno. Invece la velocità di raffreddamento determina la dimensione delle lamelle di fase α .

Se la velocità di raffreddamento è molto elevata, si può ottenere una trasformazione di tipo martensitico con una microstruttura che assume una diversa morfologia in funzione del contenuto degli elementi in lega. Se gli elementi β stabilizzanti sono presenti in piccole quantità il reticolo rimane esagonale, anche se distorto, e la martensite è detta α' . Per elevati contenuti di soluto, il reticolo è del tipo ortorombico a facce centrate e la martensite è definita α'' .

2.6.3 Ricottura Duplex

La ricottura Duplex ha lo scopo di ottenere una struttura costituita da grani equiassici di fase α primaria e da una struttura lamellare fine di fase α secondaria.

È strutturata in 3 fasi (fig. 9): omogeneizzazione, deformazione plastica, ricottura in campo $\alpha+\beta$. Può seguire un trattamento di invecchiamento.

È importante scegliere i giusti parametri di processo per ottenere una struttura fine e non grossolana.

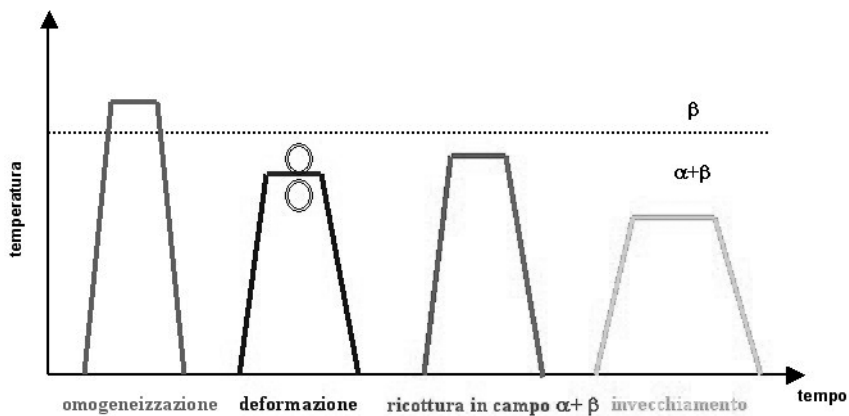


Figura 9: Sequenza di operazioni per eseguire una ricottura Duplex.
Fonte: [15].

La velocità di raffreddamento del trattamento di omogeneizzazione e la temperatura durante la ricottura in campo $\alpha+\beta$ incidono sulla dimensione dei grani equiassici.

Il grado di deformazione plastica a cui viene sottoposta la struttura lamellare, invece, deve indurre nella lega una densità di dislocazioni sufficiente a permettere una sua successiva completa ricristallizzazione.

La velocità di raffreddamento durante la ricottura in campo $\alpha+\beta$ deve essere sufficientemente elevata per ottenere una struttura lamellare, più o meno fine, od eventualmente una struttura costituita da fase β metastabile e/o martensite.

2.6.4 Ricottura in campo $\alpha+\beta$

La ricottura in campo $\alpha+\beta$ permette di ottenere una struttura costituita da grani di fase α primaria equiassici. Il procedimento è simile a quello della ricottura Duplex: viene variata la velocità di raffreddamento della ricottura di ricristallizzazione, infatti se è sufficientemente lenta si riesce ad evitare la formazione delle lamelle. Si nota che la temperatura di ricottura di ricristallizzazione e la velocità di raffreddamento durante il trattamento di omogeneizzazione influiscono sulla dimensione dei grani α .

In questo capitolo sono descritte tre tecnologie di produzione additiva che permettono di realizzare oggetti in metallo. I processi produttivi analizzati sono: laser powder bed fusion (laser PBF), electron beam powder bed fusion (e-beam PBF) e directed energy deposition (DED). Le informazioni che riguardano questi processi tecnologici sono state ricavate da [7]. Tutte le tecnologie additive realizzano il pezzo strato dopo strato, dove ogni strato rappresenta una sezione del file CAD di partenza.

È possibile determinare una sequenza di operazioni comuni a tutti i metodi di produzione additiva:

- rappresentazione dell'oggetto mediante software CAD;
- conversione nel formato standard STL o AMF, il formato STL contiene solo le informazioni sulla geometria del pezzo; il più recente formato AMF include anche le informazioni riguardanti la dimensione, il colore, il materiale ed altro;
- trasferimento del file sulla macchina;
- impostazione nella macchina della posizione del pezzo nella camera, del suo orientamento e della sua dimensione;
- impostazione dei parametri di processo della macchina;
- costruzione del prodotto;
- separazione dal piano di costruzione e rimozione del materiale in eccesso (es. supporti);
- realizzazione di eventuali trattamenti post-processo.

3.1 PROCESSI PRODUTTIVI

3.1.1 *Powder bed fusion*

Questo processo produttivo comprende una o più fonti termiche che fondono la polvere, un sistema che permette di controllare la fusione delle polveri e di prescriverla in una certa regione e un meccanismo per aggiungere un nuovo strato di polvere. Le fonti termiche utilizzate sono il laser e il fascio di elettroni.

3.1.1.1 Parametri di processo

I parametri di processo che influenzano la produzione con la metodologia PBF sono oltre 130 [17], quelli principali sono rappresentati in fig. 10.

Parametri di processo PBF

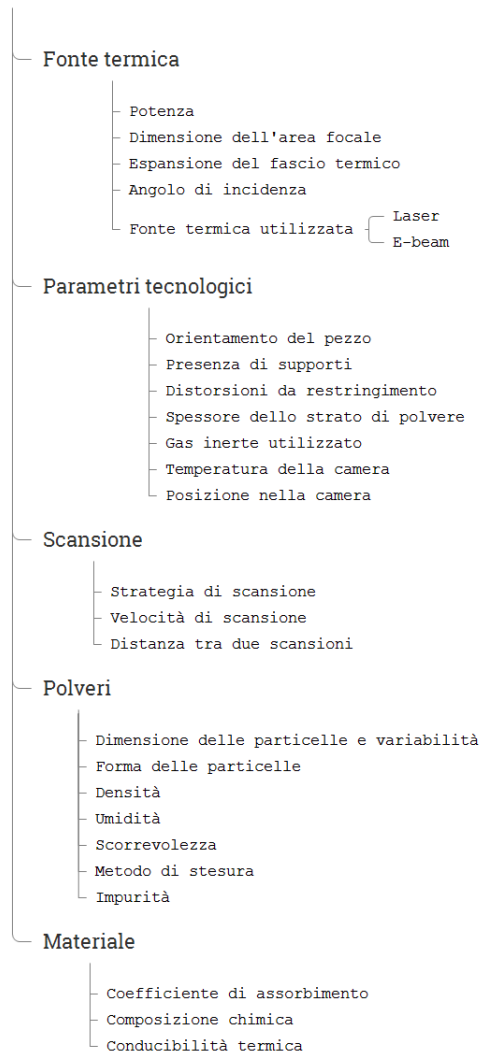


Figura 10: Parametri di processo principali che influenzano la produzione con il metodo di produzione PBF.

I parametri possono essere suddivisi in cinque categorie in funzione della fonte termica, della scansione, delle polveri, del materiale e dalla tecnologia utilizzata. Si noti che molti parametri sono legati fra loro, per esempio: la potenza della fonte termica dipende da quanto è preriscaldata la polvere e dalle caratteristiche di assorbimento della polvere. L'assorbimento termico della polvere a sua volta è influenzato dal tipo di materiale utilizzato e dalla forma, dalla dimensione e dalla densità della polvere.

La strategia di scansione più utilizzata suddivide ogni strato in due zone: il contorno e il centro. Il contorno viene realizzato con un'unica traccia per fornire al pezzo una buona finitura superficiale e una buona accuratezza dimensionale, il centro viene suddiviso in quadrati; la scansione viene effettuata in direzioni diverse sia per quadrati adiacenti che per strati successivi, in modo da diminuire le tensioni residue e migliorare allo stesso tempo la densità del pezzo. La fig. 11 mostra la tipica strategia di scansione in un processo PBF.

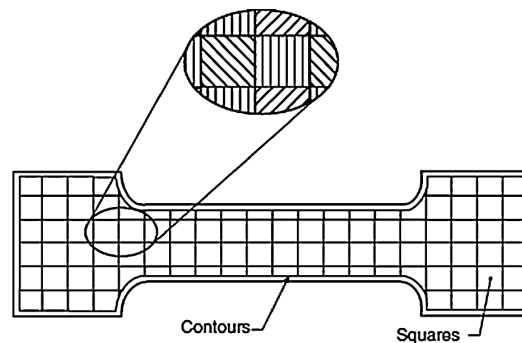


Figura 11: Tipica strategia di scansione del processo produttivo PBF.
Fonte: [7].

I fattori che influenzano l'assorbimento di energia della polvere sono: la forma, la dimensione e la distribuzione delle polveri, la densità dello strato e la conduttività termica del materiale. L'aumento di superficie generato dalla presenza di particelle più piccole permette un assorbimento di energia maggiore. La temperatura dello strato di polvere, la potenza della fonte termica, la velocità di scansione vanno bilanciati per ottenere il miglior compromesso tra dimensione della zona fusa, accuratezza dimensionale, finitura superficiale, velocità di costruzione e proprietà meccaniche.

Se si utilizza un'alta potenza della fonte termica e alte temperature della polvere si formano oggetti con alta densità, ma con una microstruttura grossolana e una bassa finitura superficiale. Diminuisce inoltre la quantità di polvere riutilizzabile. Con bassa potenza della fonte termica e bassa temperatura della polvere si ottiene un'ottima accuratezza dimensionale, ma con pezzi a bassa densità. Utilizzando un'alta potenza della fonte termica e una bassa temperatura della polvere si generano tensioni residue che portano a deformazioni.

L'energia richiesta per fondere la polvere è determinata dalla potenza della fonte termica, dalla dimensione dell'area focale, dalla velocità di scansione e dalla temperatura della polvere.

La temperatura della polvere deve essere mantenuta costante e uniforme per riuscire ad ottenere risultati ripetibili nel tempo.

La distanza tra due tracce deve permettere un'adeguata sovrapposizione delle zone fuse adiacenti per ottenere buone prestazioni

meccaniche.

La densità dello strato di polvere, che dipende dalla forma, dalla dimensione e dal meccanismo di distribuzione delle polveri è generalmente compresa tra il 50% e il 60%. Una maggiore densità comporta una maggiore conduttività termica e migliori proprietà meccaniche del materiale.

In questo metodo di produzione possono diventare necessari i supporti in determinate situazioni: per realizzare geometrie particolari, per permettere al materiale di non caricarsi negativamente (in caso di e-beam), per evitare che le tensioni che si generano durante la produzione vadano a deformare il prodotto. La rimozione dei supporti rovina la finitura superficiale.

È necessario considerare la dipendenza dall'orientamento del pezzo nella camera in quanto si modificano microstruttura e finitura superficiale del prodotto realizzato.

3.1.1.2 *Metodi di distribuzione della polvere*

Tutti i metodi di distribuzione delle polveri devono avere almeno queste quattro caratteristiche:

- la riserva di polvere deve essere sufficiente per realizzare l'intero pezzo;
- deve essere stesa la corretta quantità di polvere sulla piattaforma di costruzione, per coprire lo strato precedente, senza però eccedere;
- il nuovo strato di polvere che si realizza deve essere liscio, sottile e ripetibile;
- la stesura del nuovo strato di polvere non deve creare forze di taglio eccessive che disturbino gli strati sottostanti.

Inoltre, quando si realizza un sistema di distribuzione delle polveri, si devono considerare i seguenti punti: al decrescere delle dimensioni della polvere consegue una crescita dell'attrito e delle forze elettrostatiche tra particelle e quindi una diminuzione della fluidità e della scorrevolezza delle polveri; quando il rapporto superficie/volume cresce, l'energia superficiale cresce e il materiale diventa più reattivo. Per alcuni materiali questo comporta che la polvere può bruciare in presenza di ossigeno e ad alte temperature, il processo deve avvenire in una atmosfera controllata; le particelle di piccole dimensioni hanno la tendenza a sollevarsi in aria quando sono maneggiate, andando a ridurre la sensibilità dei sensori, a deviare il fascio laser e a danneggiare le parti in movimento; l'utilizzo di particelle più piccole permette di ottenere una migliore finitura superficiale, una migliore accuratezza e strati più sottili.

Un buon sistema di distribuzione delle polveri deve essere in grado di gestire particelle più piccole possibili senza incorrere nei problemi suddetti.

In fig. 12 è rappresentato il primo sistema commercializzato per la distribuzione delle polveri. I due contenitori sono in grado di fornire una quantità di polvere sufficiente a realizzare tutto il pezzo. Il contenitore di polvere fornisce la corretta quantità per uno strato alzandosi, allo stesso tempo la piattaforma di costruzione si abbassa dello spessore di uno strato. La polvere è spinta da un cilindro contro-rotante che si muove dai contenitori fino ad aver superato la piattaforma di costruzione. L'altezza del cilindro deve rimanere costante per garantire uno strato sottile di polvere, spesso quanto il movimento della piattaforma di costruzione. La contro-rotazione genera un'onda di polvere che avanza di fronte al cilindro, solleva la polvere, rendendola più fluida possibile. Le forze di taglio generate sugli strati precedenti sono piccole, rimanendo così indisturbati.

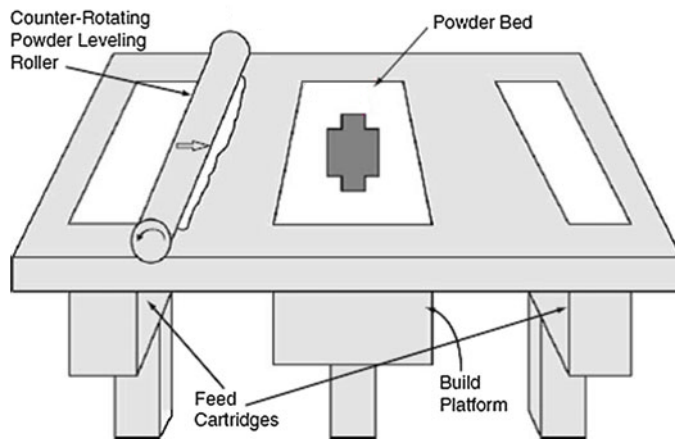


Figura 12: Metodo di distribuzione delle polveri con rullo contro-rotante. Fonte: [7].

Un altro metodo usato per distribuire la polvere è il *doctor blade*, a sinistra in fig. 13. Il *doctor blade* è un pezzo fino di metallo che viene usato per uniformare l'altezza del letto di polvere. Con questo metodo la polvere non è fluidificata e le forze di taglio che si generano sono maggiori rispetto al metodo del cilindro contro-rotante. Queste forze di taglio possono essere ridotte se si utilizza una vibrazione ultrasonica.

Un'alternativa all'approccio con i contenitori è quella di usare una tramoggia, che permette di far arrivare la polvere dall'alto anziché dal basso. La riserva di polvere è tipicamente separata dalla zona di costruzione e questo permette di ricaricare la tramoggia. La tramoggia deposita la polvere di fronte al cilindro o alla lama.

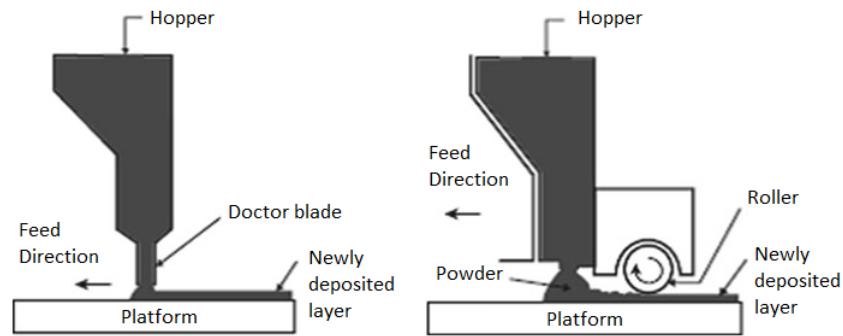


Figura 13: Metodi di distribuzione delle polveri con tramoggia. A sinistra: doctor blade. A destra: rullo contro-rotante. Fonte: [7].

3.1.1.3 Riutilizzo delle polveri

Le particelle di polvere non utilizzate cambiano la loro composizione chimica se nella camera sono presenti gas che reagiscono, questo problema è accentuato dalle alte temperature. L'utilizzo di polveri riciclate comporta una variazione delle proprietà dell'oggetto realizzato. È necessario valutare la qualità della polvere in modo tale da garantire una ripetibilità nelle proprietà del materiale realizzato.

Un primo metodo che permette il riutilizzo delle polveri consiste nel miscelare polveri già usate e polveri mai usate. Questa tecnica è molto semplice da realizzare, ma dall'utilizzo di polveri non omogenee deriva un prodotto che può presentare differenti proprietà in zone diverse.

Per ovviare a questo problema è stato realizzato un metodo di riciclo basato sul *powder melt flow index* (MFI). MFI misura la capacità della polvere di fluire attraverso un apparato di estrusione sotto determinate condizioni. La misura si effettua sia per le polveri nuove che per quelle riciclate. Si determina un valore target dell'indice MFI, si miscelano le polveri e si misura se il target è raggiunto. Se il valore target MFI è vicino al valore MFI delle polveri mai usate, la quantità delle polveri nuove nella miscela sarà maggiore, con conseguente miglioramento delle proprietà del pezzo realizzato e aumento dei costi di produzione. Il metodo MFI è considerato quello più efficiente per assicurare la ripetibilità delle proprietà dei pezzi realizzati. Ripetuti utilizzi delle polveri comportano un degrado delle proprietà tale da non permetterne il riutilizzo.

3.1.1.4 Laser PBF

Il processo produttivo laser PBF viene realizzato all'interno di una camera riempita di gas inerte, spesso argon, per evitare l'ossidazione del pezzo. Il tutto comincia stendendo uno strato di polvere sul piano di costruzione. Successivamente il laser fonde la polvere in corrispondenza delle zone da realizzare. La polvere non fusa presente

nella camera viene utilizzata come supporto agli strati successivi. Finito uno strato, la piattaforma di costruzione si abbassa e si stende lo strato successivo di polvere. Il procedimento si ripete finché non si realizza l'intero pezzo. Conclusa la produzione è necessario attendere un certo periodo di tempo per permettere al pezzo di raffreddarsi uniformemente fino ad una temperatura sufficientemente bassa da consentire l'esposizione all'ambiente; infine il componente realizzato viene estratto dalla polvere e se presenti vengono rimossi i supporti. I supporti sono necessari per ridurre le distorsioni generate dalle tensioni residue.

3.1.1.5 *E-beam PBF*

Il processo produttivo è simile a quello laser PBF con alcune differenze che vengono ora espone.

L'e-beam PBF utilizza un raggio di elettroni concentrato per fondere la polvere metallica. La fusione delle particelle è causata dal trasferimento dell'energia cinetica fornita dagli elettroni. Questo processo può essere applicato solo a materiali conduttori, in caso contrario alcune zone del materiale si caricherebbero negativamente ed respingerebbero il fascio di elettroni e la polvere presente nelle zone circostanti. Per permettere al materiale di non caricarsi negativamente si può prevedere l'utilizzo di supporti.

Per evitare il problema dell'ossidazione, la lavorazione avviene in una camera vuota.

Rispetto al laser PBF il costo energetico è inferiore perché la polvere viene preriscaldata a una temperatura maggiore, la finitura superficiale è peggiore perché il fascio di elettroni fonde più polvere e quindi è difficile realizzare componenti precisi, ma la velocità di costruzione è maggiore.

La temperatura di preriscaldamento dello strato di polvere è maggiore rispetto al laser PBF, di conseguenza la velocità di raffreddamento è inferiore, la microstruttura è differente e si generano meno tensioni residue.

3.1.2 *Directed energy deposition*

Il processo DED si basa sulla possibilità di fondere la materia prima direttamente dove viene depositata. La materia prima utilizzata può essere sotto forma di filo o polvere metallica: quest'ultima è prevalentemente utilizzata.

3.1.2.1 *Parametri di processo*

I principali parametri di processo che influenzano la produzione con la metodologia DED sono rappresentati in fig. 14.

Parametri di processo DED

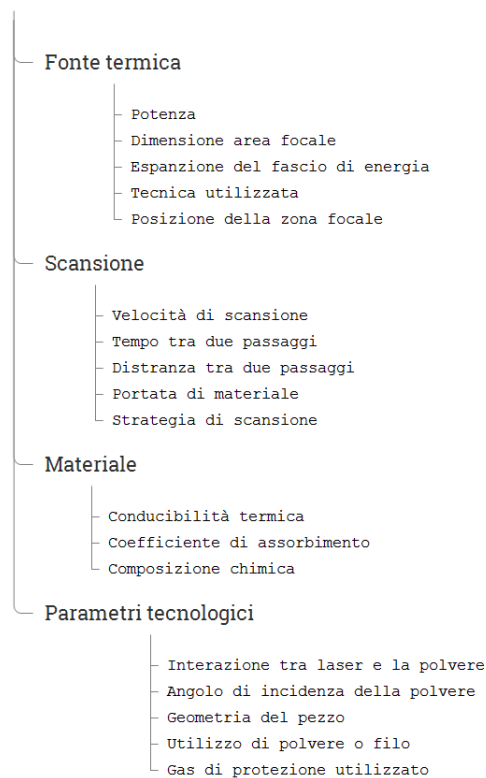


Figura 14: Parametri di processo principali che influenzano la produzione con il metodo DED.

L'ottimizzazione dei parametri dipende dal materiale e dalla geometria da realizzare. I parametri di processo che più influenzano la qualità di un pezzo sono: lo spazio tra due tracce, inteso come lo spazio tra due percorsi effettuati dalla fonte termica, la portata di materiale, la velocità di scansione, la potenza della fonte termica e la dimensione dell'area focale.

È presente una correlazione tra la portata di materiale, la velocità di scansione e la potenza della fonte termica; per esempio, aumentare la portata genera un effetto simile al diminuire la potenza della fonte termica.

La crescita della potenza della fonte termica o della portata di materiale, o la diminuzione della velocità di scansione, fa aumentare lo spessore dello strato.

Dal punto di vista energetico, se la velocità di scansione cresce, l'energia apportata diminuisce, comportando una zona fusa più piccola e un raffreddamento più veloce.

La strategia di scansione influisce sulla qualità dei pezzi realizzati. È utile variare la direzione delle tracce tra i vari strati per diminuire le tensioni residue. La distanza tra due scansioni deve garantire una parziale sovrapposizione delle zone fuse adiacenti. Lo spessore dello

strato deve essere inferiore allo spessore della zona fusa per avere un prodotto ad alta densità.

Per ottenere la ripetibilità negli oggetti realizzati sono presenti dei sensori che monitorano la dimensione, la forma e la temperatura della zona fusa.

3.1.2.2 Deposizione del materiale

Il processo DED può utilizzare la materia prima come polvere o filamento.

La polvere è la materia prima più versatile, però non tutte le particelle sono catturate dalla zona fusa. È necessario usare degli accorgimenti per permettere alla polvere in eccesso di essere raccolta, prima che perda le sue proprietà per poter essere riusata.

È possibile realizzare la deposizione delle polveri con uno, due o quattro ugelli. Utilizzando due ugelli la polvere circonda la fonte termica e si concentra in una piccola zona anche grazie all'aiuto di un flusso di gas inerte, come si nota in fig. 15. Utilizzando due ugelli la polvere in eccesso è poca e il gas inerte protegge da eventuali ossidazioni.

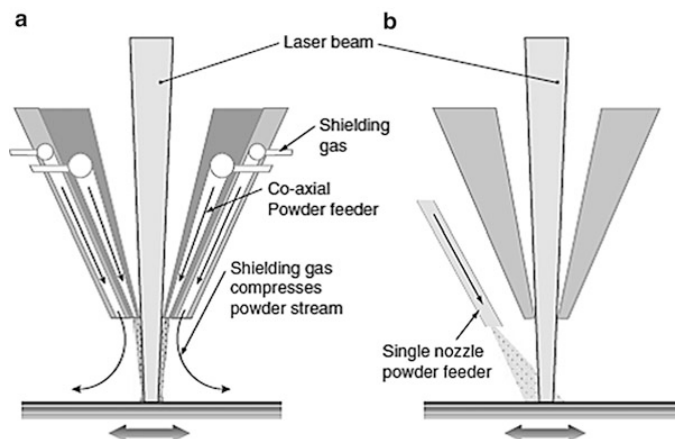


Figura 15: Metodi di deposizione della polvere a uno o due ugelli nel processo DED. Fonte: [7].

In fig. 15 è presente una rappresentazione della deposizione con un uggello. I vantaggi consistono nella semplicità del macchinario e quindi nel costo inferiore; questo metodo cattura meno polvere di quello a due ugelli e si possono depositare polveri in zone piccole (per es. dentro un tubo) date le piccole dimensioni di questo sistema di deposizione.

Il vantaggio fornito dalla presenza di quattro ugelli posizionati a 90° uno dall'altro è la maggior costanza delle proprietà degli oggetti con geometrie complesse che comprendono zone spesse e sottili.

Se si utilizza il filamento tutto il materiale è utilizzato e non ci sono sprechi. È più efficiente con geometrie semplici, dove ci sono

poche transizioni di spessore. Per realizzare forme complesse, bisogna trovare un compromesso tra accuratezza dimensionale e densità del pezzo.

I parametri che determinano la scelta tra filamento e polvere sono: la geometria del pezzo, l'accuratezza dimensionale e la densità.

3.1.2.3 Processo produttivo

Il prodotto viene realizzato attraverso il movimento di un unico macchinario che possiede la fonte di energia termica e gli ugelli che depositano la materia prima.

La distribuzione della materia prima è controllata dal movimento relativo tra il macchinario e la superficie. L'energia cinetica posseduta dalle particelle che vengono distribuite sul pezzo è superiore a quella gravitazionale consentendo di depositare la polvere in ogni direzione. La materia prima viene apportata direttamente sulla zona fusa e fonde in volo oppure non appena la raggiunge; il tutto si solidifica quando la fonte di energia termica si sposta. Con questo metodo di produzione la velocità di raffreddamento è elevata. Per realizzare uno strato sono necessari più passaggi del macchinario. La fig. 16 fornisce una rappresentazione semplificata del funzionamento del processo DED al laser con apporto di polvere.

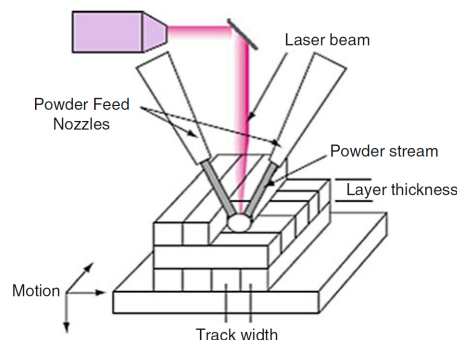


Figura 16: Rappresentazione semplificata del funzionamento del processo di produzione DED. Fonte: [7].

3.2 DIFFERENZE DALLA PRODUZIONE TRADIZIONALE

Seguono delle considerazioni che permettono di comprendere meglio le differenze tra la produzione additiva e quella tradizionale.

La produzione additiva presenta meno vincoli di progettazione. È possibile realizzare geometrie più complesse che consentono di rendere i pezzi più leggeri a parità di prestazioni e quindi di ottenere un risparmio di materiale. Inoltre si possono realizzare oggetti con meno vincoli di design rispetto alla produzione tradizionale. Da quest'ultimo punto nasce la personalizzazione di massa, ovvero la possibilità

di realizzare prodotti singoli su misura del cliente, che hanno quindi un valore maggiore a fronte di un costo di realizzazione delle varianti molto piccolo.

È possibile abbattere i costi delle apparecchiature dedicate alla realizzazione di un singolo prodotto (es. stampi, calchi ecc.), i macchinari che permettono di realizzare la produzione additiva sono generici.

È possibile mantenere una quantità inferiore di scorte in magazzino, perché i pezzi di ricambio possono essere prodotti in tempo reale e solo quando servono, diminuendo i costi in particolare dove i pezzi sono costosi e dove c'è necessità di averli subito. I costi unitari di produzione dei pezzi potrebbero essere maggiori, ma sarebbero compensati dai risparmi derivanti dall'ottimizzazione delle scorte in magazzino.

Permette di diminuire i costi di produzione e di migliorare le prestazioni meccaniche laddove un prodotto sia realizzato mediante assemblaggio di più componenti, infatti con la produzione additiva è possibile realizzare prodotti complessi con un unico processo.

La produzione additiva non risente delle economie di scala, il costo di produzione è indipendente dalla quantità prodotta e non è necessario realizzare un lotto minimo.

Dal punto di vista ambientale non è semplice valutare tutte le conseguenze che questo tipo di produzione genera. Impattano in modo positivo il minor utilizzo di materia prima¹ e la maggior efficienza della filiera logistica (in funzione della diminuzione degli scarti). In termini potenzialmente negativi agisce invece il fatto che i processi di fusione delle polveri hanno un consumo di energia per unità di massa di materia prima molto superiore rispetto ai processi tradizionali; inoltre, la produzione di polveri di metallo richiede più energia rispetto alla produzione tradizionale di lingotti con conseguenza anche sul costo della materia prima.

¹ Tipicamente, per realizzare un prodotto del peso di 1 kg mediante un procedimento di fusione servono circa 4 kg di materia, mentre nel caso della produzione additiva ne bastano circa 1,1-1,5 kg.

PRESTAZIONI A FATICA DI PROVINI IN Ti6Al4V REALIZZATI CON PRODUZIONE ADDITIVA

I parametri principali che influenzano la vita a fatica per prodotti in Ti6Al4V realizzati con produzione additiva sono [13]:

- microstruttura;
- porosità;
- tensioni residue;
- finitura superficiale.

In questo capitolo si individua in che modo i parametri di processo influenzano le caratteristiche principali del materiale che fanno variare la vita a fatica. Inoltre sono stati raccolti i dati presenti in letteratura che riguardano le prestazioni a fatica del Ti6Al4V realizzato con produzione additiva ponendo particolare attenzione ai parametri principali che influenzano la vita.

Sono stati considerati i metodi di produzione DED e PBF; i risultati a fatica per il processo PBF sono stati suddivisi in funzione del tipo di fonte termica utilizzata (laser o e-beam).

4.1 PBF

Nonostante le tecnologie laser PBF e e-beam PBF siano molto simili, le differenze dettate dalla presenza della diversa fonte di energia termica hanno richiesto di suddividere i due metodi.

4.1.1 Laser PBF

4.1.1.1 Influenza dei parametri di processo

Le informazioni presenti in questa sezione sono state ricavate grazie agli articoli [9, 10, 14, 19, 20].

STUDIO DELLA MICROSTRUTTURA Come ci si può aspettare, visto il grande gradiente termico che si verifica in questo processo, si forma una struttura martensitica molto fine. Il grano ha una forma lunga e stretta. La direzione di crescita del grano dipende dalla strategia di scansione, infatti in funzione della strategia si determina la direzione in cui viene rilasciato il calore della zona fusa.

Velocità di scansione A basse velocità di scansione la zona fusa diventa meno stabile, da cui consegue una larghezza delle tracce non costante, un maggior allineamento dei grani con la direzione di costruzione e una microstruttura di dimensioni maggiori.

Strategia di scansione Le strategie di scansione studiate sono visibili nella fig. 17. Utilizzando il primo tipo di scansione, in cui le tracce affiancate hanno direzioni opposte e le scansioni sono ripetute uguali strato dopo strato, si genera una crescita del grano con una doppia inclinazione che dipende dal verso del passaggio della scansione. Utilizzando il secondo tipo di scansione, con tracce parallele e scansioni uguali su tutti i piani, si ottiene un grano lungo e stretto che cresce in direzione opposta al rilascio del calore della zona fusa indicato in fig. 18. Utilizzando il terzo tipo di scansione, con tracce affiancate con direzioni opposte e scansioni ruotate strato dopo strato, i grani formano una struttura a griglia, di dimensione circa pari a quella della distanza tra i due tracce, con una forma comunque allungata e con due direzioni di crescita del grano, il primo parallelo alla direzione di costruzione, il secondo inclinato.

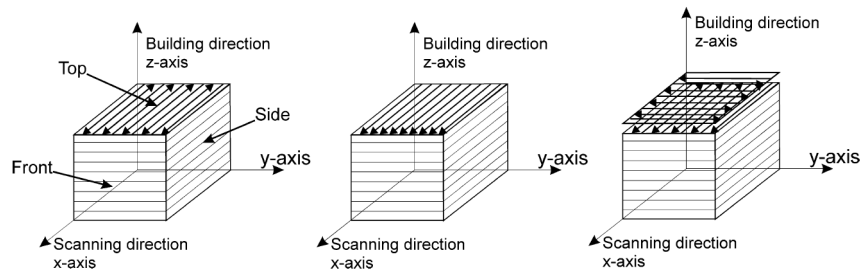


Figura 17: Rappresentazione di tre diverse strategie di scansione. Fonte: [19].

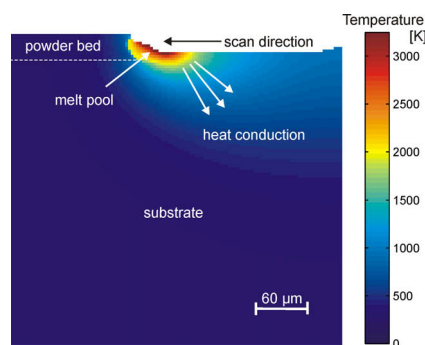


Figura 18: Profilo di temperatura della polvere di Ti6Al4V scansionata con laser PBF. Fonte: [19].

STUDIO DELLA POROSITÀ Sia la forma che la quantità di pori sono influenzati dai parametri di processo. Dalle fig. 19 e fig. 20 si ri-

cava che è possibile individuare una combinazione di parametri di processo che permette di minimizzare la porosità.

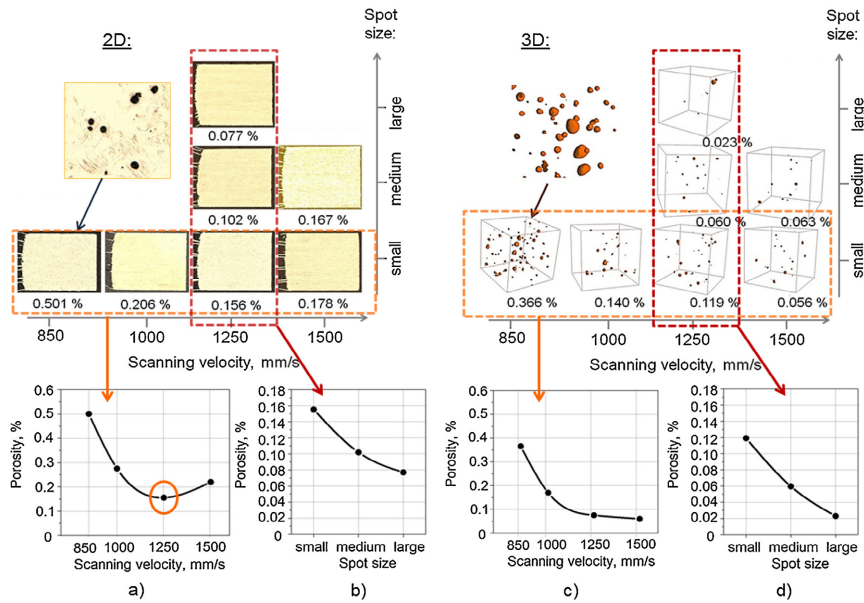


Figura 19: Porosità presente nel provino in Ti6Al4V prodotto con laser PBF al variare della velocità di scansione e della dimensione della zona focale. Fonte: [10].

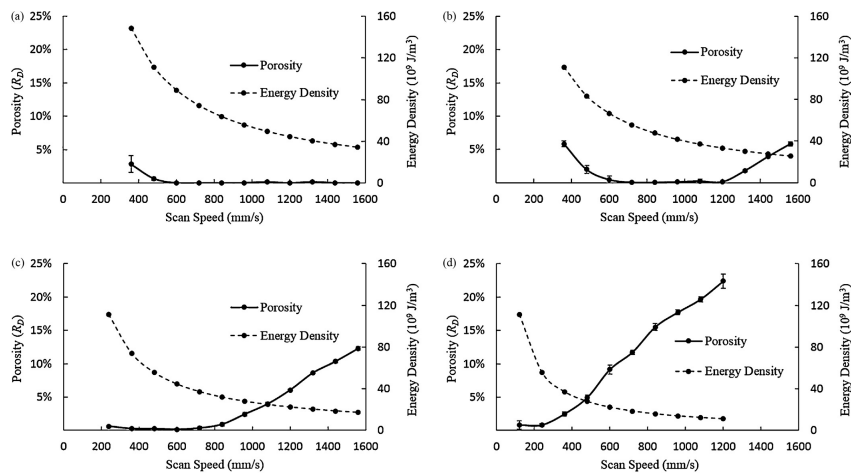


Figura 20: Porosità presente nel provino prodotto in Ti6Al4V con laser PBF a diversi livelli di potenza: (a) P=160W, (b) P=120W, (c) P=80W, (d) P=40W. Fonte: [9].

Velocità di scansione A basse velocità di scansione si ottiene una bassa densità del componente costruito dovuta alla presenza di grandi pori. I pori assumono una forma allungata e parallela alla direzione di scansione andando a diminuire le prestazioni del pezzo. Ad alte velocità di scansione si nota un aumento della densità e un aumento del numero di pori di piccole dimensioni vicini alla superficie.

Distanza tra due tracce Aumentando la distanza tra due scansioni rispetto al valore ottimale la densità diminuisce, questo perché si formano pori di forma allungata tra le tracce. Anche con basse distanze la densità diminuisce e si nota la formazione di grandi pori.

Strategia di scansione Utilizzando il terzo tipo di scansione in fig. 17 si ottiene il miglior valore di densità, inoltre la forma dei pori è più sferoidale migliorando le prestazioni del materiale.

Potenza del laser Dalla fig. 20 si nota che a basse potenze e alte velocità di scansioni la densità è bassa a causa della presenza di molte zone non completamente fuse all'interno del pezzo. Al contrario con alte potenze e basse velocità di scansione si verificano problemi di distorsioni dovute dalla presenza di forti tensioni residue.

STUDIO DELLA FINITURA SUPERFICIALE La finitura superficiale dipende:

- dallo spessore dello strato;
- dalla dimensione iniziale delle particelle;
- dalla geometria del pezzo.

Il valore della finitura superficiale dipende anche dalla direzione in cui viene effettuata la misura.

STUDIO DELLE TENSIONI RESIDUE Dalla fig. 21 si nota come le tensioni residue superficiali siano positive, mentre al di sotto della superficie siano negative. Questo comportamento si attribuisce al fatto che il restringimento degli strati superiori genera una compressione di quelli sottostanti. Ogni strato aggiunto genera quindi una compressione di quelli sottostanti.

Densità di energia Le tensioni residue crescono all'aumentare della densità di energia, perché si genera una zona liquida di maggiori dimensioni e di conseguenza un maggior restringimento dopo la solidificazione.

Lunghezza di una singola scansione Le tensioni residue crescono quando la lunghezza della scansione aumenta. Se la lunghezza della scansione aumenta non si riesce a compensare in modo adeguato il restringimento che avviene in direzione opposta a quella della scansione.

4.1.1.2 *Prestazioni a fatica*

Le figg. 22, 23 presentano i risultati ottenuti per la vita a fatica di provini in Ti6Al4V degli studi che saranno analizzati in questa sezione.

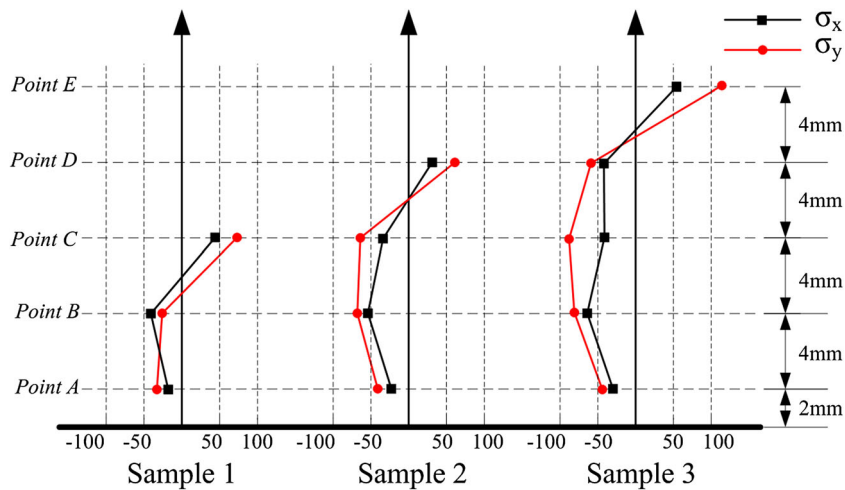


Figura 21: Analisi delle tensioni residue, in MPa, in direzione verticale presenti in tre provini differenti in altezza. Fonte: [14].

SENZA LAVORAZIONI POST-PROCESSO Edward e Ramulu [5] hanno studiato la vita a fatica di provini in Ti6Al4V prodotti con laser PBF senza poi applicare nessuna lavorazione post-processo. Hanno individuato una rugosità superficiale R_a compresa tra 30 e 38 μm , questa variabilità dipende dall'orientamento con cui è stato costruito il pezzo e dalla direzione in cui si effettua la misura. La microstruttura è martensitica e si è generata per il veloce raffreddamento. La porosità è stata individuata, è presente ma non è stata misurata con precisione. Le tensioni residue variano tra 300 e 500 MPa in superficie e possono essere sia positive che negative sotto la superficie in funzione della geometria del pezzo.

La vita a fatica del materiale dipende dalla direzione in cui viene effettuata la prova. Questa variabilità viene attribuita ad eventuali allineamenti della prova con la microstruttura del materiale. Il materiale testato ha ottenuto scarse prestazioni a fatica, di molto inferiori a quelle del materiale con produzione tradizionale, a causa delle alte tensioni residue, della presenza di porosità e dell'elevata rugosità.

SOLO LAVORAZIONI SUPERFICIALI Edward e Ramulu [5] hanno studiato la vita a fatica di provini che hanno subito una lavorazione superficiale per migliorare la finitura superficiale. La microstruttura e le tensioni residue sono le medesime dei provini realizzati da Edward e Ramulu senza lavorazione superficiale. La rugosità misurata è $R_a=0.89 \mu\text{m}$. Le prestazioni a fatica sono aumentate, ma rimangono ancora molto inferiori a quelle degli altri studi e del materiale con produzione tradizionale a causa della grande quantità di difetti presenti nei provini.

Xu et al. [23] hanno individuato martensite aciculare α' e la presenza di grani colonnari β . Modificando i parametri di processo, in particolare la distanza focale rispetto la superficie e la densità di ener-

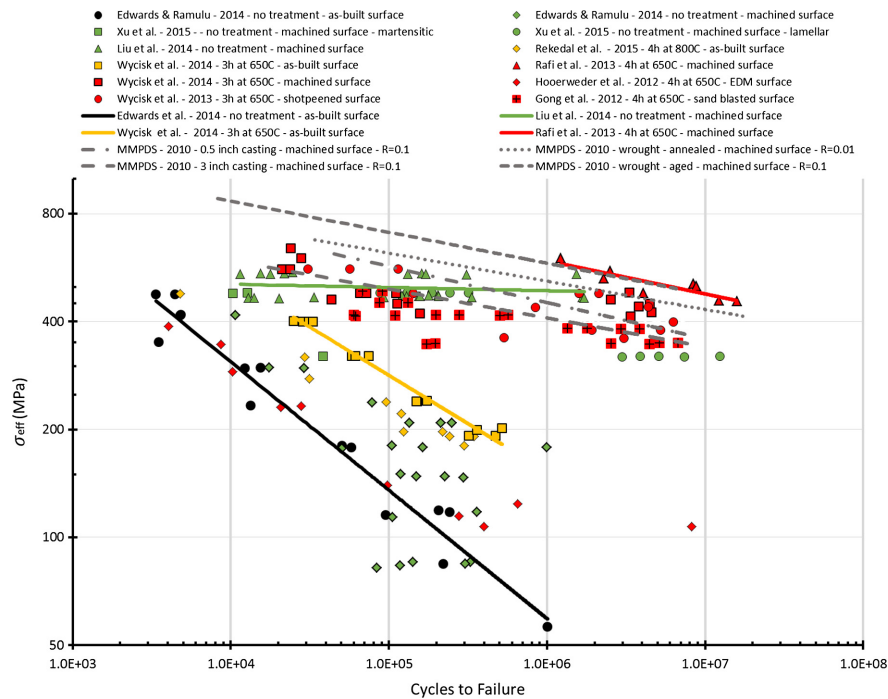


Figura 22: Prestazioni a fatica di provini in Ti6Al4V realizzati con laser PBF e testati con rapporto di ciclo $R \approx 0$. Simboli neri: né trattamento termico né lavorazione superficiale. Simboli verdi: solo lavorazione superficiale. Simboli gialli: solo trattamento termico. Simboli rossi: sia trattamento termico che lavorazione superficiale. Sono inoltre presenti i dati delle prestazioni a fatica, forniti da MMPDS, di provini in Ti6Al4V realizzati con produzione tradizionale per confronto. Fonte: [13].

già apportata, la struttura ottenuta è lamellare fine, con una larghezza delle lamelle di circa $0,31 \mu\text{m}$. Per ottenere la struttura lamellare fine da quella martensitica è necessario portare il pezzo poco oltre $400 \text{ }^\circ\text{C}$ per 2 ore, che rappresenta la temperatura minima per decomporre la struttura martensitica senza ingrandire le lamelle. Le prestazioni del materiale con struttura lamellare sono assimilabili a quelle di una produzione tradizionale e sono maggiori di quelle del materiale con struttura martensitica. La presenza di martensite di forma acidulare diminuisce le prestazioni a fatica, inoltre è favorita la propagazione delle cricche lungo i bordi dei grani.

I provini realizzati da Leuders et al. [11] presentano tensioni residue comprese tra i 90 e i 230 MPa sulla superficie e tra 260 e 700 MPa $100 \mu\text{m}$ al di sotto. La microstruttura del materiale è martensite. La porosità presente influenza molto le prove a fatica ad alto numero di cicli; infatti i provini hanno prestazioni migliori del materiale con produzione tradizionale a basso numeri di cicli, inferiore a 30000 cicli, al contrario hanno prestazioni inferiori ad alto numero di cicli. La rottura viene attribuita ai pori di dimensioni simili maggiormente presenti all'interno del materiale e non ai pori più grandi.

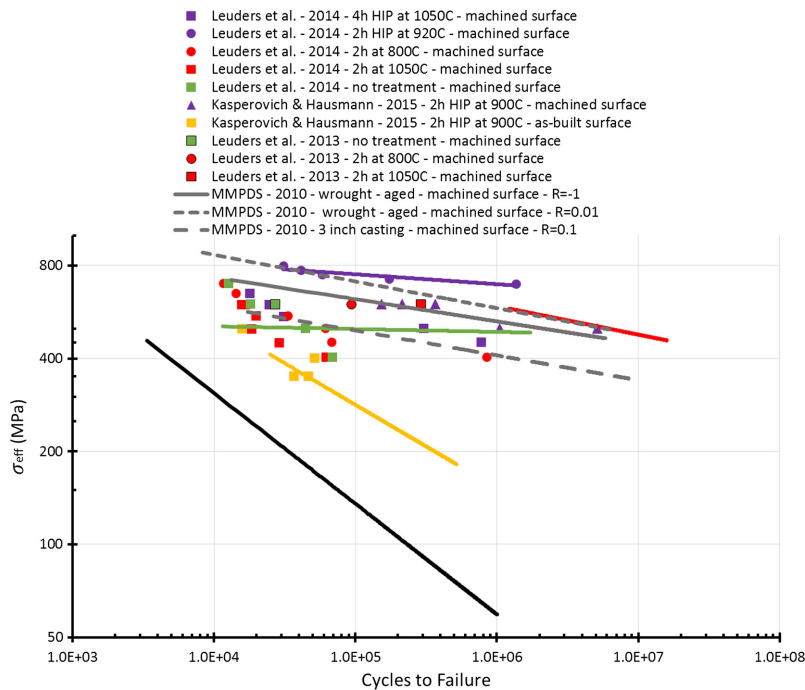


Figura 23: Prestazioni a fatica di provini in Ti6Al4V realizzati con laser PBF e testati con rapporto di ciclo $R=-1$. Simboli neri: né trattamento termico né lavorazione superficiale. Simboli verdi: solo lavorazione superficiale. Simboli gialli: solo trattamento termico. Simboli rossi: sia trattamento termico che lavorazione superficiale. Simboli viola: trattamento HIP e lavorazione superficiale. Sono inoltre presenti i dati delle prestazioni a fatica, forniti da MMPDS, di provini in Ti6Al4V realizzati con produzione tradizionale e le rette di regressione dei migliori risultati presenti in fig. 22 per confronto. Fonte: [13].

SOLO TRATTAMENTO TERMICO Wycisk et al. [22] hanno analizzato la vita a fatica di provini che hanno subito un trattamento termico. I provini sono stati mantenuti a una temperatura di 650 °C per 3 ore. La rugosità dei provini è $R_a=12\mu\text{m}$, un valore decisamente più basso di quello misurato da Edward e Ramulu [5]. In tutte le prove effettuate la rottura a fatica ha inizio sulla superficie del materiale. Le prestazioni a fatica sono inferiori a quelle del materiale tradizionale.

TRATTAMENTO TERMICO E SUPERFICIALE Wycisk et al. [22] hanno inoltre studiato i provini dopo aver applicato loro sia un trattamento termico che una lavorazione superficiale e una pallinatura. I provini sono stati mantenuti a una temperatura di 650 °C per 3 ore. Le prestazioni a fatica sono migliorate rispetto agli provini testati da Wycisk et al. che non hanno subito lavorazioni superficiali. La rottura ha origine sia sulla superficie dei provini che a causa di zone interne non completamente fuse. In particolare si evidenzia la presenza di rotture a basso numero di cicli che partono dalla superficie e rotture ad alto numero di cicli che si innescano dai difetti interni. Questo

genera una grande variabilità nei risultati ottenuti.

Gong et al. [8] hanno analizzato i provini dopo aver applicato un trattamento termico e una leggera sabbiatura. Il provino è stato mantenuto a 650 °C per 4 ore. La sabbiatura è stata eseguita per rimuovere le particelle parzialmente fuse attaccate alla superficie. La microstruttura prima del trattamento termico consiste in grani α e martensite α' , il trattamento ha ingrossato i grani. La rottura inizia in alcuni casi dalla superficie, in altri casi da difetti interni. Le prestazioni sono di poco inferiori a quelle del materiale con produzione tradizionale.

Rafi et al. [16] hanno studiato la vita a fatica di provini che sono stati mantenuti a una temperatura di 650 °C per 4 ore. La microstruttura martensitica è stata modificata dal trattamento termico diventando in parte lamellare. L'innescò della rottura a fatica avviene per la presenza di difetti della dimensione di circa 50 μm posizionato poco sotto la superficie. Le prestazioni a fatica superano di poco quelle del materiale con produzione tradizionale.

Leuders et al. [11] hanno analizzato provini che sono stati portati a una temperatura di 800 °C per 2 ore oppure di 1050 °C per 2 ore. La struttura non presenta evidenti cambiamenti dopo il trattamento a 800 °C, mentre dopo il trattamento a 1050 °C è visibile la crescita dei grani e la quantità di fase β è maggiore. Dopo entrambi i trattamenti le tensioni residue sono quasi assenti. Non si verifica un incremento delle prestazioni a fatica rispetto ai provini senza trattamento termico, ciò si suppone sia dovuto alla struttura più grossolana che si forma dopo il trattamento. La rottura è sempre attribuita alla presenza di difetti interni.

Leuders et al. [11] hanno inoltre studiato provini che hanno subito un trattamento HIP. I provini sono stati sottoposti a una pressione di 100 MPa ed a una temperatura di 920 °C o 1050 °C per 2 ore. Questo trattamento porta ad una piccola crescita dei grani e alla formazione di fase β . La densità cresce e raggiunge il 99,77%. Le prestazioni a fatica sono state incrementate, i provini che hanno subito il trattamento a 1050 °C presentano un limite a fatica inferiore dovuto alla presenza di una microstruttura leggermente più grande. I provini che hanno subito il trattamento a 920 °C hanno una vita a fatica superiore a quella del materiale con produzione tradizionale.

Kasperovich e Hausmann [10] hanno studiato la vita a fatica di provini che hanno subito un trattamento HIP. Il trattamento è stato eseguito a 900 °C per 2 ore. La porosità trovata è di 0,012%, un valore molto basso. La microstruttura ha una forma colonnare ed è composta al 94% di fase α e al 6% di fase β . Le prestazioni a fatica sono inferiori a quelle dei provini di Leuders et al. [11], questo si attribuisce alla maggiore dimensione dei grani, ma comunque assimilabili a quelle del materiale con produzione tradizionale. La rottura a fatica ha luogo a causa di difetti interni, in particolare per la presenza di zone non completamente fuse.

4.1.2 E-beam PBF

Non sono presenti in letteratura molti studi che riguardano l'e-beam PBF, questo non ha permesso di individuare come i parametri di processo influenzano le caratteristiche del materiale che modificano la vita a fatica. In seguito vengono presentati due studi che hanno analizzato le prestazioni a fatica di provini prodotti con e-beam PBF.

4.1.2.1 Prestazioni a fatica

Brandl et al. [3] hanno analizzato la vita a fatica di provini dopo una lavorazione superficiale e un trattamento HIP. Il provino è stato mantenuto a una temperatura di 843 °C per 4 ore. La lucidatura elettrochimica ha rimosso uno strato superficiale di circa 60 µm, rimuovendo anche le tensioni residue superficiali. La struttura è a lamelle incrociate, le lamelle hanno uno spessore di circa 2 µm. Il grano ha una forma colonnare che si sviluppa in direzione di costruzione del provino. Le prestazioni a fatica sono superiori a quelle del materiale prodotto con produzione tradizionale. Non sono presenti rotture a basso numero di cicli. I risultati ottenuti a fatica sono visibili in fig. 24.

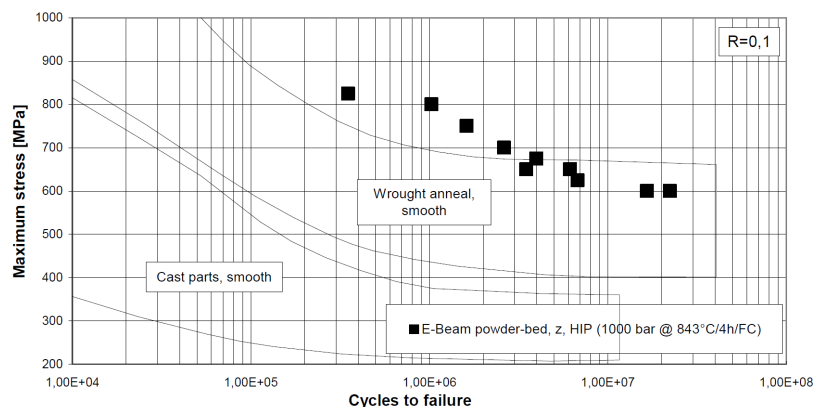


Figura 24: Prestazioni a fatica di provini in Ti6Al4V realizzati con e-beam PBF, dopo aver subito un HIP e una lavorazione superficiale. Fonte: [3].

Chan et al. [4] hanno analizzato la vita a fatica di provini senza lavorazione superficiale e di provini che hanno subito una elettroerosione. La finitura superficiale del provino non lavorato è $R_a=131 \mu\text{m}$ mentre dopo l'elettroerosione è $R_a=5-7 \mu\text{m}$. La rugosità del materiale non lavorato è molto alta a causa delle particelle non completamente fuse attaccate alla superficie, delle cavità presenti sulla superficie, dello spessore di produzione elevato e dell'elevata grandezza della polvere. I provini presentano una struttura composta da fase α e β acidulare e la fase α martensitica. Viene individuata porosità superficiale ma non all'interno. La vita a fatica è inferiore al 70%, per i provini senza lavorazione superficiale e superiore del 10%, per i provini con lavo-

razione superficiale, rispetto ai provini ottenuti per pressofusione. La rottura parte dalla superficie.

4.2 DED

Il processo DED può essere realizzato apportando materia prima sotto forma di polvere o filo. L'influenza dei parametri di processo si basa su studi che realizzano il pezzo partendo dalla polvere. Il metodo di produzione che utilizza il filo non è stato molto studiato anche se comporta diversi vantaggi rispetto l'utilizzo della polvere [1], in particolare:

- possibilità di avere una portata di materiale maggiore;
- contaminazione del materiale minore per il rapporto superficie/peso inferiore, quindi una qualità maggiore;
- costo inferiore della materia prima;
- maggiore ripetibilità perché la preparazione del processo e il processo sono più semplici.

4.2.0.2 *Influenza dei parametri di processo*

Le informazioni presenti in questa sezione sono state ricavate grazie agli articoli [6, 21].

STUDIO DELLA MICROSTRUTTURA I grani hanno generalmente una forma di tipo colonnare. La direzione di crescita del grano è parallela alla direzione in cui la zona fusa rilascia calore, principalmente attraverso il materiale con cui è a contatto. La crescita dei grani avviene inoltre perché sono poco presenti i fattori che permettono ad un nuovo grano di nucleare. La dimensione dei grani aumenta se diminuisce la velocità di scansione o se aumenta la potenza del laser.

La microstruttura è composta di listelli incrociati di α e β . I listelli aumentano di dimensione strato dopo strato perché la temperatura del pezzo aumenta man mano che viene costruito, con una conseguente diminuzione della velocità di raffreddamento. La dimensione dei listelli cresce se aumenta la potenza del laser, se diminuisce la velocità di scanner o se aumenta la portata di materia prima.

STUDIO DELLA POROSITÀ La porosità si può presentare se la potenza della fonte termica non è sufficiente, generando delle zone che non si fondono all'interno del pezzo prodotto. Inoltre la porosità si presenta se la velocità di scansione è elevata. Se la portata del materiale è bassa la porosità è maggiore nella parte bassa del materiale.

STUDIO DELLA FINITURA SUPERFICIALE I fattori principali che influenzano la finitura superficiale nella produzione DED sono:

- la potenza della fonte termica;
- la velocità di scansione;
- il dimensione del punto focale;
- l'angolo di incidenza della polvere sul materiale;
- l'angolo di curvatura del materiale;
- lo spessore dello strato.

La presenza di particelle non completamente fuse che aderiscono sulla superficie del materiale generano un peggioramento della rugosità. Per ovviare a questo problema si deve intervenire sull'angolo di incidenza della polvere sul materiale in modo tale da evitare che la polvere rimbalzi sulla zona fusa, inoltre è necessario far fondere le particelle prima che raggiungano la zona fusa. Una potenza e una velocità dello scanner maggiore migliorano sia la rugosità che l'ondulazione. In generale per ottenere una finitura superficiale migliore è necessario diminuire lo spessore dello strato e implementare un controllo della temperatura del materiale.

4.2.0.3 Prestazioni a fatica

Baufeld et al. [1, 2] hanno studiato la vita a fatica di provini prodotti con DED, realizzati con due diverse fonti termiche, laser o TIG (tungsten inert gas), il materiale è stato apportato mediante filo. Tutti i provini hanno subito una lucidatura elettrolitica, alcuni un trattamento termico, sono stati mantenuti a 843 °C per 2 ore. In entrambi i processi si vedono dei rigonfiamenti laterali paralleli alla direzione di scansione e grani colonnari che seguono la direzione del gradiente termico massimo. La microstruttura dipende dall'altezza del pezzo. Nella parte bassa, dove la velocità di raffreddamento è maggiore c'è una struttura a lamelle incrociate, in alto c'è una struttura colonnare che parte dai bordi grano. Nel procedimento con il laser è presente anche martensite. Le lamelle hanno una larghezza di circa 0.6 μm e sono più ampie nella parte bassa dei provini. Il trattamento termico non modifica molto la microstruttura del pezzo, dopo il trattamento le lamelle sono larghe circa 1 μm , il trattamento toglie la martensite presente. Le lamelle sono di fase α e contenute in una matrice di fase β . La superficie dove avviene la rottura è molto rugosa, l'origine della rottura è attribuibile alla presenza di pori o alla superficie. La frattura si estende nell'interfaccia tra la fase α e quella β . I provini senza trattamento termico realizzati con TIG presentano una grande variabilità nella vita a fatica che diminuisce nei provini, la variabilità

è inferiore per i provini che hanno subito il trattamento termico. I provini realizzati con il laser presentano qualche rottura a pochi cicli ma generalmente un'ottima vita a fatica. Si evidenzia la dipendenza della vita a fatica dalla direzione in cui viene effettuata la prova. I provini che hanno subito il trattamento termico presentano un limite a fatica superiore a quello con produzione tradizionale. I risultati ottenuti a fatica sono visibili in fig. 25.

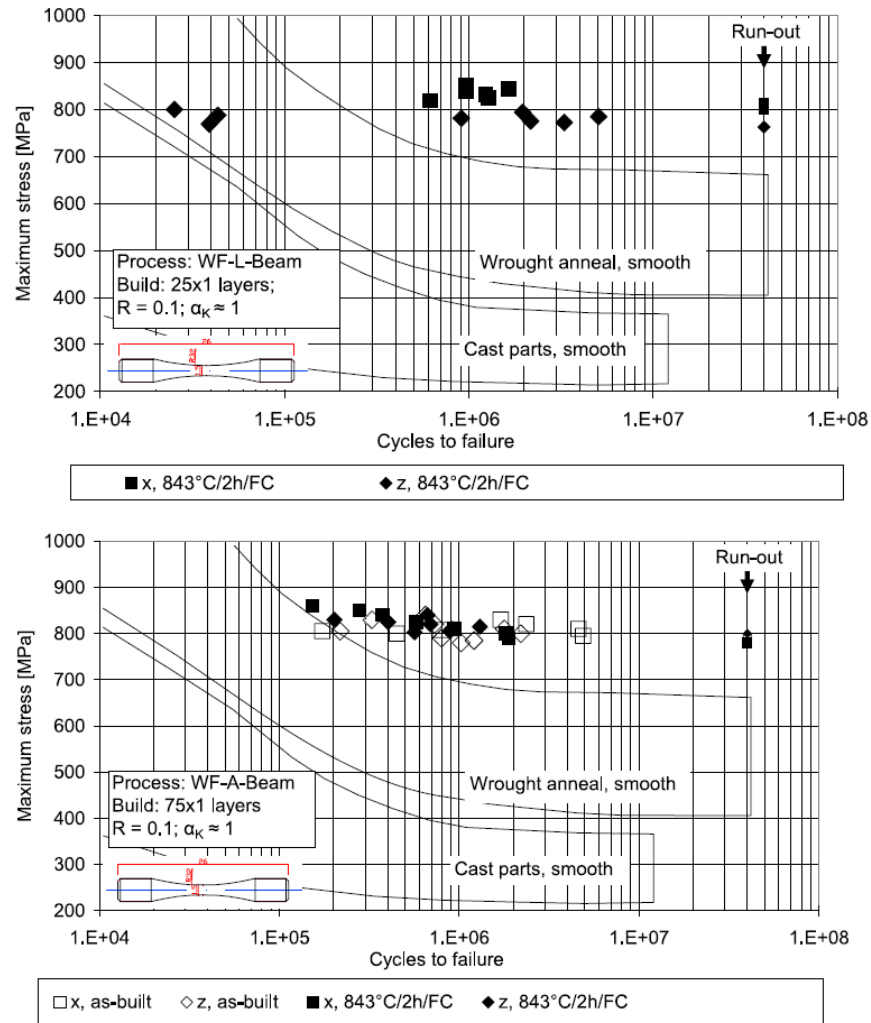


Figura 25: Prestazioni a fatica di provini in Ti6Al4V realizzati con laser DED (WF-L-Beam) e con tungsten inert gas DED (WF-A-Beam). Fonte: [2].

Sterling et al. [18] hanno studiato la vita a fatica di provini prodotti con DED, la fusione avviene grazie al laser e il materiale è stato apportato mediante polvere. Tutti i provini hanno subito una lavorazione superficiale. Sono stati testati sia provini (1) senza trattamento termico che con trattamento. Alcuni (2) hanno subito una ricottura a 704 °C per un ora, altri (3) sono stati mantenuti a 1050 °C per 2

ore. La struttura dei provini (1,2) è formata da grani colonnari lunghi e sottili, sui bordi del pezzo sono presenti grani equiassici che la lavorazione superficiale ha tolto. (3) presenta invece grani più corti, larghi e grandi, con la presenza di lamelle α . (1,3) hanno prestazioni simili, (1) ha una grande variabilità generata dalla presenza di molti difetti, (3) ha buone prestazioni per la struttura di tipo lamellare. (2) presenta la vita a fatica inferiore, probabilmente perché è meno duttile e si suppone che la ricottura tolga gli effetti positivi delle tensioni residue. Tutti i provini presentano prestazioni migliori del materiale con produzione tradizionale a basso numero di cicli, mentre prestazioni inferiori ad alto numero di cicli. Per (1,2) la rottura ha inizio per il grande numero di pori presenti appena sotto la superficie di dimensioni di circa 20-30 μm . Per (3) la rottura ha inizio dal bordo delle lamelle vicine alla superficie. Secondo Sterling et al. la porosità influisce sulla vita a fatica in funzione di questi quattro fattori: la dimensione, la distanza reciproca, la forma e la distanza dalla superficie dei pori. Le prestazioni a fatica ottenute sono presenti in fig. 26.

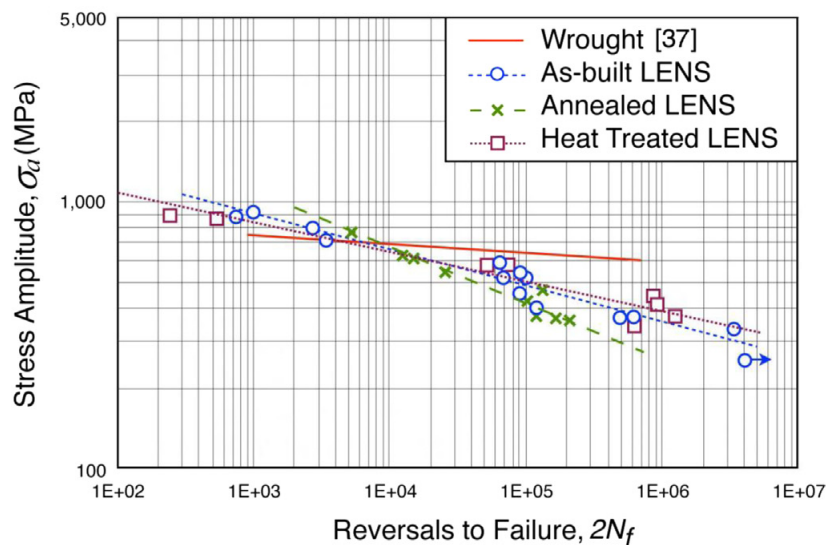


Figura 26: Prestazioni a fatica di provini in Ti6Al4V realizzati con laser DED.
Fonte: [18].

CONFRONTO

I parametri principali che influenzano la vita a fatica sono:

- microstruttura;
- finitura superficiale;
- tensioni residue;
- porosità;
- difetti.

È possibile far variare le caratteristiche del materiale prodotto attraverso la scelta del metodo di produzione, dei parametri di processo e attraverso lavorazioni superficiali, trattamenti termici o termomeccanici.

In questo capitolo vengono fornite le informazioni, ricavate dagli articoli analizzati, sui parametri che influenzano la vita a fatica dei provini che non hanno subito trattamenti termici o lavorazioni superficiali e l'analisi qualitativa dei risultati ottenibili con i trattamenti post processo.

MICROSTRUTTURA

Laser PBF I grani hanno forma colonnare e sono paralleli alla direzione di smaltimento del calore [23, 10]. La microstruttura ottenuta è martensitica [5, 8, 11, 23, 16], ma è possibile ottenere una struttura lamellare fine ottimizzando i parametri di processo [23], la struttura lamellare incrementa la vita a fatica dei componenti rispetto a quella martensitica [12].

E-beam PBF I grani hanno forma colonnare e crescono in verso opposto alla direzione in cui la zona fusa rilascia calore [3, 4]. La microstruttura ottenuta è fase α e fase β aciculare con martensite α' [4].

DED Si formano grani colonnari molto lunghi [1, 2, 18] e sferici sul bordo dei provini [18]. La microstruttura, che dipende dalla posizione in altezza nel pezzo [1], è a lamelle intrecciate [1, 2, 18] e colonnare nella parte alta dei componenti [1], con la presenza di martensite [2].

La macrostruttura è uguale per tutti i metodi di produzione, si formano grani colonnari molto lunghi che crescono paralleli alla direzione di smaltimento del calore. La microstruttura è invece differente per i tre metodi di produzione. Quella che permette di ottenere le migliori prestazioni a fatica è la lamellare fine, presente nella produzione con DED. La martensite, presente nella produzione con laser PBF, diminuisce le prestazioni a fatica. Nel prodotto realizzato con processo produttivo DED è presente una doppia microstruttura perché strato dopo strato la temperatura del pezzo aumenta, di conseguenza si rallenta il raffreddamento, viceversa nei processi PBF la temperatura è controllata e costante. Per incrementare le prestazioni dei materiali che presentano martensite è necessario eseguire un trattamento termico in modo da ottenere una struttura lamellare; bisogna però porre attenzione a non ingrossare la microstruttura per non peggiorare le prestazioni a fatica.

FINITURA SUPERFICIALE

Laser PBF La rugosità superficiale individuata in letteratura è compresa tra $Ra=12\mu\text{m}$ e $Ra=40\mu\text{m}$ [5, 22].

E-beam PBF La rugosità misurata è di $Ra=130\mu\text{m}$ [4].

La finitura superficiale dipende:

- dalla direzione della misurazione;
- dallo spessore dello strato;
- dalla geometria del pezzo;
- dalla dimensione iniziale delle particelle di polvere.

DED La rugosità misurata è di $Ra=5\mu\text{m}$ [13].

In generale, il processo DED fornisce una finitura superficiale migliore che, in funzione dell'applicazione del componente realizzato, può essere ritenuta sufficiente senza ricorrere ad una lavorazione superficiale. Il processo e-beam PBF mostra un'alta rugosità a causa della presenza di particelle non completamente fuse che aderiscono alla superficie, delle cavità superficiali, dell'elevato spessore di produzione e dell'elevata dimensione della polvere.

TENSIONI RESIDUE

Laser PBF Sono presenti e assumono valori compresi tra 100 e 500 MPa sulla superficie [5, 11] e possono essere sia positive che negative sotto la superficie [5].

Gli autori degli articoli citati in bibliografia non hanno approfondito lo studio delle tensioni residue dei provini realizzati nei processi produttivi e-beam PBF e DED. Non è possibile effettuare pertanto un confronto ma solamente un esame qualitativo rinviando la valutazione quantitativa a ulteriori studi.

Nel processo laser PBF le tensioni residue dipendono fortemente dalla forma del provino. In particolare se lo spessore del pezzo è sottile le tensioni sono negative e quindi favoriscono la vita a fatica; se lo spessore è elevato allora si generano tensioni positive superficiali e negative sotto la superficie.

Si suppone che le tensioni residue presenti nei componenti realizzati con e-beam PBF siano inferiori rispetto al processo laser PBF, perché le polveri sono preriscaldate ad una temperatura maggiore, la temperatura media del componente in fase di realizzazione è maggiore, la velocità di raffreddamento è inferiore.

POROSITÀ

Laser PBF È possibile ottimizzare i parametri di processo per minimizzare la porosità [9], è stata individuata nei provini realizzati da [5, 11, 23], nei provini analizzati nell'articolo [10] è molto bassa (0,08%).

E-beam PBF È presente porosità superficiale ma non all'interno [4].

DED I pori sono presenti appena sotto la superficie [18].

Il metodo di produzione che consente di ottenere la minore quantità di porosità è il laser PBF. Però, non è solo la quantità di porosità presente ad influenzare la vita a fatica di un componente, bisogna considerare anche: la dimensione, la distanza reciproca, la vicinanza alla superficie e la forma dei pori [18].

È possibile ridurre la quantità di porosità presente nel componente con un trattamento termomeccanico HIP.

DIFETTI

I difetti principali che possono essere presenti nei componenti realizzati con produzione additiva sono le zone non completamente fuse, che con i giusti parametri di processo è possibile minimizzare, e le impurità fra cui sono critici specialmente l'ossigeno e l'idrogeno, per l'elevata reattività del titanio con questi elementi. Le impurità sono maggiormente presenti nei metodi di produzione che utilizzano la polvere rispetto al filo. I processi di produzione avvengono sempre

in ambienti controllati, con gas protettivi o sotto vuoto, che non permettono di raggiungere quantità critiche di elementi indesiderati nei pezzi prodotti.

TRATTAMENTI POST-PROCESSO

Le lavorazioni superficiali consentono di ridurre la rugosità e l'ondulazione sulla superficie e di generare tensioni superficiali negative; sono quasi sempre richieste data l'elevata rugosità presente nei componenti realizzati con produzione additiva.

I trattamenti termici e termomeccanici permettono di ridurre le tensioni residue e la porosità, di trasformare la struttura da martensitica a lamellare, ma con il rischio di ottenere una struttura più grande.

CONCLUSIONI

L'interesse per le proprietà meccaniche nei prodotti realizzati con produzione additiva è in crescita perché, a causa della diminuzione dei costi dei macchinari e dell'aumento della qualità di produzione, si realizzano prodotti strutturali e non solo prototipi.

Dal cap. 5, che presenta un confronto dei vari metodi di produzione in funzione di parametri principali che influenzano la vita a fatica dei componenti realizzati con produzione additiva, si ricava che: il processo DED realizza prodotti con microstruttura lamellare fine, che permette di ottenere le migliori prestazioni a fatica, e con la migliore finitura superficiale; il processo laser PBF realizza prodotti con la minore porosità e il processo e-beam PBF, basandosi su valutazioni qualitative, genera meno tensioni residue. A seconda delle applicazioni e delle possibilità di applicare trattamenti post-processo si sceglie il metodo di produzione più adatto.

La vita a fatica dei provini realizzati con produzione additiva che non hanno subito trattamenti post-processo mostra spesso la presenza di variabilità, che diminuisce dopo che i provini hanno subito un trattamento post-processo. Le prestazioni dei provini non trattati sono molto inferiori a quelle dei prodotti realizzati con produzione tradizionale. Se si applica una lavorazione superficiale la vita a fatica incrementa ma rimane più bassa di quella dei materiali con produzione tradizionale. Un incremento maggiore viene fornito se si applica un trattamento termico. Applicando sia una lavorazione superficiale che un trattamento termico, o un HIP che riduce anche la porosità, le prestazioni sono paragonabili, e in alcuni casi migliori, dei prodotti realizzati con produzione tradizionale.

La rottura a fatica si innesca a partire o dalla superficie o per la presenza di porosità interna. La finitura superficiale può essere migliorata con una lavorazione superficiale, la porosità può essere ridotta con un trattamento termomeccanico HIP. La propagazione della cricca viene rallentata dalla presenza di una microstruttura lamellare, è invece favorita dalla presenza di martensite o di una struttura aciculare; è possibile trasformare la microstruttura mediante un trattamento termico.

L'interesse per la produzione di prodotti finiti con la tecnica della produzione additiva nasce da diversi motivi. Con la produzione additiva è possibile modificare le geometrie dei componenti e realizzare prodotti più leggeri a parità di prestazioni rispetto alla produzione tradizionale. Per realizzare un prodotto è necessaria meno materia prima (per es. ne basta meno della metà rispetto alla pressofusione) ciò comporta una diminuzione degli sprechi e dei costi. È possibile

realizzare prodotti in quantità unitaria senza aumentare i costi perché questo tipo di produzione non richiede investimenti dedicati per ogni prodotto (es. stampi, calchi ecc.), i macchinari sono *general-purpose*. È possibile diminuire i costi di assemblaggio perché si possono realizzare componenti complessi con un unico stampaggio. Aumentano invece i costi energetici per la realizzazione dei prodotti e della materia prima.

La produzione additiva si adatta bene al tessuto industriale italiano, fortemente caratterizzato dalla presenza di piccole e medie imprese.

BIBLIOGRAFIA

- [1] Bernd Baufeld, Erhard Brandl, and Omer van der Biest. Wire based additive layer manufacturing: Comparison of microstructure and mechanical properties of ti-6al-4v components fabricated by laser-beam deposition and shaped metal deposition. *Journal of Materials Processing Technology*, 211(6):1146 – 1158, 2011. ISSN 0924-0136. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2011.01.018>. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0924013611000306>.
- [2] E. Brandl, B. Baufeld, C. Leyens, and R. Gault. Additive manufactured ti-6al-4v using welding wire: comparison of laser and arc beam deposition and evaluation with respect to aerospace material specifications. *Physics Procedia*, 5, Part B:595 – 606, 2010. ISSN 1875-3892. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.phpro.2010.08.087>. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1875389210005134>. Laser Assisted Net Shape Engineering 6, Proceedings of the {LANE} 2010, Part 2.
- [3] E. Brandl, C. Leyens, and F. Palm. Mechanical properties of additive manufactured ti-6al-4v using wire and powder based processes. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 26:012004, 2011. URL <http://iopscience.iop.org/article/10.1088/1757-899X/26/1/012004/meta>.
- [4] Kwai S. Chan, Marie Koike, Robert L. Mason, and Toru Okabe. Fatigue life of titanium alloys fabricated by additive layer manufacturing techniques for dental implants. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 44(2):1010–1022, 2012. ISSN 1543-1940. doi: [10.1007/s11661-012-1470-4](http://dx.doi.org/10.1007/s11661-012-1470-4). URL <http://dx.doi.org/10.1007/s11661-012-1470-4>.
- [5] P. Edwards and M. Ramulu. Fatigue performance evaluation of selective laser melted ti-6al-4v. *Materials Science and Engineering: A*, 598:327 – 337, 2014. ISSN 0921-5093. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2014.01.041>. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509314000720>.
- [6] Myriam Gharbi, Patrice Peyre, Cyril Gorny, Muriel Carin, Simon Morville, Philippe Le Masson, Denis Carron, and R my Fabro. Influence of various process conditions on surface finishes induced by the direct metal deposition laser technique on a ti-6al-4v alloy. *Journal of Materials Processing Technology*, 213(5):791 – 800, 2013. ISSN 0924-0136. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/>

- j.jmatprotec.2012.11.015. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0924013612003408>.
- [7] I. Gibson, D. Rosen, and B. Stucker. *Additive Manufacturing Technologies: 3D Printing, Rapid Prototyping, and Direct Digital Manufacturing*. SpringerLink : Bücher. Springer New York, 2014. ISBN 9781493921133. URL <https://books.google.it/books?id=OPGbBQAAQBAJ>.
- [8] Haijun Gong, Khalid Rafi, Thomas Starr, and Brent Stucker. Effect of defects on fatigue tests of as-built ti-6al-4v parts fabricated by selective laser melting. In *Solid freeform fabrication symposium*, pages 499–506. University of Texas Austin, Texas, 2012.
- [9] Haijun Gong, Khalid Rafi, Hengfeng Gu, Thomas Starr, and Brent Stucker. Analysis of defect generation in ti-6al-4v parts made using powder bed fusion additive manufacturing processes. *Additive Manufacturing*, 1-4:87 – 98, 2014. ISSN 2214-8604. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.addma.2014.08.002>. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2214860414000074>. Inaugural Issue.
- [10] Galina Kasperovich and Joachim Hausmann. Improvement of fatigue resistance and ductility of tial6v4 processed by selective laser melting. *Journal of Materials Processing Technology*, 220:202 – 214, 2015. ISSN 0924-0136. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2015.01.025>. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0924013615000278>.
- [11] S. Leuders, M. Thöne, A. Riemer, T. Niendorf, T. Tröster, H.A. Richard, and H.J. Maier. On the mechanical behaviour of titanium alloy tial6v4 manufactured by selective laser melting: Fatigue resistance and crack growth performance. *International Journal of Fatigue*, 48:300 – 307, 2013. ISSN 0142-1123. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2012.11.011>. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S014211231200343X>.
- [12] C. Leyens and M. Peters. *Titanium and Titanium Alloys: Fundamentals and Applications*. Wiley, 2006. ISBN 9783527605200. URL <https://books.google.co.uk/books?id=okSA1N1xAxgC>.
- [13] P. Li, D.H. Warner, A. Fatemi, and N. Phan. Critical assessment of the fatigue performance of additively manufactured ti-6al-4v and perspective for future research. *International Journal of Fatigue*, 85:130 – 143, 2016. ISSN 0142-1123. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2015.12.003>. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0142112315004399>.
- [14] Yang Liu, Yongqiang Yang, and Di Wang. A study on the residual stress during selective laser melting (slm) of metal-

- lic powder. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, pages 1–10, 2016. ISSN 1433-3015. doi: 10.1007/s00170-016-8466-y. URL <http://dx.doi.org/10.1007/s00170-016-8466-y>.
- [15] A. Morri. Trattamenti termici delle leghe di titanio $\alpha+\beta$, correlazioni fra microstruttura e comportamento meccanico. *La metallurgia italiana*, 2008.
- [16] H. Khalid Rafi, Thomas L. Starr, and Brent E. Stucker. A comparison of the tensile, fatigue, and fracture behavior of ti-6al-4v and 15-5 ph stainless steel parts made by selective laser melting. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 69(5):1299–1309, 2013. ISSN 1433-3015. doi: 10.1007/s00170-013-5106-7. URL <http://dx.doi.org/10.1007/s00170-013-5106-7>.
- [17] Olaf Rehme and Claus Emmelmann. Reproducibility for properties of selective laser melting products. In *Proceedings of the Third International WLT-Conference on Lasers in Manufacturing, Munich*, pages 1–6, 2005.
- [18] Amanda J. Sterling, Brian Torries, Nima Shamsaei, Scott M. Thompson, and Denver W. Seely. Fatigue behavior and failure mechanisms of direct laser deposited ti-6al-4v. *Materials Science and Engineering: A*, 655:100 – 112, 2016. ISSN 0921-5093. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2015.12.026>. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509315307152>.
- [19] Lore Thijs, Frederik Verhaeghe, Tom Craeghs, Jan Van Humbeeck, and Jean-Pierre Kruth. A study of the microstructural evolution during selective laser melting of ti-6al-4v. *Acta Materialia*, 58(9):3303 – 3312, 2010. ISSN 1359-6454. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.actamat.2010.02.004>. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S135964541000090X>.
- [20] Ben Vandenbroucke and Jean-Pierre Kruth. Selective laser melting of biocompatible metals for rapid manufacturing of medical parts. *Rapid Prototyping Journal*, 13(4):196–203, 2007. doi: 10.1108/13552540710776142. URL <http://dx.doi.org/10.1108/13552540710776142>.
- [21] Xinhua Wu, Jing Liang, Junfa Mei, C. Mitchell, P.S. Goodwin, and W. Voice. Microstructures of laser-deposited ti-6al-4v. *Materials & Design*, 25(2):137 – 144, 2004. ISSN 0261-3069. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2003.09.009>. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0261306903001742>.
- [22] Eric Wycisk, Andreas Solbach, Shafaqat Siddique, Dirk Herzog, Frank Walther, and Claus Emmelmann. Effects of

defects in laser additive manufactured ti-6al-4v on fatigue properties. *Physics Procedia*, 56:371 – 378, 2014. ISSN 1875-3892. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.phpro.2014.08.120>. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S187538921400265X>. 8th International Conference on Laser Assisted Net Shape Engineering {LANE} 2014.

- [23] W. Xu, S. Sun, J. Elambasseril, Q. Liu, M. Brandt, and M. Qian. Ti-6al-4v additively manufactured by selective laser melting with superior mechanical properties. *JOM*, 67(3):668–673, 2015. ISSN 1543-1851. doi: 10.1007/s11837-015-1297-8. URL <http://dx.doi.org/10.1007/s11837-015-1297-8>.