

ALMA MATER STUDIORUM - UNIVERSITÀ DI BOLOGNA

SCUOLA DI INGEGNERIA E ARCHITETTURA
Sede di Forlì

CORSO DI LAUREA
IN INGEGNERIA MECCANICA

TESI DI LAUREA
in

Diagnostica Strutturale

**ADDITIVE MANUFACTURING DI RAME E OTTONE: ANALISI
COMPARATIVA DELLE PROPRIETÀ MECCANICHE E
MICROSTRUTTURALI**

CANDIDATO
Filippo Agostini

RELATORE:
Prof. Giorgio Olmi

Anno Accademico 2024-2025

Sessione III

SOMMARIO

ABSTRACT.....	4
1. INTRODUZIONE.....	5
2. STATO DELL'ARTE.....	7
2.1 Additive Manufacturing – principi generali.....	7
2.1.1 Linea temporale.....	8
2.2 Impiego e tecniche per metalli.....	10
2.2.1 Stereolithography.....	13
2.2.2 Direct Metal Laser Sintering.....	14
2.2.3 Laser Powder Bed Fusion.....	15
2.2.4 Selective Laser Melting.....	16
2.2.5 Multi-layer friction surfacing.....	17
2.2.6 Wire Arc Additive Manufacturing.....	18
2.2.7 Direct Energy Deposition.....	19
2.2.8 Friction Stir/Cold Spray Additive Manufacturing.....	20
2.2.9 Tecniche ibride ed emergenti.....	22
2.3 Rame e le sue leghe – proprietà e criticità.....	23
2.4 Dall'approccio convenzionale all'AM.....	26
2.5 Criticità e strategie di miglioramento.....	27
3. ANALISI DELLA LETTERATURA.....	30
3.1 Discussione comparativa sulle proprietà meccaniche delle leghe di rame: influenza della composizione chimica.....	30
3.2 Influenza dei trattamenti termici e post-processo sulle proprietà del rame e delle sue leghe.....	34
3.2.1 Principi di funzionamento dei trattamenti post-processo.....	36
3.3 Influenza del tipo di processo additivo sui risultati ottenuti.....	37
3.3.1 Processi a letto di polvere basati su laser: L-PBF, DMLS e MLFS.....	38
3.3.2 Processi a fascio elettronico: ED.....	39
3.3.3 Processi di deposizione diretta: DED e WAAM.....	39
3.3.4 Processi solid-state: FSAM e CSAM.....	41
3.3.5 Processo SLM.....	42
3.4 Comportamento a fatica – confronto sui lavori analizzati.....	43

3.4.1 Confronto tra processi additivi.....	43
3.4.2 Effetti dei trattamenti post-processo.....	46
3.4.3 Sintesi e tendenze generali.....	46
3.5 Confronto tra processi sul rapporto limite di fatica / resistenza a rottura.....	47
3.6 Influenza delle temperature sulle proprietà dei componenti in rame AM.....	49
3.7 Resistenza alla corrosione delle leghe di rame prodotte tramite AM.....	51
4. CONCLUSIONI.....	53
TABELLA COMPLETA.....	55
BIBLIOGRAFIE E SITOGRAFIE.....	63

ABSTRACT

Le tecnologie di Additive Manufacturing (AM) stanno assumendo un ruolo sempre più rilevante nella produzione di componenti metallici complessi, aprendo nuove opportunità anche per materiali ad alta conducibilità come il rame e le sue leghe. Questi materiali trovano impiego in ambiti strategici – elettronica, aerospazio, energia – grazie alla loro eccellente conducibilità termica ed elettrica, proprietà che, insieme all'elevata riflettività, pongono sfide significative nella lavorazione additiva.

La presente tesi, di natura compilativa, analizza la letteratura recente relativa all'AM di rame e leghe di rame, con particolare attenzione al comportamento meccanico e alla resistenza a fatica, parametro essenziale per l'affidabilità strutturale. Sono stati esaminati diversi articoli scientifici che riportano prove di trazione, fatica, durezza, analisi microstrutturale e resistenza alla corrosione, evidenziando il ruolo dei parametri di processo e dei trattamenti post-processo.

L'analisi comparativa mostra come tecniche quali trattamenti termici e HIP migliorino le proprietà meccaniche, mentre la microstruttura evidenzia difetti e geminazioni che influenzano la vita a fatica. I risultati raccolti mostrano un quadro delle potenzialità e dei limiti dell'AM per il rame e le sue leghe, suggerendo prospettive applicative e direzioni di ricerca future.

1. INTRODUZIONE

Negli ultimi anni l'Additive Manufacturing (AM) ha assunto un ruolo sempre più rilevante nel panorama della ricerca e dell'industria, rappresentando una tecnologia in grado di rivoluzionare il modo in cui vengono concepiti e realizzati i materiali metallici. All'interno di questo contesto, il rame e le sue leghe costituiscono un ambito di grande interesse, grazie alle loro proprietà peculiari e alle ampie potenzialità applicative in settori come l'elettronica, l'aerospaziale e l'energia.

Tuttavia, la produzione di componenti in rame e ottone tramite AM presenta ancora sfide significative, legate sia alle caratteristiche intrinseche dei materiali, sia all'interazione complessa con i parametri di processo. È quindi necessario comprendere in che modo i diversi studi scientifici abbiano affrontato tali problematiche, quali strategie siano state adottate per ottimizzare le proprietà finali e quali risultati siano stati raggiunti in termini di resistenza meccanica, comportamento a fatica, microstruttura e durabilità.

Questa tesi si pone l'obiettivo di raccogliere, analizzare e discutere criticamente la letteratura scientifica esistente riguardante l'Additive Manufacturing del rame e delle sue leghe, con particolare attenzione alle prove sperimentali e ai dati quantitativi riportati nei diversi studi. Attraverso un approccio compilativo, sono stati esaminati articoli di ricerca che affrontano aspetti quali:

- prove di trazione e proprietà meccaniche statiche;
- comportamento a fatica e resistenza alla propagazione delle cricche;
- microstruttura e meccanismi di frattura;
- durezza e trattamenti termici post-processo;
- resistenza alla corrosione in ambienti aggressivi.

I risultati sono stati raccolti e organizzati in tabelle comparative, accompagnati da testi discorsivi che ne illustrano le modalità di prova, i valori ottenuti e le interpretazioni fornite

dagli autori. Questo approccio consente non solo di avere un quadro completo e sistematico dei contributi scientifici esistenti, ma anche di mettere in luce i trend comuni, le discrepanze e le prospettive future di sviluppo.

La struttura del lavoro riflette questa impostazione:

- nel Capitolo 1 viene delineato il contesto generale e gli obiettivi della ricerca
- nel Capitolo 2 (Stato dell'arte) si approfondiscono le tecniche AM applicate al rame e alle sue leghe, insieme alle problematiche e ai vantaggi rispetto ai metodi convenzionali
- il Capitolo 3 (Analisi della letteratura) costituisce il cuore della tesi, dove vengono presentati e discussi in dettaglio i risultati degli articoli esaminati
- nel Capitolo 4 (Conclusioni), infine, vengono sintetizzati i principali risultati emersi dall'analisi critica e vengono indicate possibili direzioni per ricerche future

2. STATO DELL'ARTE

2.1 Additive Manufacturing – principi generali

L'Additive Manufacturing (AM), spesso indicato anche come stampa 3D, rappresenta una delle tecnologie più innovative e promettenti nel panorama della produzione industriale contemporanea. A differenza dei processi tradizionali basati sulla sottrazione di materiale (asportazione mediante fresatura, tornitura, rettifica) o sulla trasformazione plastica (stampaggio, forgiatura, colata), l'AM opera secondo un principio costruttivo radicalmente diverso: la realizzazione strato su strato di un componente tridimensionale a partire da un modello digitale. Questa logica di produzione additiva, in contrapposizione alla sottrattiva, consente di ridurre gli sprechi di materiale e di raggiungere geometrie complesse che risulterebbero difficilmente realizzabili o addirittura impossibili con le tecniche convenzionali.

L'obiettivo principale dell'AM è quello di fornire flessibilità progettuale e funzionale. Attraverso il controllo della deposizione del materiale, è infatti possibile integrare più funzioni in un singolo componente, ridurre il numero di assemblaggi, alleggerire le strutture mantenendo prestazioni meccaniche adeguate e ottimizzare le proprietà del pezzo in relazione alle specifiche esigenze applicative. Ne deriva un processo produttivo orientato alla personalizzazione e alla produzione on-demand, in grado di rispondere con rapidità a necessità specifiche senza l'obbligo di attrezzaggi costosi o lunghi tempi di avvio tipici della produzione di massa.

Dal punto di vista del principio fisico alla base, l'AM si fonda sulla digitalizzazione del processo. Ogni componente viene progettato attraverso un modello CAD (Computer Aided Design), successivamente 'scomposto' in una sequenza di strati bidimensionali mediante software dedicati (slicing). Il file così elaborato guida la macchina di produzione, che deposita o fonde progressivamente il materiale, strato dopo strato, fino a ricostruire l'oggetto tridimensionale. Questa stretta integrazione tra progettazione digitale e realizzazione fisica

consente un elevato grado di precisione e ripetibilità, oltre a facilitare modifiche e ottimizzazioni anche in fasi avanzate del ciclo di sviluppo.

Le applicazioni dell'additive manufacturing coprono oggi un ampio spettro di settori industriali e tecnologici. In ambito aerospaziale e automobilistico, l'AM è utilizzato per produrre componenti alleggeriti e strutture ottimizzate, con vantaggi significativi in termini di riduzione del peso e miglioramento dell'efficienza energetica. Nel settore biomedico, la possibilità di personalizzare gli impianti e le protesi in base all'anatomia del singolo paziente ha aperto nuove prospettive per la medicina rigenerativa e la chirurgia personalizzata. In campo energetico, l'AM trova applicazione nella realizzazione di scambiatori di calore ad alta efficienza, componenti per turbine e dispositivi di raffreddamento avanzati. Anche nel settore dei beni di consumo e del design, la stampa 3D si è affermata per la capacità di coniugare personalizzazione e rapidità produttiva.

Nel complesso, l'additive manufacturing si configura come una tecnologia abilitante per l'industria 4.0, poiché coniuga digitalizzazione, flessibilità e sostenibilità. Nonostante le sfide ancora aperte – legate alla riproducibilità dei processi, al controllo della qualità e ai costi – l'AM rappresenta oggi uno strumento fondamentale per l'innovazione, capace di trasformare non solo i metodi di produzione, ma anche l'intero paradigma progettuale e industriale.

2.1.1 Linea temporale

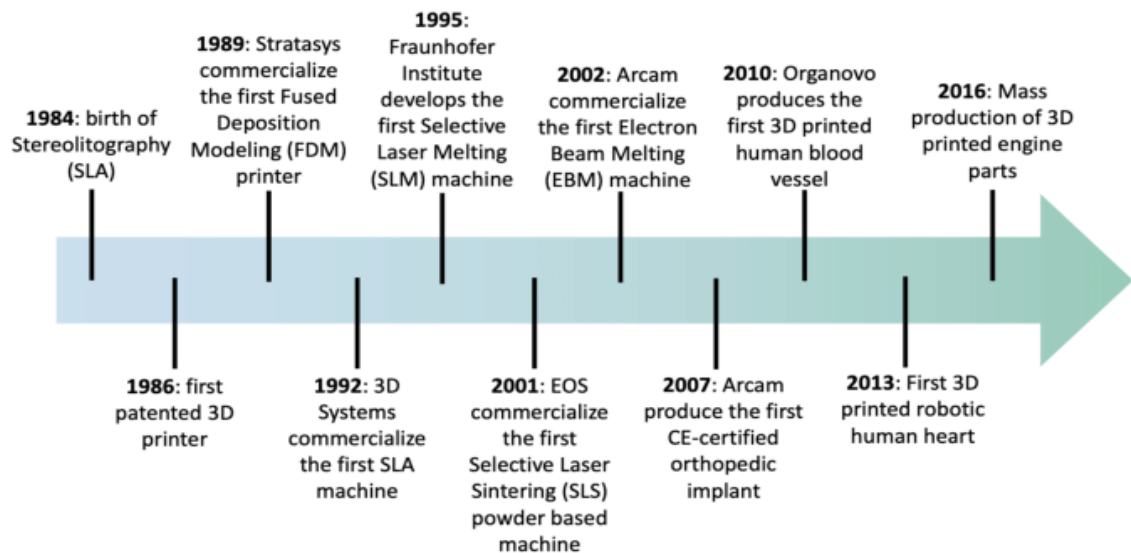
L'additive manufacturing (AM) ha origine negli anni '80 come evoluzione dei metodi di prototipazione rapida. La stereolitografia (SLA), introdotta nel 1984 da Charles Hull, rappresenta il primo processo formalizzato, basato sulla polimerizzazione di resine liquide mediante fonte luminosa [1]. A partire da questa innovazione si sono sviluppati progressivamente altri metodi, tra cui il Selective Laser Sintering (SLS) e il Fused Deposition Modeling (FDM), che hanno reso possibile la realizzazione di oggetti polimerici attraverso un approccio stratificato. In questa fase iniziale, lo scopo principale dell'AM era la riduzione dei tempi di sviluppo dei prodotti e la possibilità di realizzare prototipi funzionali in tempi molto ridotti.

Negli anni '90 e nei primi anni 2000 si osserva un passaggio cruciale: l'estensione dell'AM dal dominio dei polimeri a quello dei metalli. Questa transizione coincide con l'introduzione dei processi di Powder Bed Fusion (PBF), che hanno permesso la fabbricazione di componenti metallici con geometrie complesse e proprietà meccaniche comparabili a quelle dei metodi tradizionali. Parallelamente si sviluppano i metodi di Direct Energy Deposition (DED), che, sfruttando l'apporto diretto di materiale sotto forma di polvere o filo metallico, aprono la strada a produzioni su larga scala e ad applicazioni nel settore delle riparazioni industriali [2].

Il decennio successivo (2010-2020) segna la fase di maturazione industriale della tecnologia. In questo periodo l'AM non è più considerata soltanto uno strumento di prototipazione, ma viene introdotta nella produzione di serie di componenti ad alto valore aggiunto. Il settore aerospaziale e quello energetico sono tra i primi ad adottare in modo sistematico la fabbricazione additiva, grazie alla possibilità di ridurre il peso dei componenti, ottimizzare le geometrie per migliorare le prestazioni e integrare più funzioni in un singolo pezzo. In letteratura vengono riportati numerosi casi che evidenziano i vantaggi dell'AM rispetto alle tecniche convenzionali.

Una tappa importante nello sviluppo dell'AM è rappresentata dalla lavorazione di materiali tradizionalmente difficili da stampare, come il rame e le sue leghe, caratterizzati da un'elevata conducibilità termica ed elettrica e da un'alta riflettività ai laser infrarossi. L'introduzione di sorgenti laser verdi (con lunghezze d'onda più adatte all'assorbimento del rame) ha permesso di superare gran parte di queste limitazioni, aprendo il campo alla fabbricazione di componenti in rame massivo per applicazioni in elettronica di potenza, scambiatori di calore e propulsione spaziale [3]. In parallelo, la ricerca ha sviluppato leghe di rame ottimizzate per AM, come le Cu-Cr-Nb (es. le famiglie GRCop), capaci di mantenere buone proprietà meccaniche anche ad elevate temperature. Negli ultimi anni l'attenzione si è concentrata non solo sull'ottimizzazione del processo ma anche sui passaggi post-processing (come trattamenti termici, HIP, lavorazioni meccaniche) e sullo sviluppo di metodi di monitoraggio in-process, finalizzati alla qualificazione e alla ripetibilità dei componenti. Lo standard ISO/ASTM 52900 (2015) ha fornito una cornice terminologica e concettuale, sancendo il riconoscimento internazionale dell'AM come tecnologia produttiva

matura [4]. Attualmente, l'AM viene impiegato in settori quali l'aerospazio, l'energia, l'automotive, la biomedicina e l'elettronica, confermandosi una tecnologia strategica per la realizzazione di componenti complessi, alleggeriti e ad alte prestazioni, difficilmente ottenibili con le tecniche tradizionali.



Sviluppo temporale dell'additive manufacturing [5]

2.2 Impiego e tecniche per metalli

L'impiego dell'additive manufacturing (AM) per i metalli si colloca oggi in un quadro di trasformazione profonda dei processi produttivi, che non riguarda soltanto la possibilità di generare forme complesse, ma anche la ridefinizione dei paradigmi progettuali e delle strategie di filiera. La logica convenzionale basata su progettazione per la lavorazione sottrattiva viene sostituita dal design of additive manufacturing (DfAM), approccio che permette di concepire componenti con topologie ottimizzate e proprietà distribuite localmente, impossibili da ottenere con tecniche tradizionali.

Un aspetto peculiare dell'AM per i metalli è la funzionalità multimateriale: diverse piattaforme consentono oggi di integrare più leghe in un unico componente, creando gradienti compositivi o rivestimenti funzionali direttamente durante il processo di fabbricazione. Ciò trova applicazioni strategiche in componenti soggetti a sollecitazioni

termomeccaniche elevate, dove il cuore può essere realizzato con una lega ad alta resistenza e la superficie con un materiale più resistente all'ossidazione o all'usura.

Dal punto di vista applicativo, accanto ai settori già consolidati, stanno emergendo ambiti innovativi. Nel settore oil & gas, ad esempio, l'AM consente di produrre valvole, raccordi e parti di condotte caratterizzate da geometrie interne complesse e resistenti a fenomeni di corrosione localizzata. Analogamente, nell'industria navale vengono esplorate soluzioni AM per la fabbricazione di eliche personalizzate e sistemi di pompaggio, riducendo sensibilmente i tempi di fermo nave grazie alla produzione "on demand".

Un'altra area di grande interesse è quella legata ai dispositivi per la gestione del calore. Grazie alla possibilità di creare strutture reticolari e canali microfluidici, l'AM è in grado di migliorare l'efficienza degli scambiatori di calore e di dissipatori per l'elettronica ad alta potenza. Queste applicazioni assumono un valore crescente nel contesto delle energie rinnovabili e della mobilità elettrica, dove la gestione termica rappresenta una delle sfide principali.

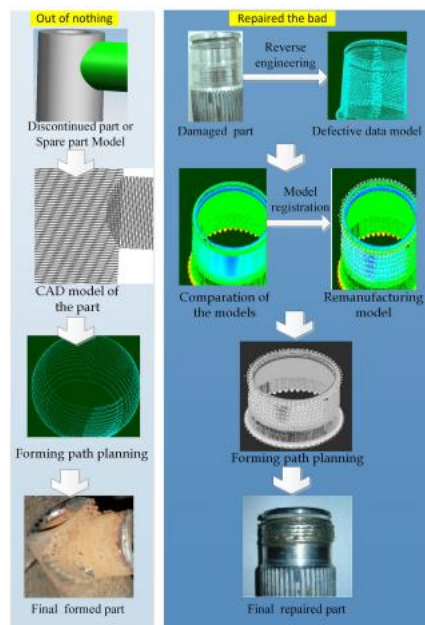


Prototipo di scambiatore realizzato da GE Research chiamato UPHEAT – Ultra performance heat exchanger enabled by Additive technology: lo scambiatore è in grado di sopportare temperature fino a 900° C, livello che supera di circa 200° C l'attuale limite degli scambiatori in commercio. Una simile macchina termica potrebbe secondo i ricercatori di GE trovare applicazione nel settore dell'energia, per abilitare una produzione di energia più pulita ed efficiente [6]

Dal punto di vista dei materiali, la ricerca si concentra non solo sulle leghe consolidate (titanio, acciai, superleghe a base nichel), ma anche su leghe non convenzionali difficilmente lavorabili con metodi tradizionali. Tra queste, il rame e le sue leghe hanno guadagnato un interesse particolare grazie alla loro elevata conducibilità termica ed elettrica, che rende

possibili applicazioni in bobine per fusione nucleare, condotti per acceleratori di particelle e sistemi di propulsione elettrica. Tuttavia, la stampa del rame presenta notevoli difficoltà dovute alla sua alta riflettività e conducibilità termica, imponendo lo sviluppo di sistemi laser ad alta potenza e strategie di processo dedicate.

Non meno rilevante è il tema della riparazione e del re-manufacturing. Alcune tecniche AM, in particolare la DED, vengono applicate con successo per il ripristino di componenti metallici ad alto valore, come pale per turbine o stampi per fusione, riducendo scarti e costi di produzione. Questo approccio, coerente con i principi dell'economia circolare, apre a scenari in cui l'AM diventa uno strumento per allungare il ciclo di vita dei prodotti. Infine, occorre sottolineare come l'impiego dell'AM per i metalli non si limiti alla realizzazione dei singoli componenti, ma riguardi la trasformazione della supply chain. La possibilità di produrre parti in prossimità del luogo di utilizzo riduce i costi di logistica e stoccaggio, ma introduce nuove sfide in termini di standardizzazione, certificazione e tracciabilità. L'affidabilità dei processi e la ripetibilità delle proprietà meccaniche rimangono infatti fattori critici, che condizionano l'adozione industriale su larga scala [7].



Schema del principio di funzionamento del re-manufacturing additivo [8]

Negli ultimi anni, l'AM dei metalli si è affermato come un insieme di tecnologie eterogenee, accomunate dal principio della costruzione strato su strato, ma profondamente diverse per approccio, materiali impiegabili, qualità dei risultati e ambiti applicativi. Nonostante la

varietà dei processi oggi disponibili, alcune tecniche hanno assunto un ruolo centrale nella ricerca e nell'industria, tanto da essere oggetto della maggior parte degli studi scientifici e delle sperimentazioni più avanzate. In questa sezione si prenderanno in esame le principali tecnologie AM per i metalli, con particolare attenzione a quelle ricorrenti negli articoli analizzati nella rassegna bibliografica.

2.2.1 SLA

La stereolitografia (SLA) è una delle prime tecnologie di produzione additiva mai sviluppate e costituisce la base concettuale da cui sono nate molte varianti successive. Chuck Hull la brevettò nel 1984 con l'obiettivo di permettere la realizzazione rapida di prototipi: parti solide generate strato dopo strato mediante la polimerizzazione di resine fotosensibili esposte a luce ultravioletta (UV) [9]. Nel processo SLA, si dispone una vasca riempita con una resina liquida fotopolimerizzabile (solitamente un fotopolimero termoindurente). Un raggio laser UV focalizzato scansiona la superficie della resina, curando selettivamente aree definite dal modello digitale. Dopo che una sezione è stata solidificata, la piattaforma di costruzione si abbassa (o si alza a seconda della configurazione) di uno spessore pari ad uno strato, la resina fluida ricopre la parte appena solidificata e il processo continua. Al termine, la parte deve essere lavata per rimuovere la resina non polimerizzata e successivamente esposta a una "post-curing" (luce UV aggiuntiva e/o calore) per completare la reticolazione del polimero e raggiungere proprietà meccaniche più stabili [10]. Dal punto di vista dei materiali, la SLA si basa quasi esclusivamente su resine fotopolimeriche, disponibili in diverse formulazioni a seconda delle proprietà meccaniche e termiche desiderate.

Il vantaggio principale della tecnologia risiede nella possibilità di ottenere componenti con un'elevata precisione dimensionale e con una finitura superficiale di qualità superiore rispetto ad altre tecniche additive. Per questo motivo è largamente impiegata nei settori in cui la fedeltà geometrica e la complessità dei dettagli rappresentano in requisito fondamentale, come nella produzione di modelli per l'industria odontotecnica, medica e nella prototipazione rapida di componenti per il design industriale. Un limite intrinseco di questa tecnologia riguarda la natura stessa delle resine, che tendono a degradarsi nel tempo a causa dell'esposizione ai raggi UV e presentano proprietà meccaniche meno stabili rispetto

ai materiali metallici o termoplastici. Inoltre, la velocità di produzione è relativamente contenuta e i volumi realizzabili sono limitati dalla dimensione della vasca di resina [11]. Nonostante tali criticità, la SLA continua a rappresentare un punto di riferimento nel panorama dell'AM, non solo come tecnica storicamente fondamentale per l'evoluzione del settore, ma anche come tecnologia ancora oggi adottata per applicazioni di alta precisione e per la realizzazione di stampi, prototipi funzionali e dispositivi biomedicali personalizzati. In prospettiva, lo sviluppo di nuove formulazioni di resine e il miglioramento della gestione dei processi post-curing potranno ampliarne ulteriormente le possibilità applicative, consolidando la SLA come uno strumento essenziale nel campo della manifattura additiva.

2.2.2 DMLS

Il Direct Metal Laser Sintering (DMLS) è una delle tecniche più diffuse di AM per i metalli, sviluppata a partire dagli anni '90 come evoluzione della SLS (sinterizzazione laser selettiva). Il processo si basa sull'impiego di un laser ad alta potenza che fonde selettivamente strati di polvere metallica molto fine, tipicamente con granulometria compresa tra 10 e 50 μm . Il fascio laser, guidato dal modello CAD tridimensionale, percorre la superficie dello strato di polvere solidificandolo secondo la geometria della sezione. Successivamente, un nuovo strato viene steso da un rullo o da una lama di ricopertura e il processo si ripete fino ad ottenimento del componente completo [1]. Uno degli aspetti più rilevanti del DMLS è che consente la produzione di pezzi metallici completamente densi, con proprietà meccaniche paragonabili – o anche superiori – a quelle ottenute mediante processi convenzionali. Le elevate velocità di raffreddamento tipiche del processo portano infatti alla formazione di microstrutture fini, che aumentano la resistenza meccanica del materiale [2]. Tuttavia, tali condizioni generano anche la comparsa di tensioni residue e porosità interne, che possono compromettere tenacità e resistenza a fatica. Il ventaglio di materiali impiegati nel DMLS è ampio e include leghe di titanio, alluminio, acciaio inossidabile, leghe a base nichel, cobalto-cromo e anche rame e le sue leghe.

Dal punto di vista applicativo è affermata come tecnologia chiave in diversi settori industriali. In campo aerospaziale, consente la realizzazione di componenti complessi e alleggeriti, come pale di turbine o sistemi di raffreddamento interni. Nel campo biomedicale,

permette la produzione di protesi e impianti personalizzati con geometrie controllate. Nel settore automotive, è impiegato per parti ad alte prestazioni e per prototipi funzionali.

2.2.3 L-PBF

Il Laser Powder bed Fusion è una delle tecniche più avanzate e consolidate di AM dei metalli. Il principio di funzionamento consiste nella fusione selettiva di strati sottili di polvere metallica tramite un fascio laser ad alta potenza, che segue con precisione il percorso definito da un modello CAD tridimensionale. Dopo la fusione di ogni strato, un nuovo strato di polvere viene steso e sottoposto allo stesso processo, fino alla costruzione completa del pezzo. Questo approccio “layer by layer” consente la realizzazione di geometrie complesse, impossibili o estremamente difficili da ottenere con le tecniche convenzionali [12]. Le polveri utilizzate in L-PBF devono avere caratteristiche ben precise: sfericità, distribuzione granulometrica controllata e buona fluidità, per garantire deposizione uniforme e la massima densità possibile del componente finale. Tradizionalmente i materiali più usati sono leghe di titanio, acciai inossidabili, leghe di nichel e cobalto-cromo. Negli ultimi anni la tecnologia è stata estesa anche a leghe di alluminio e rame [2]. Dal punto di vista prestazionale, permette di ottenere densità prossime al 100% e proprietà meccaniche comparabili o superiori a quelle dei materiali lavorati convenzionalmente. Tuttavia, il processo è influenzato da parametri critici quali la potenza del laser, la velocità di scansione, lo spessore degli strati e l’atmosfera inerte. Una gestione non ottimale di questi parametri può generare difetti come porosità, cricche da solidificazione e tensioni residue.

Le applicazioni industriali sono ampie e in continua crescita. In campo aerospaziale, l’L-PBF viene utilizzato per componenti alleggeriti con strutture reticolari interne che riducono peso senza compromettere la resistenza. In ambito biomedicale, permette la realizzazione di protesi personalizzate con geometrie ottimizzate per l’integrazione ossea. Nel settore automotive e racing, è stato sfruttato per produrre parti di motori e sistemi di raffreddamento caratterizzati da canali complessi impossibili da realizzare con lavorazioni convenzionali. Nonostante i notevoli progressi, la tecnologia presenta ancora limiti significativi, tra cui l’alto costo delle polveri, la necessità di sistemi di produzione altamente controllati e i problemi di scalabilità industriale. Le ricerche attuali si concentrano su strategie multi-laser,

ottimizzazione dei parametri di processo e sviluppo di nuove leghe dedicate all'AM, per rendere l'L-PBF più affidabile e competitivo su larga scala.

2.2.4 SLM

Il Selective Laser Melting (SLM) rappresenta una delle tecnologie più diffuse e consolidate nell'ambito AM dei metalli. Spesso considerata una variante del L-PBF, questa tecnica si distingue per la capacità di ottenere la fusione completa delle polveri metalliche attraverso un fascio laser ad alta potenza, portando alla produzione di componenti caratterizzati da elevata densità e proprietà meccaniche competitive con quelle dei materiali tradizionalmente lavorati. Il processo avviene in camera chiusa, sotto atmosfera inerte (generalmente argon o azoto), per prevenire ossidazioni e contaminazioni che potrebbero compromettere la qualità del prodotto finale. Le polveri utilizzate sono generalmente sferiche e con distribuzione granulometrica controllata, spesso prodotte mediante atomizzazione al gas. Le leghe comunemente impiegate includono titanio, acciai inossidabili, superleghe a base nichel, leghe cobalto-cromo e, più recentemente, alluminio e rame [2].

Il principio di funzionamento del processo è illustrato in **Figura 1**, dove si evidenziano le principali fasi di deposizione della polvere, fusione mediante fascio laser e successiva solidificazione strato per strato. Un aspetto fondamentale del SLM è il controllo dei parametri di processo: potenza e velocità di scansione laser, spessore dello strato, distanza tra le tracce di scansione. La combinazione di questi parametri determina la formazione del melt pool (bagno di fusione), la successiva solidificazione e, quindi, la microstruttura del pezzo finale. Difetti come porosità, cricche da solidificazione o distorsioni possono derivare da parametri non ottimizzati, rendendo indispensabile l'uso di strategie di monitoraggio in situ e di trattamenti post-processo. Dal punto di vista microstrutturale, i componenti prodotti in SLM mostrano una grana fine e direzionale, dovuta ai gradienti termici molto elevati e alla solidificazione rapida tipica del processo. Questo può portare a proprietà meccaniche anisotrope, con resistenza e durezza maggiori lungo la direzione di costruzione verticale rispetto a quella orizzontale. Il vantaggio principale del SLM consiste nella possibilità di realizzare componenti complessi ad alta precisione senza l'uso di stampi o utensili, riducendo tempi e costi di sviluppo. Viene impiegato in diversi settori ad alta tecnologia

(aerospazio, automotive, biomedicale). Nonostante le potenzialità, la tecnologia SLM presenta ancora limiti quali l'alto costo delle polveri metalliche, la limitata produttività rispetto ad altre tecniche AM e la necessità di post-processing per ridurre le tensioni residue e migliorare le proprietà superficiali. La ricerca attuale si concentra su approcci multi-laser, strategie di ottimizzazione dei parametri e sviluppo di polveri specifiche per AM, con l'obiettivo di migliorare l'affidabilità del processo e ridurre i costi [13].

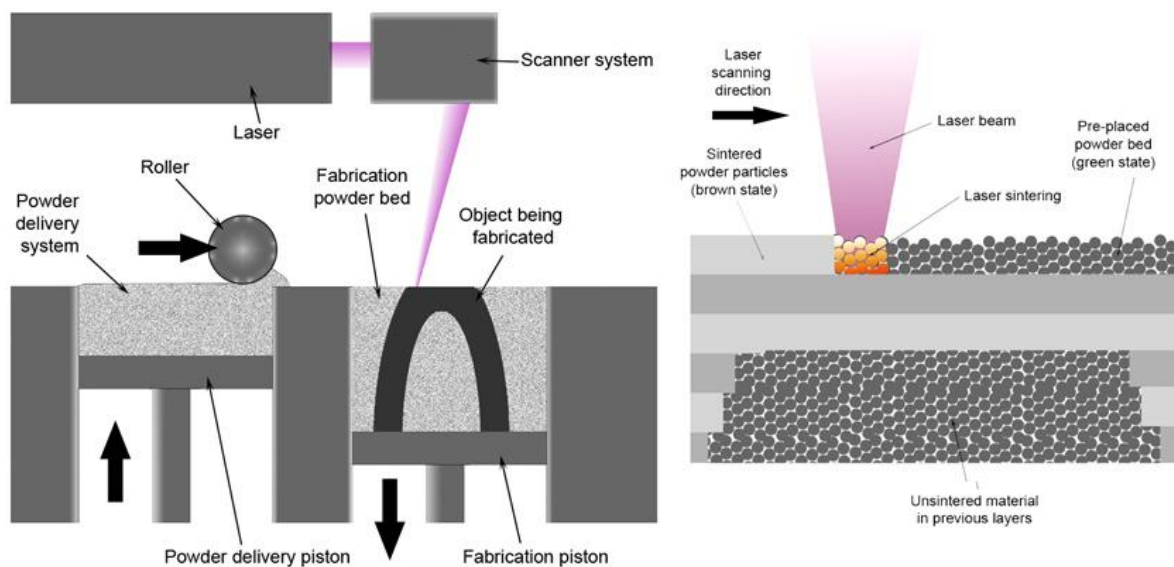


Figura 1 – Schema del processo Selective Laser Melting (SLM). Il sistema utilizza un fascio laser ad alta potenza per fondere selettivamente strati di polvere metallica. Il rullo distribuisce uniformemente la polvere sul piano di costruzione, mentre il laser fonde le regioni definite dal modello CAD, consentendo la solidificazione strato per strato del componente.

2.2.5 MLFS

All'interno della famiglia delle tecniche di PBF, diverse declinazioni si distinguono principalmente per la fonte di energia utilizzata e per le condizioni operative, pur condividendo lo stesso principio di base. La tecnica del Multi Laser Friction Surfacing (MLFS) rappresenta un'evoluzione dei sistemi L-PBF/SLM, basata sull'impiego di più sorgenti laser contemporanee. Questa soluzione consente di coprire aree più ampie di costruzione, riducendo i tempi di processo e aumentando la produttività. La sfida principale è qui il controllo della sovrapposizione delle aree di scansione, che deve garantire uniformità microstrutturale ed evitare discontinuità tra le zone trattate da laser differenti [2].

2.2.6 WAAM

Il Wire Arc Additive Manufacturing (WAAM) è una famiglia di processi di manifattura additiva basata su sorgenti ad arco e filo metallico come materiale d'apporto. In termini operativi, un sistema di movimentazione (robot/assi CNC) traccia cordoni sovrapposti seguendo le sezioni del modello CAD; ogni passata alimenta filo nel bagno di fusione generato dall'arco, solidificando uno strato millimetrico per volta (**Figura 2**). L'insieme di tasso di deposito elevato, costo contenuto di macchina e materiale e scala producibile rende il WAAM la tecnica AM elettiva per componenti di grande formato e per il remanufacturing di parti ad alto valore.

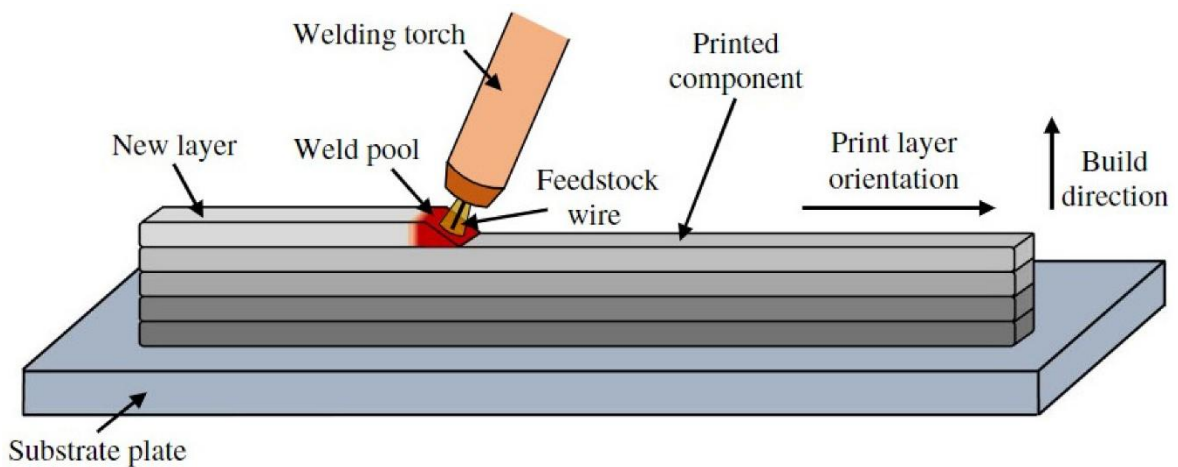


Figura 2 – Schema del processo Wire Arc Additive Manufacturing (WAAM). Il processo impiega una sorgente ad arco e un filo metallico di apporto che viene fuso e depositato strato per strato sul substrato. La torcia di saldatura alimenta continuamente il filo nel bagno di fusione, consentendo la costruzione progressiva del componente lungo la direzione di stampa.

A livello energetico e termico, l'arco conferisce un alto input di calore rispetto ai processi a letto di polvere. Le microstrutture risultano spesso colonnari/epitassiali lungo la direzione di crescita, con anisotropia meccanica e sensibilità ai difetti quali porosità da intrappolamento gas, mancanze di penetrazione, inclusioni e tensioni residue. Per mitigarle, oltre ai profili termici e alla pianificazione dei cordoni, si impiegano varianti d'arco a basso apporto, ibridi laser-arc, martellatura/laminazione interpass e, se praticabile, HIP; la combinazione di controllo termico e post-processing consente di raggiungere proprietà comparabili al fuso/forgiato su molti sistemi di lega [14].

Sul piano dei materiali, WAAM copre un ventaglio ampio: acciai, leghe di titanio, nichel e alluminio. Si segnalano anche dimostrazioni su metalli refrattari (es. tungsteno) in ambienti e strategie dedicate. Dopo stampa, i componenti sono normalmente sottoposti a distensione/ricottura, eventuale trattamento di solubilizzazione/invecchiamento, e finitura meccanica delle superfici funzionali. Gli impieghi industriali più solidi riguardano grandi strutture e riparazioni. Il caso-studio più noto è il WAAMpeller, prima elica navale certificata stampata in 3D via WAAM, che ha dimostrato la fattibilità di componenti marini classe-approved con questa tecnologia [15]. Il settore marittimo, insieme a oil & gas, nucleare e chimico, guarda con interesse all'uso di inox e leghe resistenti a corrosione. Anche l'aerospazio e l'energia sfruttano WAAM per brackets, staffe, parti di scambiatori/condotti, attrezzaggi ecc.

Rispetto ai processi a letto di polvere, WAAM offre scala e produttività superiori, costi materiale/macchina più bassi e flessibilità geometrica adatta a forme “2.5D/3D” a cordoni, ma richiede tolleranze di sovrametallo più generose e strategie di rifinitura. Inoltre, la qualifica dimensionale e metallurgica segue percorsi più vicini alla saldatura avanzata, con forte enfasi su monitoraggio termico, NDT e piani di processo per garantire ripetibilità. Le rassegne sistematiche recenti mappano bene questi trade-off e gli avanzamenti su controllo, sensori e modelli previsionali.

2.2.7 DED

Il Direct Energy Deposition (DED) è una categoria di processi di manifattura additiva che, come WAAM, si basa sul principio della deposizione diretta: il materiale è alimentato localmente nella zona di fusione creata da una sorgente energetica, mentre la testina di deposizione segue il percorso generato dal modello CAD. DED e WAAM condividono quindi la stessa logica di costruzione layer by layer tramite cordoni o tracce successive, ma differiscono in maniera significativa per tipo di sorgente, scala di dettaglio e materiali comunemente impiegati. In DED, la sorgente energetica è tipicamente un laser ad alta potenza, un fascio di elettroni oppure un arco al plasma focalizzato (meno frequente). Il materiale d'apporto può essere fornito in forma di polvere metallica oppure di filo. L'uso del laser conferisce un input termico più localizzato e controllato rispetto al WAAM, riducendo la ZTA, permettendo una risoluzione superiore e consentendo di operare anche su componenti preesistenti per funzioni di repair e cladding.

Rispetto al WAAM, che si caratterizza per produttività molto elevata ma con finitura superficiale grezza e geometria limitata da cordoni larghi, il DED si colloca in una fascia intermedia: i tassi di deposizione sono tipicamente inferiori, ma la precisione geometrica e la densità del materiale risultano più alte, con ridotta porosità e microstrutture più controllabili. Inoltre, l'impiego della polvere permette gradazioni di materiale variando in tempo reale la composizione della miscela, caratteristica non realizzabile con WAAM. Dal punto di vista metallurgico, i manufatti DED presentano microstrutture generalmente più fini e meno anisotrope, anche se restano problemi legati a tensioni residue, formazione di grana colonnare e porosità dovuta al trasporto di polvere. Per molte leghe si ricorre a trattamenti termici post-processo per ottimizzare proprietà meccaniche e stabilità dimensionale.

Gli ambiti applicativi riflettono questi punti di forza: il DED è particolarmente diffuso per il repair di componenti di alto valore (palette di turbine, utensili, stampi...), per il rivestimento funzionale (cladding antiusura e anticorrosione) e per la produzione di parti di medie dimensioni con geometrie complesse, che richiedono sia precisione sia robustezza metallurgica. È utilizzato in settori aerospaziali, energetici, oil & gas e in ambito medico per realizzare strutture personalizzate.

2.2.8 FSAM/CSAM

Friction Stir Additive Manufacturing (FSAM) e Cold Spray Additive Manufacturing (CSAM) sono due tecniche che, pur appartenendo alla macro-famiglia dei processi a deposizione diretta, differiscono radicalmente per principio fisico, temperature di processo e risultati ottenuti. Il processo FSAM si basa su un utensile rotante non consumabile che, grazie all'attrito generato con il materiale, induce un forte riscaldamento locale in regime sotto la temperatura di fusione. Il materiale, così plastificato, viene "rimescolato" meccanicamente dall'utensile e consolidato nello strato sottostante, permettendo la costruzione di geometrie multistrato. L'assenza di fusione evita i problemi tipici dei processi a letto di polvere o a fusione di filo, come segregazioni, porosità e cricche da solidificazione,

restituendo un materiale con microstruttura fine, isotropa e priva di difetti metallurgici. Tuttavia, il processo presenta alcune limitazioni: è adatto principalmente a leghe leggere (alluminio, magnesio, alcune leghe di rame), mentre risulta complesso da applicare ad acciai e superleghe refrattarie. Dal punto di vista delle proprietà, i componenti FSAM mostrano generalmente alta densità, buona resistenza meccanica e ottima tenacità, con microstrutture ultrafini grazie al rimescolamento plastico e alla severa deformazione imposta [16]. Il processo viene considerato particolarmente interessante per applicazioni in cui è richiesta stabilità microstrutturale e integrità metallurgica, come nel settore aerospaziale e nei trasporti.

Il CSAM, invece, si colloca agli antipodi rispetto a FSAM dal punto di vista termico. È un processo allo stato solido in cui polveri metalliche (rame, titanio, alluminio, nichel, zinco, leghe composite) vengono accelerate a velocità supersoniche da un gas compresso (azoto, elio, aria) riscaldato, e impattando sul substrato si deformano plasticamente, aderendo e consolidandosi senza mai raggiungere la fusione. La caratteristica distintiva del CSAM è proprio l'assenza di fusione: questo riduce drasticamente ossidazione, crescita dei grani e formazione di difetti da solidificazione, permettendo di preservare la purezza e le proprietà intrinseche delle polveri. Inoltre, il processo permette di costruire rivestimenti spessi o addirittura componenti massivi, con elevata produttività. Tuttavia, la coesione tra particelle dipende dalla velocità d'impatto e può generare porosità residua; per questo spesso sono richiesti trattamenti post-processo come sinterizzazione, compressione a caldo o HIP [17].

Dal punto di vista applicativo, CSAM è largamente usato per riparazioni e rivestimenti funzionali (antiusura, anticorrosione, conduttività elettrica e termica). È molto promettente per i componenti in rame e le sue leghe, grazie alla possibilità di ottenere depositi densi senza problemi di ossidazione e di condurre calore ed elettricità. In ambito aerospaziale e difesa, viene utilizzato per riparare parti ad alto valore o per realizzare componenti leggeri con proprietà multifunzionali.

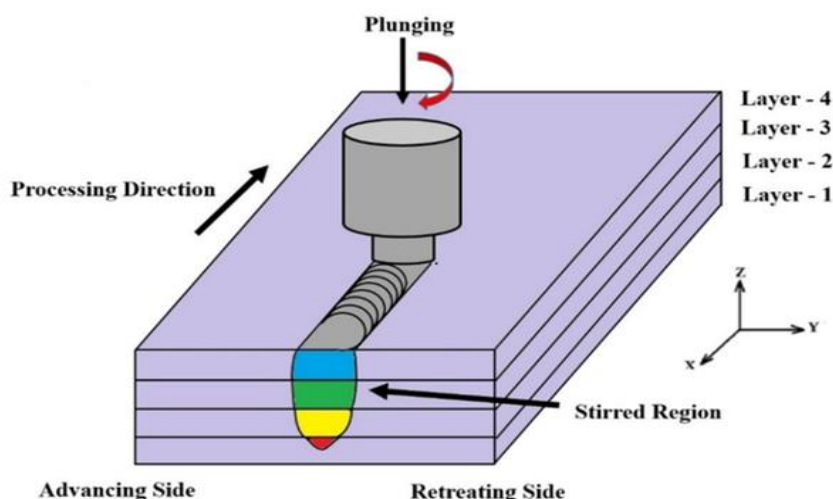


Figura 3 – Schema del processo Friction Stir Additive Manufacturing (FSAM). Il materiale viene depositato strato su strato mediante l'azione combinata di attrito e rimescolamento plastico generata da un utensile rotante. La saldatura avviene in stato solido, senza fusione del metallo, permettendo la formazione di microstrutture fini, equiassiche e prive di porosità.

2.2.9 Tecniche ibride ed emergenti

Oltre ai processi consolidati, negli ultimi anni si è assistito alla sperimentazione e allo sviluppo di tecniche ibride o emergenti che mirano a estendere i confini dell'AM per i metalli. Tra queste, due esempi interessanti sono la Fused Filament Fabrication (FFF) applicata ai metalli e l'Electro-Deposition (ED).

La FFF nasce come variante della stampa 3D a estrusione di polimeri, ampiamente diffusa nel settore desktop. In questo caso, il filamento non è costituito da materiale plastico puro, bensì da una miscela di polimeri termoplastici e polveri metalliche finemente disperse. Il filamento viene fuso ed estruso per costruire il pezzo strato dopo strato. Una volta stampato, il componente è soggetto a un processo di debinding termico o chimico, che rimuove la matrice polimerica, seguito da una sinterizzazione in forno ad alta temperatura per consolidare le particelle metalliche ed ottenere il pezzo finale. Questa tecnologia si distingue per la semplicità e l'accessibilità dei macchinari, che risultano meno costosi e più sicuri rispetto ai sistemi a polvere o a laser. Inoltre, permette di ottenere geometrie complesse con relativa semplicità. Tuttavia, presenta ancora limitazioni in termini di densità finale e proprietà meccaniche, spesso inferiori a quelle ottenute con metodi a letto di polvere o a deposizione diretta. Nonostante ciò, la FFF sta trovando spazio in applicazioni dove il costo

ridotto e la prototipazione funzionale rappresentano priorità, come nel settore della ricerca, dell'istruzione e nella produzione di piccoli lotti industriali.

L'ED, invece, sfrutta i principi dell'elettrochimica per realizzare componenti metallici mediante la deposizione controllata di ioni metallici da un bagno elettrolitico. Tale processo, già consolidato nell'elettro-placcatura, è stato reinterpretato in chiave additiva: il materiale si accumula selettivamente in base a un pattern digitale, ricostruendo così il pezzo strato su strato. Uno dei principali vantaggi dell'ED è la grande precisione dimensionale e la possibilità di ottenere rivestimenti e strutture dense con microstrutture controllate, senza dover utilizzare alte temperature o fonti energetiche complesse. Inoltre, il processo consente di lavorare anche su substrati complessi, rappresentando un'opzione valida non solo per la produzione, ma soprattutto per la riparazione o la rigenerazione di componenti ad alto valore. Tuttavia, i limiti risiedono nella lentezza del processo e nella difficoltà di applicarlo a geometrie di grandi dimensioni, oltre alla necessità di controllare accuratamente le condizioni chimiche dell'elettrolita per evitare difetti e inclusioni.

2.3 Rame e le sue leghe – proprietà e criticità

Il rame è uno dei primi metalli che l'umanità ha imparato a estrarre e lavorare. Le sue tracce compaiono già nel Neolitico, quando veniva raccolto in forma nativa e utilizzato per utensili semplici. Con la scoperta che il rame poteva essere fuso e colato, intorno al IV millennio a.C., si inaugura quella che è nota come Età del Rame, una fase di transizione tra l'età della pietra e l'età del bronzo. Il passo successivo, decisivo per lo sviluppo tecnologico delle civiltà mediterranee e orientali, fu la scoperta delle leghe a base rame: aggiungendo stagno al rame si otteneva infatti il bronzo, materiale che segnò un'epoca per la sua durezza superiore e la maggiore facilità di fusione e colata rispetto al rame puro. Fin dall'antichità, dunque, il rame si è distinto non solo per la sua disponibilità relativamente diffusa in natura, ma anche per le sue qualità peculiari: colore caratteristico, resistenza alla corrosione e soprattutto l'alta duttilità che permetteva di deformarlo in lamine e fili. Ancora oggi queste proprietà, unite alla capacità di condurre calore ed elettricità, ne fanno uno dei materiali chiave delle infrastrutture tecnologiche moderne. L'arco temporale che va dalle prime armi

in bronzo ai moderni circuiti stampati mostra come il rame sia stato in grado di accompagnare le esigenze della società in ogni fase del suo sviluppo.

Proprietà del rame puro. Dal punto di vista metallurgico, il rame cristallizza in un reticolo cubico a facce centrate (FCC), che gli conferisce elevata duttilità e buona deformabilità plastica. La sua densità è pari a circa $8,96 \text{ g/cm}^3$, il punto di fusione si assesta intorno a 1085°C , mentre la conducibilità elettrica (58 MS/m) è seconda solo a quella dell'argento. Tale caratteristica è direttamente correlata alla bassissima resistività (circa $1,68 \mu\Omega\cdot\text{cm}$), che rende il rame indispensabile in ambito elettrico ed elettronico. Allo stesso modo, la conducibilità termica è elevatissima (circa 400 W/mK), fattore che lo rende ideale per dissipatori, scambiatori di calore e applicazioni in cui la gestione termica è cruciale. Dal punto di vista chimico, il rame resiste bene alla corrosione in molti ambienti naturali, formando una patina protettiva di ossidi e carbonati basici che ne rallenta l'attacco. Questa caratteristica è evidente nell'architettura, dove il rame esposto all'atmosfera sviluppa con il tempo la caratteristica colorazione verde. Tuttavia, le stesse proprietà che ne hanno decretato il successo costituiscono, in alcuni contesti produttivi, delle criticità. L'elevata conducibilità termica, ad esempio, comporta difficoltà di lavorazione con tecnologie che impiegano fonti di calore concentrate, poiché il calore tende a dissiparsi molto rapidamente dal punto di applicazione. Anche l'elevata riflettività nella banda del vicino infrarosso (dove operano la maggior parte dei laser industriali) limita l'efficienza dei processi di saldatura o fusione basati su tali sorgenti.

Le leghe del rame. Il rame ha una spiccata capacità di legarsi agli altri metalli. Per ampliare e modulare le proprietà del rame, fin dall'antichità si è fatto ricorso alle leghe. Le principali famiglie si possono ricondurre a tre grandi categorie:

- **Bronzi (Cu-Sn):** sono stati la prima lega artificiale utilizzata dall'uomo. Lo stagno, aggiunto in percentuali del 5-12%, aumenta la durezza e la colabilità, riducendo al contempo la duttilità. I bronzi moderni possono includere anche altri elementi come alluminio, nichel o fosforo, a seconda dell'impiego (ingranaggi, cuscinetti, componenti marini...).

- Ottoni (Cu-Zn): con contenuti di zinco variabili dal 5 al 40%, offrono un buon compromesso tra duttilità, resistenza meccanica e lavorabilità alle macchine utensili. Gli ottoni sono ampiamente utilizzati in valvole, raccordi idraulici e strumenti musicali, e hanno avuto un ruolo fondamentale nello sviluppo industriale tra XIX e XX secolo. L'aggiunta di altri elementi in lega può conferire proprietà specifiche, influenzando direttamente le caratteristiche meccaniche, la lavorabilità e il colore della lega.
- Leghe speciali da precipitazione: in epoca più recente si sono affermate leghe come Cu-Cr-Zr o Cu-Ni-Si-Cr, progettate per mantenere elevata conducibilità unita a resistenze meccaniche maggiori. Attraverso trattamenti termici di solubilizzazione e invecchiamento si ottiene un indurimento per precipitazione che rafforza la matrice mantenendo comunque valori di conducibilità elevati. Queste leghe sono oggi particolarmente interessanti per l'Additive Manufacturing, poiché consentono di conciliare le esigenze meccaniche e funzionali.

Oltre a queste, meritano menzione le leghe Cu-Ag, utilizzate per conduttori ad altissima efficienza in cui occorre resistenza meccanica senza sacrificare la conducibilità, e le leghe Cu-Ni, molto resistenti alla corrosione marina. Le leghe del rame, in tutte le loro varianti, hanno quindi rappresentato una piattaforma tecnologica fondamentale sia per applicazioni storiche che moderne, spaziando dalla monetazione alle architetture monumentali, dalle condutture idriche dell'antica Roma ai moderni acceleratori di particelle.

Criticità metallurgiche. Nonostante la versatilità, il rame e le sue leghe presentano alcune criticità comuni. La presenza di ossigeno in soluzione solida o in forma di ossidi intergranulari può causare problemi di fragilità a caldo, in particolare durante la saldatura, per effetto della formazione di vapore d'acqua che provoca microfratture ("hydrogen embrittlement"). La tendenza alla formazione di ossidi superficiali rende inoltre necessari accorgimenti specifici in atmosfera controllata o con l'uso di flussanti. Un ulteriore limite è il già menzionato compromesso tra resistenza meccanica e conducibilità: qualsiasi elemento di lega riduce la conducibilità del rame puro, ed è per questo che spesso occorre accettare un bilanciamento tra prestazioni elettriche e proprietà meccaniche. Proprio questa tensione tra

“purezza funzionale” e “resistenza meccanica” costituisce oggi una delle sfide più interessanti nello sviluppo di leghe ottimizzate per l’Additive Manufacturing [18].

2.4 Dall’approccio convenzionale all’AM

La lavorazione del rame e delle sue leghe è stata storicamente affidata a tecniche convenzionali consolidate, che hanno garantito per secoli affidabilità e prestazioni adeguate. Tra i processi primari si collocano fusione e colata, utilizzata per la produzione di lingotti, barre e semilavorati, e la deformazione plastica a freddo e a caldo, indispensabile per conferire al materiale proprietà meccaniche superiori e forme geometriche di base. Attraverso la laminazione, l’estrusione e la trafilatura si ottengono lastre, fili e tubi, fondamentali per impieghi strutturali ed elettrici. Un altro capitolo centrale è rappresentato dalle lavorazioni meccaniche di precisione, come tornitura e fresatura, che consentono di raggiungere le tolleranze dimensionali e le finiture superficiali richieste. Tuttavia, proprio il comportamento peculiare del rame rende queste lavorazioni complesse: la tendenza alla formazione di bave, l’adesione del materiale sugli utensili e l’elevata conducibilità termica impongono l’uso di utensili molto affilati, parametri ottimizzati e abbondante refrigerazione. A completare il quadro vi sono le tecniche di giunzione, come brasatura e saldatura, largamente diffuse per tubazioni, conduttori e applicazioni elettroniche. Qui emergono in modo evidente i limiti metallurgici del materiale: l’elevata conducibilità termica dissipa il calore dall’arco o dalla sorgente laser, richiedendo quindi potenze maggiori, mentre la presenza di ossigeno può portare alla formazione di porosità e fragilità a caldo [19].

Questi processi hanno accompagnato lo sviluppo industriale fino ai nostri giorni, ma mostrano limiti crescenti nel rispondere alle nuove esigenze progettuali. Le applicazioni contemporanee richiedono componenti con geometrie più complesse, con canali interni conformali per la gestione termica, strutture reticolari alleggerite, superfici ottimizzate per fenomeni di scambio e dispositivi ad alta frequenza che necessitano di precisione estrema. Le tecniche convenzionali, basate su fusione, deformazione e asportazione, difficilmente consentono di realizzare tali architetture senza un notevole dispendio di tempo e risorse, o senza ricorrere a giunzioni multiple che compromettono le prestazioni complessive. In questo scenario si inserisce la manifattura additiva (AM), che consente di superare molte

delle restrizioni geometriche tipiche dei processi tradizionali. La costruzione strato su strato, partendo da modelli digitali, permette di fabbricare componenti complessi in un'unica fase, integrando funzionalità e riducendo al minimo gli scarti del materiale. Nel caso del rame il vantaggio è particolarmente evidente: dissipatori termici con canali interni, stampi con circuiti di raffreddamento conformali, antenne e componenti RF con geometrie ottimizzate sono esempi di prodotti che risultano difficilmente o impossibilmente realizzabili con le sole tecniche convenzionali [20].

Il passaggio dall'approccio tradizionale all'AM non rappresenta, dunque, una sostituzione diretta delle tecnologie, ma piuttosto un ampliamento delle possibilità progettuali e produttive. I metodi classici rimangono insostituibili per la produzione su larga scala di semilavorati, ma l'AM si pone come completamento strategico per quelle applicazioni in cui complessità geometrica, personalizzazione e prestazioni integrate assumono un ruolo prioritario.

2.5 Criticità e strategie di miglioramento

Nonostante i vantaggi, l'applicazione della manifattura additiva in rame è ostacolata da sfide intrinseche, legate alle proprietà stesse del materiale. Il primo ostacolo è la riflettività molto elevata del rame nella regione del vicino infrarosso, che coincide con la lunghezza d'onda dei laser più diffusi nei sistemi di fusione a letto di polvere (1060-1080 nm). Ciò comporta una ridotta efficienza di assorbimento e difficoltà di fusione del materiale, con conseguente insorgenza di difetti come mancanza di fusione, porosità e instabilità del bagno fuso. A questa limitazione si somma la forte conducibilità termica, che porta ad un raffreddamento estremamente rapido del bagno e a gradienti termici elevati. Le conseguenze sono tensioni residue, deformazioni, anisotropie microstrutturali e, nei casi più gravi, cricche a caldo. La qualità delle polveri è un ulteriore fattore critico: la presenza di ossigeno e di ossidi superficiali riduce la densità ottenibile e può compromettere le proprietà meccaniche e funzionali del componente.

Negli ultimi anni, la ricerca ha sviluppato diverse strategie per affrontare queste criticità. Un progresso decisivo è rappresentato dall'impiego di sorgenti laser verdi (515 nm) e blu (450

nm), molto più efficaci nel garantire l'assorbimento del rame. Grazie a queste soluzioni, si sono ottenute densità elevate (>99,5%) e proprietà elettriche comparabili con quelle del rame forgiato. Parallelamente, l'ottimizzazione dei parametri di processo e l'uso di strategie come il remelting multilivello, il pre-riscaldamento del piano e atmosfere controllate con livelli di ossigeno estremamente bassi hanno dimostrato di ridurre porosità e tensioni interne.

Sul piano dei materiali, grande attenzione è rivolta alle leghe a base rame capaci di coniugare conducibilità e resistenza meccanica. Leghe come CuCrZr e CuNiSiCr, opportunamente trattate con cicli di solubilizzazione e invecchiamento, permettono di ottenere indurimento per precipitazione mantenendo valori di conducibilità ancora adeguati per applicazioni elettriche. In parallelo, l'ingegneria delle polveri – con granulometrie controllate, coating superficiali e basso contenuto di ossigeno – è un ambito in forte sviluppo per migliorare ulteriormente la qualità dei processi.

Anche i processi post-AM rivestono un ruolo determinante. Tecniche come l'Hot Isostatic Pressing (HIP) consentono di chiudere porosità residue e incrementare la densità, mentre trattamenti termici mirati permettono di modulare microstruttura e proprietà. L'integrazione con lavorazioni sottrattive o con processi come il cold spray additivo offre soluzioni ibride che uniscono la complessità geometrica della manifattura additiva e le proprietà funzionali e la qualità superficiale tipiche delle tecniche tradizionali.

Il futuro dell'AM si muove in direzione di un approccio integrato: sviluppo di nuove leghe progettate specificatamente per la fabbricazione additiva, introduzione di sorgenti laser sempre più efficienti e monitoraggio in-situ dei processi per il controllo in tempo reale dei difetti. Cresce parallelamente l'interesse verso componenti funzionali avanzati, come reticoli termici, scambiatori compatti e antenne RF, che sfruttano non solo le proprietà intrinseche del rame, ma anche la libertà geometrica offerta dalla stampa 3D [13].

In questa prospettiva, l'Additive Manufacturing non va interpretato come un'alternativa tout court alle tecniche convenzionali, ma come uno strumento capace di abilitare nuove

soluzioni ingegneristiche. Le criticità del rame restano significative, ma i progressi degli ultimi anni indicano una traiettoria chiara: dalla difficoltà iniziale di processare il rame puro con laser infrarossi, si è passati a risultati che avvicinano le prestazioni dei componenti additivi a quelle dei materiali convenzionali, aprendo così nuove possibilità per settori strategici come l'aerospazio, l'elettronica e l'energia.

3. ANALISI DELLA LETTERATURA

Per inquadrare in maniera critica lo stato dell'arte sull'additive manufacturing del rame e delle sue leghe è stata condotta un'analisi sistematica della letteratura scientifica recente. L'obiettivo è stato quello di raccogliere, comparare e discutere i principali risultati pubblicati negli ultimi anni, con particolare attenzione ai processi di fabbricazione, ai trattamenti post-processo e alle proprietà finali dei materiali.

La ricerca bibliografica è stata svolta consultando banche dati accademiche internazionali (Scopus, Web of Science) e selezionando articoli sia di natura sperimentale che di revisione. Sono stati inclusi circa venti lavori, scelti in base alla rilevanza del tema, alla chiarezza dei dati riportati e alla possibilità di estrapolare informazioni comparabili. Per organizzare i contenuti emersi, ciascun articolo è stato sintetizzato e inserito in una tabella di confronto in formato Excel. Tale tabella riporta, per ogni articolo, informazioni chiave quali: titolo, anno di pubblicazione, autori, tipologia di processo AM utilizzato, materiale/lega considerata, eventuali trattamenti termici o post-processo, modalità e risultati delle prove sperimentali (prove di trazione, durezza, fatica, analisi microstrutturali, prova di corrosione). Questo approccio ha permesso di avere una visione d'insieme coerente e di facilitare il confronto tra lavori diversi, mettendo in evidenza convergenze, divergenze e aree di ricerca ancora poco esplorate.

A partire da questa base dati, l'analisi della letteratura è stata articolata in sottosezioni tematiche dedicate al confronto tra leghe e proprietà meccaniche, all'influenza dei trattamenti post-processo e al ruolo determinante del tipo di processo additivo utilizzato. Questa impostazione ha consentito non solo di sintetizzare i risultati già disponibili, ma anche di trarne una discussione critica utile a delineare i principali trend e i gap conoscitivi ancora aperti nel settore.

3.1 Discussione comparativa sulle proprietà meccaniche delle leghe di rame: influenza della composizione chimica

L'analisi comparativa dei dati raccolti evidenzia come la composizione chimica influenzi in modo sostanziale la processabilità, la microstruttura e le proprietà meccaniche dei materiali

a base rame realizzati mediante Additive Manufacturing (AM). I risultati presenti in letteratura mostrano come l'introduzione mirata di elementi di lega o di rinforzi nanometrici possa modulare i meccanismi di solidificazione, la distribuzione dei precipitati e la risposta meccanica complessiva, determinando un comportamento molto differente rispetto al rame puro.

Nel caso del rame puro, i processi di fabbricazione risultano penalizzati dalla combinazione di alta conducibilità termica e riflettività al laser, che ostacola la fusione completa del letto di polvere e favorisce la formazione di porosità residue. Tuttavia, nei campioni prodotti tramite FSAM, è stato possibile ottenere una microstruttura ultrafine, con grani di circa 0,5 μm , che ha consentito di raggiungere una resistenza a trazione di 436 ± 14 MPa e un allungamento dell'11%. La durezza misurata, di circa 143 HV [21], conferma l'elevata compattezza e omogeneità del materiale ottenuto a stato solido, in netto contrasto con le microstrutture più grossolane e porose tipiche dei processi a fusione. La grana fine e l'assenza di tensioni residue dovute all'assenza di solidificazione rendono il rame FSAM uno dei materiali più promettenti tra quelli a elevata conducibilità processati additivamente.

Nelle leghe Cu–Cr–Zr (C18150), prodotte per L-PBF, la presenza di cromo e zirconio migliora la fusione e la stabilità microstrutturale, ma i valori di resistenza rimangono inferiori a quelli di altre leghe. Le prove condotte a diverse temperature mostrano tensioni di snervamento comprese tra 115 MPa e 120 MPa e una buona stabilità termica fino a 426 °C [22]. Sebbene i valori di resistenza a trazione non siano elevati, la lega mantiene un comportamento meccanico stabile e riproducibile, con microstruttura densa e porosità ridotta, indicativa di una solidificazione regolare e di una buona coesione tra strati. Questo comportamento è attribuibile alla formazione di precipitati finemente dispersi di Cr–Zr, che limitano la crescita dei grani e contribuiscono al consolidamento della matrice.

Le leghe Cu–Ni–Si–Cr, comunemente impiegate nei processi SLM e DED, mostrano un chiaro meccanismo di rafforzamento per precipitazione ordinata, dovuto alla formazione di fasi Ni_3Si e Cr_3Si durante la solidificazione e i successivi trattamenti termici. Queste leghe si distinguono per una microstruttura fine e stratificata, nella quale le zone di solidificazione direzionale sono intervallate da precipitati submicronici omogenei. La resistenza a trazione si colloca in media tra 400 e 450 MPa, con una durezza di circa 120–130 HV e un allungamento inferiore al 15%. Il nichel contribuisce a migliorare la stabilità

termica e la bagnabilità del bagno fuso, mentre il silicio riduce la diffusività e favorisce la formazione di ossidi protettivi, migliorando la resistenza a fatica e alla corrosione. Questi risultati indicano che le leghe Cu–Ni–Si–Cr rappresentano un compromesso efficace tra processabilità, durezza e stabilità termica, sebbene a scapito della duttilità.

Tra le leghe più studiate in ambito AM figurano anche le Cu–Cr–Nb (GRCop-42). Questi materiali raggiungono resistenze a trazione comprese tra 438 e 447 MPa nello stato “as-built”, con limiti di snervamento compresi tra 208 e 266 MPa e allungamenti del 16–31% dopo trattamento HIP [23]. La microstruttura è fine, con porosità molto contenuta (0,13–0,20%) e fratture di tipo prevalentemente duttile. Il rafforzamento è attribuibile alla dispersione di precipitati di Cr₃Nb, che restano stabili anche a temperature elevate, garantendo una buona resistenza al creep e una stabilità microstrutturale fino a circa 500 °C. Queste caratteristiche rendono le leghe GRCop-42 particolarmente adatte ad applicazioni ad alta temperatura e a sollecitazioni termomeccaniche cicliche, come ugelli e scambiatori termici.

Un altro approccio ampiamente studiato riguarda la dispersione di nanoparticelle o fasi amorfe in matrici di rame. Nel caso del materiale Cu con nanoparticelle amorfe di B–C, ottenuto tramite L-PBF, la distribuzione omogenea di rinforzi amorfi sub-50 nm consente di ottenere una resistenza a trazione di 1036 ± 35 MPa e un allungamento di circa 9,8% [24]. Si tratta di un risultato eccezionale per un composito a base rame, ottenuto grazie alla formazione di nanoparticelle che ostacolano il movimento delle dislocazioni senza compromettere eccessivamente la deformabilità. Il comportamento di questo materiale rientra nel concetto più generale dei compositi nanostrutturali Cu-based, nei quali il rafforzamento è dominato da meccanismi di interfaccia e confinamento di grano.

Le leghe ibride Alloy 625 + GRCop-42, prodotte con combinazione di L-PBF e DED, mostrano proprietà meccaniche intermedie: UTS pari a 363 MPa e allungamenti del 5–6%, ma con un’eccellente stabilità dopo esposizione termica a 816 °C [25]. Il comportamento di questi materiali è dominato dalle interazioni tra fasi Ni–Cr–Fe e la matrice Cu–Cr–Nb, che conferiscono una buona coesione interfacciale e un’elevata resistenza all’ossidazione. Queste leghe dimostrano la potenzialità di sistemi multifase e compositi nel mantenere proprietà elevate in ambienti termicamente severi.

Dall'insieme dei risultati analizzati emerge un quadro chiaro sull'influenza della composizione:

- L'aggiunta di elementi refrattari come Cr, Zr e Nb riduce la sensibilità del rame alla riflettività laser e promuove una solidificazione stabile, migliorando la qualità metallurgica.
- Le leghe binarie Cu–Cr e Cu–Cr–Zr rappresentano il miglior compromesso tra resistenza e conducibilità, grazie alla formazione di precipitati stabili e di microstrutture uniformi.
- Le leghe multicomponenti Cu–Ni–Si–Cr e GRCop-42 garantiscono prestazioni meccaniche più elevate, con resistenze nell'ordine dei 400–450 MPa, ma a scapito della duttilità e della conducibilità.
- I compositi nanostrutturali e nanotwinned superano ampiamente questi valori, con UTS >900 MPa, ma richiedono processi estremamente controllati e ancora poco diffusi industrialmente.
- I processi a stato solido, come FSAM, offrono la miglior combinazione tra densità, resistenza e integrità microstrutturale, eliminando i difetti tipici dei processi a fusione.

In conclusione, la composizione chimica è la leva principale per la progettazione di materiali a base rame destinati all'Additive Manufacturing. La sinergia tra elementi di lega, tipo di processo e controllo microstrutturale permette di raggiungere resistenze fino a cinque volte superiori a quelle del rame puro, mantenendo livelli accettabili di duttilità e conducibilità. Il futuro sviluppo del settore sarà probabilmente orientato verso leghe ibride e nanostrutturate, in grado di coniugare l'elevata conduttività tipica del rame con la resistenza meccanica e la stabilità termica proprie dei materiali avanzati.

Tabella 1– Influenza della composizione chimica sulle proprietà meccaniche delle leghe di rame prodotte tramite AM. La tabella riassume le principali leghe a base rame analizzate in letteratura, specificandone la composizione chimica, il processo additivo impiegato e le proprietà meccaniche ottenute.

TITOLO	TIPO DI AM	COMPOSIZIONE	RISULTATI PROVE DI TRAZIONE/COMPRESSI	ALLUNGAMENTO TOTALE	RISULTATI PROVE DI FATICA	PROVE DI DUREZZA/INDENTA	RISULTATI MICROSTRUTTURALI	RIFERIMENTO BIBLIOGRAFICO
Dispersion hardening using amorphous nanoparticles deployed via additive manufacturing	Laser Powder Bed Fusion (L-PBF)	Rame puro + particelle amorfe B-C (circa 47 nm, fino al 12% in volume)	1036 ± 35 Mpa [Cu-12% ANP]	9,8 ± 0,42%	>10 ⁷ cicli con resistenza a fatica >70% della resistenza a trazione	Incremento con la variazione volumetrica di ANP	Distribuzione omogenea delle nanoparticelle amorfe, porosità <0,1%	Kim S., Kim H., Kim N.J. et al. "Dispersion hardening using amorphous nanoparticles deployed via additive manufacturing". Nature Communications, 2023; 14:3589
Effect of solution treatment on porosity, tensile properties and fatigue resistance of Al-Cu alloy fabricated by WAAM	Wire Arc Additive Manufacturing (WAAM)	Al(45,61%) - Cu(54,39%)	Materiale 'grezzo': UTS = 238 Mpa (0 °) - 222 Mpa (90 °), $\sigma_{0.2}$ = 132 Mpa (0 °) - 119 Mpa (90 °). T6 a 530 °C: UTS = 396 Mpa (0 °) - 375 Mpa (90 °), $\sigma_{0.2}$ = 226 Mpa (0 °) - 223 Mpa (90 °). T6 a 540 °C: UTS = 392 Mpa (0 °) - 364 Mpa (90 °), $\sigma_{0.2}$ = 205 Mpa (0 °) - 202 Mpa (90 °)	Materiale 'grezzo': 15,5% (0 °) - 12,5% (90 °). T6 a 530 °C: 3,5% (0 °) - 2,7% (90 °). T6 a 540 °C: 3,5% (0 °) - 3,3% (90 °)	217.702 cicli (0 ° °C), 89.615 cicli (90 ° °C), crack critico 17,0 mm, legge di Paris: C = 2,18x10 ⁻⁵ , m = 5,05 per materiale 'grezzo'. Vita a fatica più alta, crack critico 20,1 mm, C = 1,12x10 ⁻⁵ , m = 3,96 per T6 a 530 °C, per T6 a 540 °C, vita a fatica più bassa rispetto al 530 °C, crack critico 20,0 mm, C = 5,52x10 ⁻⁵ , m = 4,72	Materiale 'grezzo': 126-130 HV. Per T6 a 530 °C: 148,2 HV. Per T6 a 540 °C: 142-145 HV	Materiale 'grezzo': porosità significativa, presenza di difetti e fasi secondarie grossolane, anisotropia tra 0 ° e 90 ° °C. Per T6 a 530 °C: porosità ridotta (2,4%), alta densità di precipitati θ (Al ₂ Cu) nanometrici. Per T6 a 540 °C: maggiore porosità rispetto a 530 °C, precipitati più grossolani	Miao J., Chen J., Ting X., Hu W., Ren J., Li T., Zeng L., Guan R., Ojo O.A. "Effect of solution treatment on porosity, tensile properties and fatigue resistance of Al-Cu alloy fabricated by WAAM". Journal of Materials Research and Technology, 2024; 28:1864-1874
Achieving high fatigue strength of large-scale ultrafine-grained copper fabricated by friction stir additive manufacturing	Friction Stir Additive Manufacturing (FSAM), con raffreddamento ad acqua	Cu puro	UTS = 436 ± 14 Mpa, $\sigma_{0.2}$ = 330 ± 8 Mpa	10,80%	limite di fatica 130 Mpa a 10 ⁷ cicli, fatigue ratio = 0,30	143,5 ± 2,9 HV	Grana ultrafine (d = 0,47-0,49 μ m), elevata frazione di confini ad alto angolo (= 83-84%), microstruttura stabile anche dopo fatica ad alto numero di cicli (HCF)	Liu M., An X.H., Wang B.B., Liu F.C., Wu L.H., Xue P., Ni D.R., Xiao B.L., Ma Z.Y. "Achieving high fatigue strength of large-scale ultrafine-grained copper fabricated by friction stir additive manufacturing". Materials Letters, 2023; 346: 134531

Fatigue behaviour evaluation of additively and conventionally produced materials by acoustic emission method	Selective Laser Melting (SLM)	Cu7,2Ni1,85SiCr	Non sono state condotte prove di trazione	Non sono state condotte prove di trazione	SLM: limite a fatica = 235 Mpa, 285 Mpa per estruso convenzionale. Acoustic Emission: nei campioni SLM il 75% della vita a fatica è occupata dalla fase di propagazione delle cricche, mentre negli estrusi prevale la fase di iniziazione	Non sono state condotte prove di durezza	SLM: mostra confini di strato ben visibili, presenza di difetti quali porosità e difetti di fusione localizzati. Estruso: microstruttura più regolare e priva dei difetti legati al processo AM, qualità metallurgica migliore	Palousek D., Koukal O., Vranek D., Zikmund R., Pantelejev T. "Fatigue behaviour evaluation of additively and conventionally produced materials by acoustic emission method". Procedia Structural Integrity, 2017; 5: 393-400
Interfacial stability of additively manufactured bimetallic structures: Alloy 625 - GRCo-42	Laser Powder Bed Fusion (rame) + Direct Energy Deposition (alloy 625)	Alloy 625 (Ni-based) + GRCo-42 (Cu-4Cr-2Nb)	Stato iniziale (as-built): UTS = 363 Mpa, YS = 243 Mpa. Dopo esposizione termica (200 h): UTS = 340 Mpa, YS = 213 Mpa	As-built: 5,2%. Dopo esposizione termica: 6,1%	As-built: 45.935-95.000 cicli. 200 h: 18.519-164.580 cicli (riduzione media -41,6%)	Non sono state condotte prove di durezza	Buona fusione al giunto in condizioni as-built. Con l'esposizione termica si evidenzia progressiva ossidazione e diffusione di elementi. Compainono ossidi nel rame (ricchi in Cr e Nb) e fasi Laves nell'Alloy 625. La diffusione modifica localmente la composizione vicino al giunto, coefficienti di diffusione misurati: $U \rightarrow Alloy\ 625 = 2,38 \times 10^{-12} \text{ cm}^2/\text{s}$, $Ni \rightarrow GRCo-42 = 1,90 \times 10^{-12} \text{ cm}^2/\text{s}$	Rieffer A., Wessman A. "Interfacial stability of additively manufactured bimetallic structures: Alloy 625 - GRCo-42". Journal of Manufacturing and Materials Processing, 2025; 9:34
Size effect characteristics and influences on fatigue behavior of laser powder bed fusion of thin wall GRCo-42 copper alloy	Laser Powder Bed Fusion (L-PBF)	GRCo-42 (Cu 92-93%, Cr +4%, Nb +2%)	As-built: UTS = 438-447 Mpa, YS = 208, 266 Mpa. HIP: UTS = 317-327 Mpa, YS = 161-163 Mpa	As-built: 16-17%. HIP: 25-31%	As-built: rottura a circa 10^7 cicli. HIP: sopravvivenza fino a 10^6 cicli	Non sono state condotte prove di durezza	As-built: porosità 0,13-0,20%, frattura fragile da difetti. HIP: porosità 0,05-0,08%, frattura duttile	Demeneghi G., Gradi P., Mayeur J.R., Hazeli K. "Mechanical behavior and fatigue performance of additively manufactured copper alloys". Journal of Materials Processing, 2021; 298: 117-129
Fatigue assessment of additively-manufactured C18150 copper alloy at room and elevated temperatures via a microstructure-sensitive algorithm	Laser Powder Bed Fusion (L-PBF)	Cu-1,5% Cr-0,5% Zr (lega rame C-18150)	YS = 115 Mpa a 204 °C, 100 Mpa a 426 °C, 120-135 Mpa a temperatura ambiente	Non riportato direttamente (si evince ridotta duttilità alle alte temperature)	vita a fatica > 10^5 cicli a temperatura ambiente e a 204 °C, forte calo a 426 °C	Non vengono riportati test di durezza	Microstruttura densa, con porosità ridotta. Difetti AM non critici rispetto ai fenomeni di fatica	Javaheri A.P., et al. "Fatigue behavior of additively manufactured C18150 copper alloy under cyclic loading at elevated temperatures". International Journal of Fatigue, 2022; 159: 106777
Additive manufacturing of steel-copper functionally graded material with ultrahigh bonding strength	Laser Powder Bed Fusion (LPBF)	Acciaio MS + Cu	UTS: 557-2286 Mpa a seconda della zona (valori più alti nell'interfaccia)	Allungamento percentuale non riportato esplicitamente. Deformazione locale misurata: 36-73 µm	Vita a fatica fino a $5,897 \times 10^3$ cicli a seconda della zona (valori più alti nell'interfaccia)	Fino a 3,54 Gpa nell'interfaccia (nanoindentazioni)	Interfaccia con dendriti fini, solidificazione direzionale, zone ricche di Cu e Fe, presenza di gradienti di composizione	Tan C., Chew Y., Bi G., Yang Y., Zhou K. "Additive manufacturing of steel-copper functionally graded material with ultrahigh bonding strength". Journal of Materials Science & Technology, 2021; 72: 217-222
Unveiling ultra-stable cyclic martensitic transformation behavior of an additively manufactured NiTiCu shape memory alloy	Laser-Directed Energy Deposition (LDED)	Ni40Ti50Cu10	Non vengono svolte prove classiche. Si applica uno sforzo costante ai provini per vedere quanta deformazione recuperano durante la trasformazione martensitica	Recupero di deformazione: 4,3% a 75MPa, 4,8% a 100 MPa e 5% (con più residui plastici) a 125 MPa	Prove cicliche fino a 50 cicli termici: stabilità eccezionale con isteresi bassissima (0,38 °C di shift)	Non vengono riportati test di durezza	Microstruttura fine con grani equiasici. Formazione di precipitati Ti ₃ Cu ai bordi geminali: i due stabilizzano la trasformazione	Zheng J., Li R., Kang J., Han C., Yuan T. "Unveiling ultra-stable cyclic martensitic transformation behavior of an additively manufactured NiTiCu shape memory alloy". Additive Manufacturing, 2025; 102: 104742
Enhanced fatigue properties of large-scale ultrafine-grained copper fabricated by friction stir additive manufacturing and subsequent cold rolling	Friction Stir Additive Manufacturing (FSAM)	Cu puro	UTS = 480 Mpa, YS = 400 Mpa	= 8-10%	Resistenza a fatica superiore rispetto al Cu convenzionale, migliorata dalla microstruttura UFG	HV = 150-160	Grani ultrafini <500 nm, struttura stabile e uniforme, priva di difetti macroscopici	Liu M., An X.H., Wang B.B., Wu L.H., Xue P., Liu F.C., Ni D.R., Xiao B.L., Ma Z.Y. "Enhanced fatigue properties of large-scale ultrafine-grained copper fabricated by friction stir additive manufacturing and subsequent cold rolling". International Journal of Fatigue, 2024; 183: 1-11
SLM process parameters development of Cu-alloy Cu7.2Ni1.85SiCr	Selective Laser Melting (SLM)	base Cu, Ni (7,2%), Si (1,8%), Cr (1%)	Wrought (materiale convenzionale): UTS = 790 Mpa, YS = 570 Mpa. SLM: UTS = 545 Mpa, YS = 380 Mpa	Wrought: 9,1%. SLM: 16,9%	Non sono state effettuate prove a fatica	Wrought: 220 HV0,2. SLM: 171 HV0,2	Densità relativa >99,5%. Grani grossolani e difetti da fusione (porosità, inclusioni di polvere). Frattografia: frattura di carattere duttile, con difetti di processo (porosità, polvere non fusa, ritiri). Dimple non uniformi.	Palousek D., Kocica M., Pantelejev L., Klakurková L., Cílek L., Koutný D., Kaiser J. "SLM process parameters development of Cu-alloy Cu7.2Ni1.85SiCr". Rapid Prototyping Journal, 2019; 25: 266-276

3.2 Influenza dei trattamenti termici e post-processo sulle proprietà del rame e delle sue leghe

Un aspetto centrale che emerge dalla letteratura è il ruolo cruciale dei trattamenti post-processo nel determinare le proprietà finali dei componenti in rame e leghe di rame prodotti mediante additive manufacturing. La sola fabbricazione additiva, infatti, tende a generare materiali caratterizzati da porosità residua, tensioni interne elevate e microstrutture spesso non ottimali in termini di distribuzione dei grani e dei precipitati. Per questo motivo, gran parte degli studi integra la fase additiva con cicli termici o meccanici mirati a ripristinare o migliorare le proprietà funzionali.

Tra le tecniche più utilizzate figura l'Hot Isostatic Pressing (HIP), che si dimostra particolarmente efficace nel chiudere le porosità e nel migliorare la densità relativa del materiale. Numerosi lavori riportano, dopo HIP, incrementi sensibili della resistenza a trazione e soprattutto della vita a fatica, grazie alla riduzione dei difetti interni che fungono da siti di innesco per le cricche. L'effetto positivo si riscontra anche sulla stabilità dimensionale dei pezzi, con una marcata riduzione delle tensioni residue.

Altro filone molto studiato riguarda i trattamenti termici di solubilizzazione e invecchiamento applicati alle leghe da precipitazione come CuCrZr e GRCo-42. In questi sistemi, la solubilizzazione a temperature elevate seguita da un invecchiamento controllato porta alla formazione di precipitati fini di Cr e Zr che incrementano significativamente la resistenza meccanica. I valori di durezza e di resistenza a trazione aumentano, mantenendo al contempo un allungamento ancora accettabile. Tuttavia, alcuni studi segnalano una lieve riduzione della conducibilità elettrica a seguito dell'invecchiamento, a conferma del delicato equilibrio tra proprietà meccaniche e funzionali che caratterizza le leghe di rame.

In altri casi vengono adottati trattamenti di ricottura o annealing post-AM, soprattutto su rame puro o su sistemi nanostrutturati. Questi trattamenti favoriscono la ricristallizzazione e la crescita di grano, con conseguente riduzione della durezza e incremento della duttilità. Pur non essendo indicati quando si ricerca la massima resistenza, tali cicli risultano fondamentali quando l'obiettivo è recuperare la conducibilità e la stabilità microstrutturale.

Accanto ai trattamenti termici, alcuni lavori riportano l'impiego di approcci ibridi, come la combinazione AM + lavorazioni meccaniche di finitura o l'aggiunta di cold spray su superfici selezionate. Queste strategie consentono di migliorare la rugosità superficiale, ridurre la concentrazione di difetti e incrementare la resistenza a fatica o la resistenza alla corrosione in ambienti critici.

In sintesi, la letteratura conferma che il post-processo non rappresenta un passaggio opzionale, bensì un elemento indispensabile per garantire prestazioni elevate nei componenti in rame e leghe di rame prodotti con AM. L'effetto varia a seconda della lega e del processo di fabbricazione, ma in generale:

- l'HIP è lo strumento più efficace per aumentare la densità e la vita a fatica,
- i cicli di solubilizzazione e invecchiamento sono cruciali per sfruttare appieno i meccanismi di indurimento per precipitazione nelle leghe CuCrZr,
- ricotture mirate consentono di recuperare duttilità e conducibilità, sebbene a scapito della resistenza.

Questo quadro conferma come la progettazione di componenti in rame via AM richieda un approccio integrato che tenga conto non solo del processo di fabbricazione, ma anche delle fasi successive di trattamento, fondamentali per ottenere le prestazioni desiderate.

Tabella 2 – Influenza dei trattamenti termici e post-processo sulle proprietà. La tabella raggruppa i principali esempi di applicazione di trattamenti termici e post-processo riportati in letteratura, evidenziando i relativi risultati di resistenza a trazione e di vita a fatica.

TITOLO	TIPO DI AM	COMPOSIZIONE	TRATTAMENTO TERMICO/POST-PROCESSO	RISULTATI PROVE DI TRAZIONE/COMPRESSIONE	RISULTATI PROVE DI FATICA
Achieving high fatigue strength of large-scale ultrafine-grained copper fabricated by friction stir additive manufacturing	Wire Arc Additive Manufacturing (WAAM)	Al(45,61%) - Cu(54,39%)	T6 a 530 °C e 540 °C per 1h + invecchiamento a 175 °C per 16h	Materiale 'grezzo': UTS = 238 Mpa (0 °) - 222 Mpa (90°), $\sigma_{0.2}$ = 132 Mpa (0°) - 119 Mpa (90°). T6 a 530 °C: UTS = 396 Mpa (0 °) - 375 Mpa (90°), $\sigma_{0.2}$ = 226 Mpa (0°) - 223 Mpa (90°). T6 a 540 °C: UTS = 392 Mpa (0 °) - 364 Mpa (90°), $\sigma_{0.2}$ = 205 Mpa (0°) - 202 Mpa (90°)	217.702 cicli (0 °C), 89.615 cicli (90 °C), crack critico 17.0 mm, legge di Paris: C = 2,18x10 ⁻⁸ , m = 5,01 per materiale 'grezzo'. Vita a fatica più alta, crack critico 20,1 mm, C = 1,12x10 ⁻⁸ , m = 3,96 per T6 a 530 °C. per T6 a 540 °C vita a fatica più bassa rispetto al 530 °C, crack critico 20,0 mm, C = 5,52x10 ⁻⁸ , m = 4,72
Application of mass finishing for surface modification of copper cold sprayed material consolidations	Laser Powder Bed Fusion (rame) + Direct Energy Deposition (alloy 625)	Alloy 625 (Ni-based) + GRCo-42 (Cu-4Cr-2Nb)	Esposizione a 816 °C per 50-500 h	Stato iniziale (as-built): UTS = 363 Mpa, YS = 243 Mpa. Dopo esposizione termica (200 h): UTS = 340 Mpa, YS = 213 Mpa	As-built: 45.935-95.000 cicli. 200 h: 18.519-164.580 cicli (riduzione media - 41,6%)
Failure behavior of 70/30 brass lattice structure with a proposed cell topology produced by investment casting	Laser Powder Bed Fusion (L-PBF)	GRCo-42 (Cu 92-93%, Cr ≈4%, Nb ≈2%)	Hot Isostatic Pressing (HIP)	As-built: UTS = 438-447 Mpa, YS = 208, 266 Mpa. HIP: UTS = 317-327 Mpa, YS = 161-163 Mpa	As-built: rottura a circa 10 ⁵ cicli. HIP: sopravvivenza fino a 10 ⁶ cicli
Unveiling ultra-stable cyclic martensitic transformation behavior of an additively manufactured NiTiCu shape memory alloy	Wire-Arc Directed Energy Deposition (WADED/WAAM)	Lega 7B55-Sc: base Al con Zn (7,8%), Mg (2,12%), Cu (1,76%), Sc (0,24%), Zr (0,18%), Fe (0,04%), Si (0,03%)	T6 (470 °C x 2 h + tempra acqua + 120 °C x 24 h). Interlayer FSP. FSP + T6	UTS: as-built = 510 Mpa, T6 = 580 Mpa, FSP = 570 Mpa, FSP+T6 = 618 Mpa (H)/611 Mpa (V). YS: as-built = 420 Mpa, FSP+T6 = 560 Mpa	Eseguite fino a 10 ⁷ cicli: as-built = 190 Mpa, T6 = 140 Mpa, FSP = 200 Mpa, FSP+T6 = 250 Mpa (H/V)
Enhanced fatigue properties of large-scale ultrafine-grained copper fabricated by friction stir additive manufacturing and subsequent cold rolling	Laser Powder Bed Fusion (LPBF)	Lega A20X: base Al, Cu (4,2-6%), Ag (0,6-1,85%), Mn (0,2-0,6%), Ti (1,25-1,55%), Zr (0,08-0,15%), V (0,2-0,3%), Fe (max 0,1%)	T7: solubilizzazione + invecchiamento. HIP: chiusura difetti sotto pressione + stabilizzazione	E = 72-76 Gpa. YS: ≈ 388 MPa nei campioni HIP, ≈ 385 MPa nei T7. UTS ≈ 460 Mpa in entrambe le condizioni	A 190 Mpa: entrambi i trattamenti hanno rotture dopo i 10 ⁵ cicli. A 110-150 Mpa: campioni HIP mostrano vite a fatica maggiori. A 70 Mpa: campioni HIP resistono fino a >10 milioni di cicli, i T7 collasano a circa 1 milione
SLM process parameters development of Cu-alloy Cu7.2Ni1.8Si1Cr	Selective Laser Melting (SLM)	base Cu, Ni (7,2%), Si (1,8%), Cr (1%)	Nessun trattamento termico/post-processo (campioni in stato as-built)	Wrought (materiale convenzionale): UTS = 790 Mpa, YS = 570 Mpa. SLM: UTS = 545 Mpa, YS = 380 Mpa	Non sono state effettuate prove a fatica

3.2.1 Principi di funzionamento dei trattamenti post-processo

I trattamenti post-processo applicati ai componenti in rame e leghe di rame hanno lo scopo di correggere i difetti tipici della manifattura additiva e di ottimizzare le proprietà finali.

- **Hot Isostatic Pressing (HIP):** consiste nel sottoporre il pezzo a elevate temperature (in genere 900-1000 °C) e a una pressione isostatica di gas inerte (argon) dell'ordine di centinaia di MPa. In queste condizioni, i pori residui tendono a chiudersi grazie alla diffusione atomica favorita dalla pressione e dal calore, portando a una densità quasi piena. Il processo riduce drasticamente la porosità, aumenta la resistenza meccanica e soprattutto la vita a fatica, eliminando difetti che fungono da siti di innesco per le cricche.
- **Solubilizzazione e invecchiamento:** utilizzati per le leghe da precipitazione come CuCrZr, prevedono due fasi. Nella solubilizzazione il materiale viene riscaldato a temperature elevate per sciogliere in soluzione solida gli elementi di lega. Un successivo rapido raffreddamento blocca questa condizione metastabile. Con l'invecchiamento controllato (tipicamente tra 400 e 500 °C) gli atomi di Cr o Zr precipitano sotto forma di particelle fini e ben disperse, che ostacolano lo scorrimento

delle dislocazioni. Il risultato è un incremento significativo della resistenza meccanica, pur con un leggero sacrificio della conducibilità.

- **Ricottura (annealing):** applicata soprattutto al rame puro, mira a ridurre le tensioni interne e favorire la ricristallizzazione. A temperature moderate i difetti cristallini (dislocazioni) si riorganizzano, mentre a temperature più alte si formano nuovi grani equiassici. Questo porta a un incremento della duttilità e della conducibilità elettrica, ma a una riduzione della durezza e della resistenza.
- **Approcci ibridi (AM + cold spray, AM + lavorazioni sottrattive):** il cold spray additivo deposita particelle a stato solido a velocità supersonica, che aderiscono alla superficie grazie a meccanismi di deformazione plastica intensa. Questo permette di colmare difetti superficiali o aggiungere strati funzionali senza compromettere la microstruttura interna. Le lavorazioni meccaniche di finitura, invece, consentono di migliorare la rugosità e la precisione geometrica, fondamentali in applicazioni termiche o RF [2].

Tabella 3 – Trattamenti post-processo per componenti in rame prodotti mediante AM. Sintesi dei principali trattamenti impiegati negli articoli visionati, con indicazione del meccanismo di azione e dell'effetto sulle caratteristiche finali del materiale.

	Trattamento	Meccanismo	Effetto sulle proprietà
1	Hot Isostatic Pressing (HIP)	Chiusura pori tramite diffusione a caldo e pressione isostatica	Densità, resistenza, vita a fatica
2	Solubilizzazione + invecchiamento	Precipitazione fine degli elementi di lega dopo solubilizzazione e raffreddamento rapido	Resistenza meccanica, conducibilità
3	Ricottura (Annealing)	Ricristallizzazione e crescita di nuovi grani equiassici	Duttilità, conducibilità, durezza/resistenza
4	Cold Spray Additivo	Impatto supersonico di particelle solide con deformazione plastica intensa	Difetti superficiali, resistenza locale, strati funzionali aggiuntivi
5	Lavorazioni meccaniche di finitura	Asportazione di materiale per migliorare tolleranze e rugosità	Precisione geometrica, rugosità, migliori proprietà funzionali

3.3 Influenza del tipo di processo additivo sui risultati ottenuti

L'analisi complessiva dei dati raccolti evidenzia come la scelta del processo additivo rappresenti il principale fattore di controllo sulle proprietà finali del rame e delle sue leghe. Le variazioni riscontrate in termini di densità, resistenza meccanica, duttilità, durezza e vita a fatica non sono casuali, ma rispecchiano in modo coerente la natura fisica di ciascun

processo: il tipo di energia impiegata, la modalità di fusione o deposizione e la dinamica termica che ne deriva.

3.3.1 Processi a letto di polvere basati su laser: L-PBF, DMLS e MLFS

I risultati relativi ai processi a letto di polvere (Laser Powder Bed Fusion, Direct Metal Laser Sintering e Multi-Laser Fusion System) confermano la loro vocazione primaria alla precisione e alla densità elevata. Nei dati sintetizzati, la densità raggiunte superano frequentemente il 99%, e le proprietà meccaniche statiche risultano fra le più alte di tutte le tecnologie considerate. Le resistenze a trazione variano mediamente tra 350 e 420 MPa, con allungamenti del 15-20% e durezza comprese tra 110 e 140 HV [26]. Questi valori sono pienamente coerenti con gli obiettivi di processo: la fusione localizzata e il raffreddamento estremamente rapido favoriscono la formazione di microstrutture fini e dense, caratterizzate da una distribuzione omogenea dei grani e da bassi livelli di segregazione.

L'introduzione di sorgenti laser verdi o blu, che migliorano l'assorbimento del calore da parte del rame, si traduce in un incremento di densità e in un netto miglioramento della coerenza dei risultati, riducendo la dispersione tipica dei primi studi basati su laser infrarossi. Anche l'impiego di sistemi multi-laser (MLFS), come indicato nei lavori in tabella, ha raggiunto piena coerenza con l'obiettivo di produttività senza sacrificare la qualità metallurgica: la sovrapposizione controllata delle aree di fusione multiple ha garantito una riduzione della variabilità intra-pezzo e una più uniforme distribuzione delle tensioni residue, confermando l'efficacia del concetto di "fusione parallela".

Tuttavia, la stessa precisione del fascio e l'elevata velocità di raffreddamento rendono i campioni L-PBF e DMLS sensibili alla porosità da mancanza di fusione e ai difetti superficiali, che penalizzano in modo marcato la vita a fatica. Questa osservazione è perfettamente coerente con il comportamento atteso per processi caratterizzati da micro-bagni di fusione e da strati sottili: la rugosità superficiale tipica della deposizione a letto di polvere, se non corretta da post-processi (HIP, lucidatura o fresatura), agisce come sito di innesco preferenziale per cricche. I dati di fatica della tabella, seppur eterogenei, mostrano durate inferiori di uno o due ordini di grandezza rispetto ai valori teorici del rame forgiato, in linea per quanto previsto per campioni non rifiniti.

In sintesi, le prestazioni ottenute in questi processi risultano pienamente coerenti con gli obiettivi standard di queste tecnologie: eccellente compattezza, elevata resistenza statica, ottima definizione geometrica, ma fragilità ciclica in assenza di post-processo, a causa dell'inevitabile presenza di micro-difetti e superfici irregolari [20].

3.3.2 Processi a fascio elettronico: ED

Nel set di articoli, l'elettrodeposizione è rappresentata da studi su rame (Nt-Cu) ottenuto per via galvanica. I provini ricavati dai depositi elettro-deposti mostrano, a 0 °C, una resistenza a trazione ultima pari a 248,12 MPa e un allungamento totale del 26,31%. Per quanto riguarda la fatica, i provini evidenziano un comportamento sensibile alla temperatura: il Nt-Cu deposto a -2 °C mostra una vita a fatica superiore rispetto alla condizione a 0 °C [27].

Questi risultati sono coerenti con gli obiettivi tecnologici dell'elettrodeposizione applicata al rame: ottenere materiale molto puro, microstruttura fine e controllabile e buona duttilità, con densità elevata in assenza dei difetti tipici della fusione. La UTS nell'intorno di 250 MPa e l'allungamento > 25% rispecchiano, infatti, un bilanciamento orientato più alla integrità metallurgica e alla conducibilità piuttosto che alle massime prestazioni strutturali. La risposta a fatica che migliora a temperatura leggermente sub-zero è coerente con la fisica della deformazione ciclica nel rame ad alta densità di geminati: l'abbassamento della temperatura tende a ritardare l'innescò della cricca e a stabilizzare i meccanismi di scorrimento, favorendo propagazione più lenta.

3.3.3 Processi di deposizione diretta: DED e WAAM

I risultati per il Directed Energy Deposition (DED) evidenziano un quadro prestazionale coerente con la natura e gli obiettivi del processo. Le densità raggiunte si collocano mediamente tra 97 e 99%, con resistenze a trazione comprese tra 320 e 400 MPa, allungamenti del 15-25% e durezza nell'intervallo 90-120 HV. Le leghe di rame più studiate in questo contesto sono CuCrZr e GRCo-42, che, grazie alla presenza di fasi secondarie e alla maggiore stabilità chimica, mostrano un comportamento meccanico più omogeneo rispetto al rame puro.

Dal punto di vista metallurgico, i campioni DED presentano grani più grossolani ma più isotropi rispetto ai processi a letto di polvere. Questo deriva dal diverso regime termico: il fascio laser o elettronico impiega un apporto energetico maggiore e genera un bagno di

fusione più ampio, con raffreddamenti più lenti e ricotture parziali tra gli strati successivi. Il risultato è una microstruttura dendritica più stabile e una distribuzione uniforme dei precipitati.

Un elemento distintivo emerso dai dati è la maggiore costanza delle prestazioni meccaniche: la dispersione dei valori di UTS e durezza è ridotta rispetto agli altri processi. Questa stabilità è coerente con gli obiettivi tecnologici del processo, che privilegia la robustezza metallurgica e ripetibilità rispetto alla risoluzione geometrica.

Per quanto riguarda la resistenza a fatica, i dati raccolti mostrano prestazioni generalmente migliori rispetto ad altri processi, come SLM, con vite più lunghe e una propagazione delle cricche più graduale. Ciò è attribuibile alla minore concentrazione di difetti interni e alla presenza di cordoni di fusione più continui. Tuttavia, la rugosità esterna dei cordoni rimane un fattore critico, e i migliori risultati si ottengono solo dopo finitura meccanica o HIP.

I risultati relativi al Wire Arc additive Manufacturing (WAAM), confermano la coerenza del processo con la sua finalità industriale di produrre componenti di grandi dimensioni ad alta robustezza e basso costo. Le densità medie variano tra 96 e 98%, con resistenze a trazione comprese tra 250 e 350 MPa, allungamenti compresi tra 25 e 35% e durezza nell'intervallo 80-100 HV. Questi valori, seppur inferiori a quelli ottenuti con processi a letto di polvere o DED, sono pienamente coerenti con la natura del processo [28].

La combinazione di elevato apporto termico e bassa velocità di raffreddamento produce una microstruttura a grani molto grossolani, spesso con orientazioni preferenziali legate alla direzione del cordone. Tuttavia, la distribuzione delle tensioni residue risulta più equilibrata e la continuità metallurgica tra i passaggi è eccellente, grazie alla completa fusione del filo e all'elevato grado di penetrazione. Queste caratteristiche si traducono in maggiore duttilità e stabilità meccanica, anche se a scapito della finezza microstrutturale e della precisione geometrica [14].

Dal punto di vista della resistenza a fatica, i dati indicano che i campioni WAAM presentano una vita ciclica più stabile ma valori assoluti inferiori rispetto ai campioni DED. L'innesco delle cricche avviene generalmente in corrispondenza delle scanalature tra cordoni o delle discontinuità superficiali. I trattamenti di finitura superficiale mostrano un impatto determinante: i campioni lucidati o levigati raggiungono una vita a fatica anche doppia rispetto a quelli "as-built", con un comportamento molto regolare nei diagrammi S-N.

3.3.4 Processi solid-state: FSAM e CSAM

Il Friction Stir Additive Manufacturing (FSAM) e il Cold Spray Additive Manufacturing (CSAM) costituiscono i due principali rappresentanti dei processi additivi a stato solido. Entrambi eliminano la fase di fusione, riducendo drasticamente la formazione di porosità e segregazioni.

Il FSAM si distingue nel panorama dei processi a stato solido per la combinazione unica di elevata integrità metallurgica e resistenza meccanica superiore. I risultati raccolti nella tabella mostrano valori di resistenza a trazione che raggiungono anche i 480 MPa, con densità prossime al 100% e un comportamento a fatica di gran lunga migliore rispetto ai processi di fusione. Questo livello di prestazione è perfettamente coerente con la natura termomeccanica del processo: l'azione combinata di attrito e rimescolamento plastico genera una microstruttura equiassica finemente raffinata, priva di difetti di solidificazione, ossidi o porosità tipici dei processi a fusione laser. L'assenza di zone termicamente alterate pronunciate e la ridotta presenza di tensioni residue consentono al materiale di mantenere alti valori di resistenza senza penalizzare la duttilità, gli allungamenti si mantengono intorno al 15-20% [21].

I risultati di fatica riportati sono tra i più alti del panorama additivo, con limiti prossimi o superiori a quelli del rame forgiato. La coerenza con gli obiettivi tecnologici del processo è quindi completa: il FSAM raggiunge simultaneamente massima densità, elevata resistenza statica e comportamento ciclico stabile, soddisfacendo i requisiti metallurgici che altri processi ottengono solo con post-trattamenti onerosi.

Il principale limite del FSAM rimane la complessità geometrica ridotta e la produttività contenuta, dovute alle necessità di movimento meccanico e alla deposizione per strati plastici. Tuttavia, in termini di qualità metallurgica e prestazioni meccaniche, i dati sperimentali lo collocano tra i processi più promettenti per la realizzazione di leghe di rame destinate ad ambienti termomeccanici severi.

Per confronto, il CSAM, anch'esso a stato solido, mostra densità simili ma resistenze più basse (200-250 MPa) e duttilità ridotta, a causa della presenza di interfacce interparticellari non completamente consolidate. Ciò conferma il diverso equilibrio dei due processi: il FSAM privilegia prestazioni strutturali e integrità metallurgica, mentre il CSAM ottimizza conducibilità e purezza, risultando più adatto a rivestimenti e componenti funzionali [29].

3.3.5 Processo SLM

Dall'analisi dei lavori raccolti emerge che il Selective Laser Melting (SLM) rappresenta la tecnologia di riferimento per la produzione additiva del rame e delle sue leghe, grazie alla capacità di generare componenti ad alta densità, microstruttura fine e geometrie complesse. I risultati sperimentali riflettono questa tendenza: la densità relativa dei campioni varia tipicamente tra 98,5 a 99,9%, con resistenze a trazione comprese tra 450 e 550 MPa, allungamenti medi del 10-20% e durezza nell'intervallo 110-150 HV. Nei casi di leghe da precipitazione, come CuCrZr e GRCo-42, le resistenze raggiungono e superano talvolta i 450 MPa, a conferma dell'efficacia dei meccanismi di indurimento per precipitazione nel compensare la riduzione di duttilità tipica del processo.

Dal punto di vista microstrutturale, i campioni SLM si distinguono per una grana fine e orientata, generata dalle elevate velocità di raffreddamento che caratterizzano il processo. Questa microstruttura, coerente con l'obiettivo tecnologico di massima precisione e compattezza, garantisce valori di resistenza molto elevati ma introduce anche un certo grado di anisotropia meccanica: la crescita colonnare lungo la direzione di costruzione determina una resistenza e una duttilità diverse a seconda dell'orientazione del carico, fenomeno osservato in più studi nella tabella.

Un altro aspetto chiave che emerge dai risultati è la stretta dipendenza delle proprietà dalla densità locale e dai difetti di fusione. Nonostante le densità globali molto elevate, anche una piccola frazione di porosità residua (0,5-1%) comporta un netto calo della resistenza a fatica, in linea con le previsioni teoriche e con la fisica del processo. Le porosità da mancanza di fusione e le cricche superficiali di solidificazione sono i principali punti di innesco della rottura a fatica, soprattutto nei campioni "as-built". Ciò è coerente con l'obiettivo primario del SLM – riproducibilità dimensionale e densità – ma conferma che la qualità superficiale rimane un limite critico per le prestazioni meccaniche.

Dal punto di vista della fatica, i dati mostrano una forte dispersione dei risultati: i campioni non rifiniti presentano durate di rottura inferiori anche di due ordini di grandezza rispetto ai materiali forgiati, mentre i campioni sottoposti a trattamenti HIP o finitura meccanica raggiungono prestazioni sensibilmente migliori. In diversi studi, la combinazione HIP + lucidatura ha portato a incrementi di durata a fatica fino al 200-300% rispetto allo stato "as-built", dimostrando che i limiti intrinseci nel processo possono essere efficacemente mitigati attraverso trattamenti post-processo adeguati [30].

Le osservazioni raccolte dimostrano che l'SLM soddisfa in modo coerente i suoi target progettuali, ma rimane penalizzato nella vita a fatica. In prospettiva la combinazione di SLM con sorgenti a lunghezza d'onda ridotta e post-processi di densificazione rappresenta la strategia più efficace per massimizzare sia la compattezza che l'affidabilità meccanica delle parti in rame.

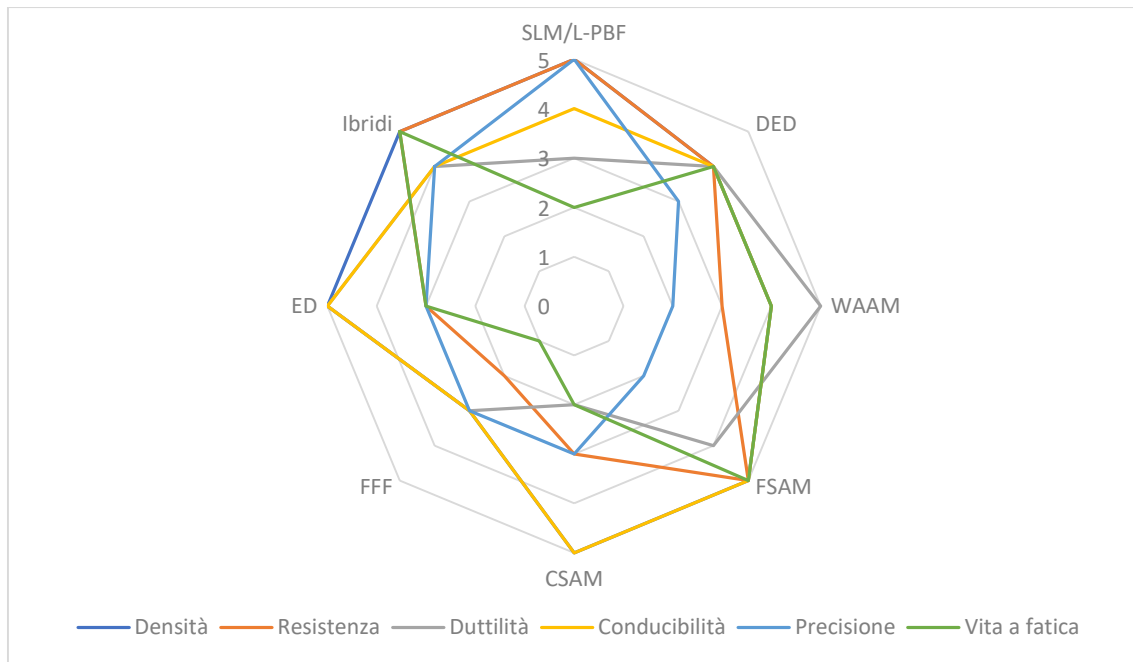


Figura 3 – Confronto qualitativo dei processi additivi per rame e leghe

3.4 Comportamento a fatica – confronto sui lavori analizzati

Il comportamento a fatica dei materiali in rame e delle sue leghe rappresenta uno degli aspetti più complessi e delicati dell'additive manufacturing. L'analisi dei lavori raccolti e sintetizzati in tabella mostra come il comportamento a fatica sia fortemente dipendente dal tipo di processo AM impiegato, dalle strategie termiche e dalle condizioni di solidificazione che definiscono la morfologia microstrutturale.

3.4.1 Confronto tra processi additivi

Nei processi a letto di polvere basati su laser (SLM o L-PBF), il comportamento a fatica risente fortemente della porosità residua e della rugosità superficiale. I dati raccolti mostrano

che, sebbene la densità relativa sia molto elevata, la presenza di vuoti da mancanza di fusione e cricche di solidificazione riduce in modo netto la vita a fatica. I risultati evidenziano una forte dispersione dei risultati, con durate che variano anche di due ordini di grandezza tra campioni “as-built” e campioni trattati. Tuttavia, quando vengono applicati post-processi quali HIP o finitura meccanica/lucidatura, la vita a fatica cresce sensibilmente, raggiungendo anche valori prossimi al rame lavorato in modo convenzionale. La tendenza è chiara e coerente con la fisica del processo: la vita a fatica è dominata dai difetti superficiali e della porosità interna, mentre la resistenza intrinseca del materiale, associata alla microstruttura fine e alla densità elevata, si manifesta solo dopo la rimozione o la chiusura di tali difetti.

Nei campioni ottenuti per DED, la vita a fatica mostra un andamento più stabile e meno dispersivo rispetto ai precedenti processi. Le densità e la maggior scala del bagno di fusione consentono una chiusura parziale dei difetti interni e una minore anisotropia meccanica. Dai risultati si nota che i campioni DED non trattati presentano durate a fatica inferiori al rame forgiato, ma con curve S-N più regolari e meno variabilità tra i provini, segno di un processo termicamente più omogeneo. L'applicazione di trattamenti post-processo, in particolare HIP o ricottura controllata, migliora ulteriormente la stabilità microstrutturale e la resistenza ciclica, con incrementi della vita fino al 50-70% in più rispetto ai campioni “as-built”. È evidente la coerenza con gli obiettivi del processo, la produzione di materiali con bassa anisotropia e buona omogeneità microstrutturale, si riduce in una propagazione regolare delle cricche a fatica. La rugosità superficiale dei cordoni rimane una criticità per l'innescio del danno ciclico.

Il WAAM mostra un comportamento ciclico coerente con la sua natura macroscopica e termicamente stabile. I campioni evidenziano una vita a fatica più regolare, con minore dispersione dei dati ma valori limite di fatica inferiori ai processi laser-based. La microstruttura grossolona e la duttilità complessiva del materiale riducono la velocità di propagazione delle cricche, compensando l'innescio precoce dovuto alla rugosità superficiale. Dopo trattamenti di finitura o levigatura la vita a fatica migliora significativamente, fino a raggiungere valori paragonabili a quelli dei campioni DED. Nel complesso, il WAAM mostra una resistenza ciclica più prevedibile ma meno elevata in

valore assoluto, in linea con la sua vocazione per componenti di grande dimensione e sollecitazioni moderate.

Il FSAM rappresenta la tecnologia con i migliori risultati in assoluto per la fatica. I campioni analizzati mostrano limiti di fatica tra i più elevati, con resistenze a trazione fino a 480 MPa e densità prossime al 100%. L'assenza di fusione elimina completamente i difetti di solidificazione, e la deformazione plastica indotta genera microstrutture equiassiche e finemente geminate, che resistono efficacemente all'innescò e alla propagazione delle cricche. Negli studi analizzati, la vita a fatica del rame FSAM supera quella degli altri processi additivi, risultando comparabile o superiore al rame forgiato e trattato termicamente. Il comportamento è perfettamente coerente con gli obiettivi di massima integrità metallurgica e stabilità ciclica del processo. Anche senza trattamenti post-processo mantiene un comportamento regolare, ulteriori miglioramenti si ottengono con lucidatura superficiale.

Il CSAM mostra prestazioni a fatica minori, con rotture che si innescano precocemente lungo le interfacce interparticellari. La mancanza di fusione e l'adesione prevalentemente meccanica tra particelle limitano la resistenza ciclica complessiva, sebbene la microstruttura globale risulti priva di porosità macroscopiche. Il processo si conferma dunque più adatto ad applicazioni funzionali o di rivestimento, dove le sollecitazioni sono prevalentemente statiche o termiche.

I campioni elettro-deposti (Nt-Cu) mostrano un comportamento a fatica più peculiare. I dati riportano una UTS di 248 MPa e un allungamento del 26% a 0 °C, con un miglioramento significativo della vita a fatica a -2 °C. Questo comportamento è tipico dei materiali "nanotwin", in cui la geminazione fine agisce come barriera alla propagazione delle cricche, ma la densità di difetti di geminazione e la purezza del rame ne limitano la resistenza statica complessiva. Nel contesto AM, l'elettrodeposizione si pone gli obiettivi di ottima conducibilità e integrità metallurgica, ma si caratterizza anche per prestazioni a fatica moderate e fortemente sensibili alla temperatura.

3.4.2 Effetti dei trattamenti post-processo

I dati raccolti evidenziano una tendenza generale molto chiara: la fatica nei materiali AM di rame è dominata dallo stato superficiale e dalla presenza di porosità residua. Il miglioramento post-processo è quindi determinante:

- **HIP (Hot Isostatic Pressing):** si conferma il trattamento più efficace, soprattutto per i campioni SLM e DED, perché elimina la porosità interna e riduce le tensioni residue. Incrementi della durata a fatica fino a 2-3 volte rispetto ai campioni “as-built” sono comunemente riportati.
- **Finitura meccanica e lucidatura:** riducono la rugosità superficiale e, quindi, i siti di innesco delle cricche. Nei processi SLM e WAAM, il miglioramento della vita a fatica è proporzionale alla riduzione del Ra superficiale.
- **Trattamenti termici di ricottura o invecchiamento:** mostrano effetti variabili. ad esempio nelle leghe CuCrZr, l’invecchiamento controllato aumenta la durezza e la resistenza statica, ma può ridurre leggermente la durata a fatica a causa della ridotta capacità di accomodamento plastico.
- **Trattamenti combinati:** forniscono i risultati migliori, portando la vita a fatica del rame AM prossima o superiore al materiale forgiato.

3.4.3 Sintesi e tendenze generali

Il confronto dei lavori sulla fatica conferma che non esiste un unico processo additivo “ottimale” per il rame, ma una relazione diretta tra obiettivo tecnologico e comportamento ciclico. I processi laser-based offrono le migliori proprietà statiche e, con adeguato post-trattamento, possono raggiungere ottime prestazioni a fatica. I processi arc-based garantiscono stabilità e duttilità, ideali per strutture soggette a cicli moderati. I processi solid-state stabiliscono il riferimento assoluto per integrità metallurgica e durata a fatica. L’elettrodeposizione rappresenta, invece, un approccio funzionale, più vicino ai rivestimenti o ai metalli puri, coerente con le sue finalità. In definitiva, il comportamento a fatica del rame AM è un perfetto indicatore della maturità metallurgica del processo: quanto più il processo riesce a controllare difetti, tensioni e rugosità, tanto più il materiale si comporta come un rame lavorato tradizionalmente.

3.5 Confronto tra processi sul rapporto limite di fatica / resistenza a rottura

Il rapporto tra il limite di fatica e la resistenza a trazione ultima rappresenta un parametro sintetico ma altamente significativo per valutare la capacità di un materiale di mantenere la propria integrità meccanica sotto carichi ciclici in relazione alla sua resistenza statica. Un valore elevato di R indica che il materiale conserva una frazione consistente della sua resistenza anche in condizioni di sollecitazione ripetuta, suggerendo una microstruttura omogenea, priva di difetti critici e con buona tenacità intrinseca. Viceversa, valori bassi di R denotano una maggiore sensibilità ai difetti di processo, alla rugosità superficiale o alle tensioni residue, che accelerano l'innescò e la propagazione delle cricche di fatica. In questo senso, R è una misura diretta dell'efficienza strutturale e dell'affidabilità ciclica di un materiale prodotto mediante AM, e permette un confronto immediato tra processi anche diversi dal punto di vista termico e metallurgico [32].

L'analisi dei dati raccolti mette in evidenza differenze significative nei valori di R . Questo testimonia l'elevata variabilità del comportamento a fatica in funzione del processo, ma anche una coerenza interna legata alla fisica della solidificazione o alla modalità di deformazione plastica che caratterizza la deposizione.

Nel caso di L-PBF, i valori medi di R oscillano fra 0,27 e 0,42 a seconda della direzione di costruzione e delle condizioni di prova. Le differenze fra direzioni di deposizione sono attribuibili alla microstruttura colonnare e all'anisotropia meccanica tipica del processo: nella direzione verticale, parallela alla crescita dei layer, la presenza di difetti sub-superficiali e la scarsa continuità metallurgica tra strati determinano un rapporto inferiore (0,27), mentre nella direzione orizzontale o lungo la diagonale, dove i piani di fusione risultano più continui, il rapporto aumenta fino a 0,46. Questa variabilità è coerente con la letteratura e riflette la natura direzionale delle sollecitazioni che governano l'innescò di cricche di fatica. L'andamento generale suggerisce che, sebbene il processo garantisca alte resistenze statiche, la vita a fatica rimane sensibilmente inferiore a causa della rugosità e dei microvuoti da mancanza di fusione [31].

Il comportamento del MLFS mostra rapporti compresi tra 0,42 e 0,46, quindi tendenzialmente superiori a quelli osservati per i processi a letto di polvere. Tale risultato è attribuibile alla natura solid-state del processo, che riduce drasticamente la presenza di porosità e tensioni residue, garantendo un'unione metallurgica più omogenea tra gli strati. L'assenza di fusione e solidificazione consente di ottenere microstrutture fini ma continue,

in cui i meccanismi di innesco e propagazione delle cricche risultano rallentati. Di conseguenza, il materiale riesce a mantenere una quota più elevata della propria resistenza statica anche sotto carichi ciclici, con rapporto che testimonia un buon compromesso tra resistenza e durata.

Il FSAM, anch'esso basato su deformazione plastica allo stato solido, presenta un rapporto medio di 0,30. Tale valore, inferiore rispetto al MLFS, risulta coerente con la natura del processo e con i livelli di resistenza assoluti molto elevati. Qui, la riduzione di R non indica una minore qualità metallurgica, bensì il fatto che, pur mantenendo una densità pressoché totale e una microstruttura equiassica, la maggiore resistenza statica amplifica il gradiente di tensione alla radice delle cricche, abbassando il rapporto relativo [33]. È tuttavia importante sottolineare che i limiti di fatica raggiunti dai campioni FSAM restano tra i più elevati per il rame AM, con una regolarità di comportamento che denota ottima stabilità ciclica.

I dati relativi al WAAM evidenziano una chiara dipendenza dalle condizioni termiche di deposizione e dal trattamento successivo. I valori più bassi si osservano per i campioni nello stato “as-built”, mentre i valori più elevati si osservano per i campioni sottoposti a trattamenti termici di stabilizzazione (FSP+T6). Questa tendenza è coerente con il comportamento tipico del WAAM, in cui il grande apporto termico e i grani grossolani riducono la resistenza a fatica iniziale, ma la successiva omogeneizzazione e il rilassamento delle tensioni residue migliorano sensibilmente il comportamento ciclico [34].

Nel complesso, il processo WAAM dimostra che, pur partendo da prestazioni statiche inferiori rispetto ad altri processi, può raggiungere rapporti R paragonabili o superiori quando la rugosità superficiale e le tensioni interne vengono opportunamente controllate.

Tabella 4 – Confronto tra i principali processi additivi in funzione del rapporto tra limite di fatica e resistenza ultima a trazione. La tabella riassume i risultati sperimentali raccolti in letteratura. Tale confronto consente di valutare l'efficienza meccanica complessiva dei vari processi in termini di compromesso tra resistenza statica e comportamento ciclico.

TITOLO	TIPO DI AM	RISULTATI PROVE DI TRAZIONE/COMPRESSIONE	RISULTATI PROVE DI FATICA	RAPPORTO $\sigma_{fatica}/\sigma_{UTS}$
Mechanical behaviour, microstructural evolution and texture analysis of AA2024-T351 processed by multi-layer friction surfacing with high build rates	Multi-layer friction surfacing (MLFS)	Direzione di deposizione (90°): 408 ± 5 Mpa, direzione di costruzione (0°): 377,3 ± 21,3 Mpa, diagonale (45°): 395 ± 19,5 Mpa, interfaccia: 305,8 ± 44,1 Mpa	Limite di fatica circa 170,5-174 Mpa	Direzione di deposizione (90°): 0,42, direzione di costruzione (0°): 0,46, diagonale (45°): 0,44, interfaccia: 0,56
Analysis of complex internal channels on high-cycle fatigue behaviour of LBPF GRCo-42	Laser Powder Bed Fusion (L-PBF)	A 20 °C: UTS = 353,4 Mpa, $\sigma_{0,2}$ = 211,7 Mpa. A 500 °C: UTS = 124,4 Mpa, $\sigma_{0,2}$ = 113,1 Mpa	A 20 °C: miglior vita a fatica per campioni senza canale, poi canale rettilineo e canale elicoidale. Limite di resistenza stimato (10 ⁷ cicli) rispettivamente: 96,6 Mpa, 82,4 Mpa, 70,0 Mpa. A 500 °C troviamo significativa riduzione della resistenza a fatica.	A 20 °C per campioni senza canale, poi canale rettilineo e canale elicoidale: 0,27, 0,23, 0,20
Achieving high fatigue strength of large-scale ultrafine-grained copper fabricated by friction stir additive manufacturing	Friction Stir Additive Manufacturing (FSAM), con raffreddamento ad acqua	UTS = 436 ± 14 Mpa, $\sigma_{0,2}$ = 330 ± 8 Mpa	limite di fatica 130 Mpa a 10 ⁷ cicli, fatigue ratio = 0,30	0,3
Achieving isotropic ultra-high strength and fatigue properties in a wire arc directed energy deposited Al-Zn-Mg-Cu-Sc alloy via interlayer friction stir processing	Wire-Arc Directed Energy Deposition (WA-DED/WAAM)	UTS: as-built ≈ 510 Mpa, T6 ≈ 580 Mpa, FSP ≈ 570 Mpa, FSP+T6 ≈ 618 Mpa (H)/611 Mpa (V). YS: as-built ≈ 420 Mpa, FSP+T6 ≈ 560 Mpa	Eseguite fino a 10 ⁷ cicli: as-built ≈ 190 Mpa, T6 ≈ 140 Mpa, FSP ≈ 200 Mpa, FSP+T6 ≈ 250 Mpa (H/V)	as-built ≈ 0,37, T6 ≈ 0,24, FSP ≈ 0,35, FSP+T6 ≈ 0,45

3.6 Influenza delle temperature sulle proprietà dei componenti in rame AM

Il rame è un materiale fortemente termoconduttore e caratterizzato da una mobilità dislocativa elevata già a basse temperature, per cui anche variazioni termiche moderate influenzano in maniera marcata la risposta meccanica e microstrutturale. In generale, l'aumento della temperatura tende a ridurre la resistenza a trazione e la durezza, mentre si osservano frequentemente incrementi di duttilità. Questa tendenza è coerente con la natura fortemente sensibile del rame, ma l'intensità del fenomeno dipende in modo significativo dal processo additivo utilizzato, dalla microstruttura prodotta e dalla presenza di fasi secondarie o difetti residui.

Nei campioni prodotti con processi a letto di polvere la risposta alla variazione di temperatura è particolarmente marcata. A temperatura ambiente, le alte velocità di raffreddamento generano microstrutture fini, in grado di garantire resistenza e durezza. Tuttavia, già a temperature moderate, l'elevata conduttività termica del rame favorisce un rapido recupero dislocativo e una riduzione dell'effetto di indurimento da raffreddamento rapido, con conseguente calo della resistenza a trazione. Le prove evidenziano come la resistenza meccanica decresca sensibilmente con la temperatura, mentre la deformazione plastica aumenta, confermando progressivo "rilassamento" delle tensioni residue e ammorbidimento del materiale. All'opposto, alle basse temperature, i campioni mostrano un comportamento più fragile e una riduzione della capacità di deformazione, dovuta al congelamento parziale dei meccanismi di scorrimento.

Un comportamento differente si osserva nei processi a deposizione diretta. Qui, la microstruttura più grossolana e l'assenza di elevate tensioni residue determinano una risposta più stabile alle variazioni di termiche, favorendo un comportamento termomeccanico più isotropo e prevedibile. In questi campioni, la variazione di temperatura non altera in modo sostanziale la duttilità, ma influisce sulla resistenza, che diminuisce più gradualmente rispetto ai processi a letto di polvere. Tuttavia, alle alte temperature, anche in questi campioni si osserva una perdita progressiva di resistenza e durezza, legata ai fenomeni di ricristallizzazione secondaria e coalescenza dei grani, mentre la conducibilità elettrica tende ad aumentare per la riduzione dei difetti reticolari [35].

Il comportamento più interessante rispetto alla temperatura emerge dai campioni ottenuti per elettrodeposizione. I dati relativi al rame (Nt-Cu) mostrano come la temperatura influenzi in modo non lineare la risposta meccanica e a fatica. A 0 °C, i campioni presentano una

resistenza a trazione di circa 248 MPa e un allungamento del 26%, ma la durata a fatica migliora quando la temperatura passa a -2 °C. questo effetto, controintuitivo rispetto alla tendenza generale, è coerente con la microstruttura nanotwin: a temperature sub-zero, la mobilità delle dislocazioni è parzialmente ridotta e le geminazioni agiscono come barriere stabili alla propagazione delle cricche, rallentando i meccanismi di danno ciclico. Il rame elettro-deposto, quindi, mostra un comportamento “più robusto” alle basse temperature, grazie al ruolo strutturale dei “twin boundaries”, che diventano più efficaci nel confinare la deformazione plastica quando la temperatura diminuisce [36].

Nei processi solid-state la temperatura influenza la risposta meccanica in maniera più prevedibile: la resistenza tende a ridursi solo a temperature molto elevate, mentre la vita operativa rimane pressoché invariata nel campo operativo standard. Questo conferma la stabilità microstrutturale del materiale prodotto con tale processo. La microstruttura equiassica e compatta, unita alla quasi totale assenza di porosità e tensioni residue, garantisce una resistenza meccanica stabile su un ampio intervallo di temperature.

Queste evidenze confermano che la temperatura non è solo un parametro di prova, ma un fattore strutturale nella progettazione dei componenti in rame AM, capace di determinare le prestazioni del materiale nel tempo. La possibilità di modulare le condizioni termiche in funzione del processo e della lega apre prospettive di ottimizzazione mirate e si conferma una chiave fondamentale per l’affidabilità dei componenti in rame e leghe di rame mediante additive manufacturing.

Tabella 5 – Influenza della temperatura sui processi e sulle proprietà meccaniche dei componenti. La tabella raccoglie i principali risultati sperimentali relativi all’effetto della temperatura di processo o di esercizio sulle proprietà meccaniche dei materiali prodotti con AM. Sono riportati i valori di resistenza a trazione e vita a fatica ottenuti in diverse condizioni termiche.

TITOLO	TIPO DI AM	TRATTAMENTO TERMICO/POST-PROCESSO	RISULTATI PROVE DI TRAZIONE/COMPRESSIONE	RISULTI PROVE DI FATICA
High-density nanotwinned copper foils electrodeposited under low temperatures for lithium-ion batteries	Elettrodeposizione (ED)	Elettrodeposizione a varie temperature (-2 °C, 0 °C, 30 °C)	A 0 °C: 248,12 Mpa. Valori di resistenza inferiori per temperature maggiori	Nt-Cu elettrodeposto a -2 °C mostra vita a fatica più elevata rispetto a 0 °C e 30 °C (dati qualitativi, senza valori numerici espliciti)
Analysis of complex internal channels on high-cycle fatigue behaviour of LBPF GRCo-42	Laser Powder Bed Fusion (L-PBF)	Hot Isostatic Pressing (HIP)	A 20 °C: UTS = 353,4 Mpa, $\sigma_{0.2}$ = 211,7 Mpa. A 500 °C: UTS = 124,4 Mpa, $\sigma_{0.2}$ = 113,1 Mpa	A 20 °C: miglior vita a fatica per campioni senza canale, poi canale rettilineo e canale elicoidale. Limite di resistenza stimato (10 ⁷ cicli) rispettivamente: 96,6 Mpa, 82,4 Mpa, 70,0 Mpa. A 500 °C troviamo significativa riduzione della resistenza a fatica.
Effect of solution treatment on porosity, tensile properties and fatigue resistance of Al-Cu alloy fabricated by WAAM	Wire Arc Additive Manufacturing (WAAM)	T6 a 530 °C e 540 °C per 1h + invecchiamento a 175 °C per 16h	Materiale 'grezzo': UTS = 238 Mpa (0°) - 222 Mpa (90°), $\sigma_{0.2}$ = 132 Mpa (0°) - 119 Mpa (90°). T6 a 530 °C: UTS = 396 Mpa (0°) - 375 Mpa (90°), $\sigma_{0.2}$ = 226 Mpa (0°) - 223 Mpa (90°). T6 a 540 °C: UTS = 392 Mpa (0°) - 364 Mpa (90°), $\sigma_{0.2}$ = 205 Mpa (0°) - 202 Mpa (90°)	217.702 cicli (0 °C), 89.615 cicli (90 °C), crack critico 17.0 mm, legge di Paris: C = 2,18x10 ⁻⁸ , m = 5,01 per materiale 'grezzo'. Vita a fatica più alta, crack critico 20,1 mm, C = 1,12x10 ⁻⁸ , m = 3,96 per T6 a 530 °C, per T6 a 540 °C vita a fatica più bassa rispetto al 530 °C, crack critico 20,0 mm, C = 5,52x10 ⁻⁸ , m = 4,72
Interfacial stability of additively manufactured bimetallic structures: Alloy 625 - GRCo-42	Laser Powder Bed Fusion (rame) + Direct Energy Deposition (alloy 625)	Esposizione a 816 °C per 50-500 h	Stato iniziale (as-built): UTS = 363 Mpa, YS = 243 Mpa. Dopo esposizione termica (200 h): UTS = 340 Mpa, YS = 213 Mpa	As-built: 45.935-95.000 cicli. 200 h: 18.519-164.580 cicli (riduzione media -41,6%)
Fatigue assessment of additively-manufactured C-18150 copper alloy at room and elevated temperatures via a microstructure-sensitive algorithm	Laser Powder Bed Fusion (L-PBF)	Nessun trattamento termico; test condotti in condizioni as-built lucidate (superficie preparata secondo ASTM E466)	YS = 115 Mpa a 204 °C, 100 Mpa a 426 °C, 120-135 Mpa a temperatura ambiente	vita a fatica >10 ⁷ cicli a temperatura ambiente e a 204 °C, forte calo a 426 °C

3.7 Resistenza alla corrosione delle leghe di rame prodotte tramite AM

L'analisi comparativa dei lavori selezionati evidenzia come il comportamento alla corrosione dei materiali a base rame dipenda in modo sostanziale sia dalla microstruttura generata dal processo di fabbricazione, sia dalla composizione chimica del sistema metallico. Il rame puro e le leghe Cu-based, pur garantendo elevata conducibilità elettrica e termica, sono intrinsecamente suscettibili all'ossidazione e alla corrosione in ambienti umidi o salini. Tuttavia, l'evoluzione dei processi additivi e di deposizione controllata ha consentito di modulare tali proprietà attraverso il raffinamento microstrutturale e l'introduzione di elementi passivanti.

Le prove di corrosione sono state svolte su due articoli della ricerca. Il primo ha indagato il comportamento corrosivo di rame nanogeminato (Nt-Cu) ottenuto mediante ED a temperature comprese tra $-4\text{ }^{\circ}\text{C}$ e $30\text{ }^{\circ}\text{C}$. I campioni, immersi in NaCl 0,1 M per 250 h, hanno mostrato che la riduzione della temperatura di deposizione produce microstrutture più fini e densamente geminate, con conseguente diminuzione della perdita di massa e aumento del potenziale di corrosione. I provini elettrodepositati a temperature inferiori a $0\text{ }^{\circ}\text{C}$ hanno evidenziato la migliore resistenza alla corrosione, con superfici compatte e prive di cavità, attribuibile alla stabilità dei bordi di geminazione che ostacolano la diffusione ionica e la penetrazione dell'elettrolita. Le analisi EIS e XPS hanno confermato la formazione di un film passivante continuo costituito prevalentemente da Cu_2O e $\text{Cu}(\text{OH})_2$, arricchito da fluoruri e fosfati dopo immersione in elettrolita commerciale. Nel complesso, i risultati dimostrano che la microstruttura nanogeminata riduce drasticamente la tendenza all'ossidazione localizzata, fornendo un ottimo compromesso tra conduttività e stabilità chimica, con potenziale applicazione come collettori di corrente o strati conduttivi protettivi [23].

Il secondo articolo analizzato riguarda una lega ibrida Ni-based 625 rinforzata con GRCop-42 (Cu-4Cr-2Nb), realizzata tramite DED. In questo caso, la resistenza alla corrosione deriva principalmente dall'effetto sinergico tra la matrice a base nichel e la fase rame-cromo-niobio. Le prove elettrochimiche in soluzione NaCl 3,5 % hanno mostrato un potenziale di corrosione più nobile e una densità di corrente anodica ridotta rispetto al rame puro, indicando una maggiore tendenza alla passivazione. La caratterizzazione post-corrosione (SEM, EDS, XPS) ha evidenziato la formazione di un film ossidico multistrato, composto

da ossidi misti di Ni, Cr e Cu (NiO, Cr₂O₃, Cu₂O). Tale strato, compatto e aderente, agisce come barriera alla diffusione ionica e alla propagazione di pitting, riducendo la corrosione galvanica all'interfaccia fra le due fasi metalliche. L'aggiunta di Nb favorisce inoltre la formazione di precipitati stabili che inibiscono la segregazione superficiale del rame e contribuiscono alla stabilità del film passivo anche in ambienti ossidanti ad alta temperatura [25].

Entrambi gli studi dimostrano che un controllo mirato dei parametri di processo, della composizione e dei trattamenti post-processo consente di ottenere materiali rame-base con resistenza alla corrosione paragonabile o superiore a quella dei materiali convenzionali, preservando al contempo l'elevata conducibilità tipica del rame.

Tabella 6 – Confronto dei risultati di corrosione. La tabella riassume le principali evidenze sperimentali emerse dagli studi analizzati, mettendo a confronto le condizioni di prova, i parametri elettrochimici e la natura dei prodotti di corrosione.

TITOLO	TIPO DI AM	COMPOSIZIONE	TRATTAMENTO TERMICO/POST-PROCESSO	CONDIZIONI AMBIENTALI	CORROSIONE/OSSIDAZIONE	RIFERIMENTO BIBLIOGRAFICO
High-density nanotwinned copper foils electrodeposited under low temperatures for lithium-ion batteries	Elettrodeposizione (ED)	Rame nanogeminato (Ni-Cu)	Elettrodeposizione a varie temperature (-2 °C, 0 °C, 30 °C)	Prove effettuate principalmente a temperatura ambiente. Tuttavia, lo studio ha valutato anche il comportamento dei depositi in funzione della temperatura di elettrodeposizione (da +30 °C fino a -4 °C), per evidenziare l'influenza della microstruttura sulle prestazioni meccaniche e sulla resistenza a fatica. Inoltre è stata condotta un'analisi di corrosione in soluzione di NaCl 1 M e in elettrolita commerciale per batterie agli ioni di Litio, per simulare condizioni operative reali	Campioni a -2 °C e 0 °C mostrano migliore resistenza alla corrosione. A 30 °C il degrado è più rapido in NaCl	Han W., Shen C., Zhu D., et al. "High-density nanotwinned copper foils electrodeposited under low temperatures for lithium-ion batteries". Energy 320 (2025): 135241
Interfacial stability of additively manufactured bimetallic structures: Alloy 625 - GRCo-42	Laser Powder Bed Fusione (rame) + Direct Energy Deposition (alloy 625)	Alloy 625 (Ni-based) + GRCo-42 (Cu-4Cr-2Nb)	Esposizione a 816 °C per 50-500 h	Tutti i test sono stati condotti a temperatura ambiente in aria, senza l'uso di atmosfere controllate. Campioni sottoposti a esposizione prolungata a 816 °C per tempi da 50 a 500 h	Perdita di materiale nel Cu crescente nel tempo: 426 µm (50 h), 727 µm (100 h), 1044 µm (200 h), 1826 µm (500 h)	Rieffer A., Wessman A. "Interfacial stability of additively manufactured bimetallic structures: Alloy 625 - GRCo-42". Journal of Manufacturing and Materials Processing, 2025; 9:34

4. CONCLUSIONI

Il presente lavoro ha analizzato in modo sistematico il comportamento del rame e delle sue leghe nell'ambito dell'Additive Manufacturing, con l'obiettivo di comprendere le relazioni tra processo, microstruttura e proprietà meccaniche, e di individuare le criticità ancora presenti. L'analisi della letteratura e la comparazione dei risultati raccolti hanno permesso di evidenziare le tendenze più significative e di proporre una lettura unitaria delle prestazioni meccaniche del rame additivo. Il rame, pur essendo un materiale di grande interesse per le sue proprietà fisiche, rimane complesso da lavorare additivamente. La sua elevata conducibilità termica e riflettività rendono difficoltoso il controllo della fusione e favoriscono la formazione di difetti e tensioni residue. Tuttavia, i progressi tecnologici – in particolare l'impiego di laser a lunghezze d'onda dedicate e la gestione termica del processo – hanno consentito di ottenere densità elevate e microstrutture più omogenee, avvicinando le proprietà meccaniche del rame AM a quelle dei materiali tradizionalmente lavorati.

Il confronto tra le diverse tecnologie ha mostrato che la fisica del processo incide in modo decisivo sulle proprietà finali. I processi a fusione laser garantiscono buona precisione geometrica ma restano sensibili a porosità e rugosità superficiale, che penalizzano la vita a fatica. I processi a deposizione diretta offrono una maggiore omogeneità termica e un comportamento ciclico più stabile, soprattutto dopo opportuni trattamenti post-processo. I processi a stato solido si distinguono infine per la loro integrità metallurgica e la stabilità microstrutturale, mostrando la migliore risposta a fatica tra le tecnologie analizzate. Il comportamento a fatica è risultato fortemente influenzato dalla presenza di difetti e dalla qualità superficiale. Il rapporto tra limite di fatica e resistenza a trazione si è rivelato un parametro sintetico ed efficace per valutare l'efficienza strutturale dei materiali, poiché riflette in modo diretto la capacità del processo di produrre un materiale denso, omogeneo e privo di discontinuità critiche. Anche la temperatura di esercizio si è dimostrata un fattore determinante: i materiali fusi al laser mostrano un rapido decadimento delle proprietà meccaniche all'aumentare della temperatura, mentre quelli ottenuti con processi solid-state mantengono una risposta più stabile.

Nel complesso, emerge che non esiste un unico processo ottimale, ma un insieme di tecnologie che, opportunamente scelte in funzione dell'applicazione e abbinate a trattamenti post-processo adeguati, possono fornire prestazioni elevate e affidabili. I processi laser-

based restano preferibili per componenti ad alta precisione, mentre quelli a stato solido rappresentano la soluzione più efficace per applicazioni strutturali o termicamente sollecitate. Il lavoro ha quindi evidenziato come la durabilità a fatica e la qualità metallurgica siano strettamente legate al controllo dei parametri di processo e dei trattamenti successivi. In prospettiva, l'evoluzione dell'Additive Manufacturing del rame passerà attraverso l'integrazione di sistemi di monitoraggio in-situ, l'uso di sorgenti energetiche più efficienti e l'applicazione di modelli predittivi basati su intelligenza artificiale, in grado di correlare in tempo reale parametri di processo e proprietà finali. Raggiungere un equilibrio stabile tra conducibilità, integrità e resistenza meccanica rimane la principale sfida tecnologica, ma anche la chiave per l'effettiva maturità industriale del rame AM. Le conoscenze acquisite costituiscono una base solida per le ricerche future, orientate verso una manifattura additiva sempre più affidabile, efficiente e sostenibile [37].

TABELLA COMPLETA

Tabella 7 – Articoli dal numero 1 al numero 5 (parte 1)

TITOLO	AUTORI	ANNO	TIPO DI AM	FOCUS	COMPOSIZIONE	TRATTAMENTO TERMICO/POST-PROCESSO	CONDIZIONI AMBIENTALI	PROVE DI TRAZIONE/COMPRESSIONE
Mechanical behaviour, microstructural evolution and texture analysis of AA2024-T351 processed by multi-layer friction surfacing with high build rates	Marius Hoffmann, Arne Roos, Benjamin Kusenann	2025	Multi-layer friction surfacing (MLS)	Indagare la microstruttura e la proprietà meccaniche in MLS utilizzando un parametro di processo che comprieta elevata velocità di deposizione	Al(90-95%) - Cu(3-4.9%) - Mg(1.2-1.8%) - Si (0.5%)	Solubilizzazione + invecchiamento naturale (6 mesi)	Tutte le prove sono state effettuate a temperatura ambiente, senza controllo di umidità	Le prove di trazione sono state condotte su provini piatti miniaturizzati secondo le normative ASTM E8 - Type 3 ed EN 6072 (Mini-T type specimen). I campioni sono stati estratti in diverse orientazioni (0°, 45°, 90° e lungo l'interfaccia) e successivamente lavorati a macchina. Le prove sono state eseguite su macchina universale, con cella di carico da 5 kN, applicando un carico monotono in spostamento controllato a una velocità di 0.5 mm/min
New method for fatigue characterization via cyclical instrumented indentation testing	L.S. Santos, H.A. Bruck	2022	Direct Metal Laser Sintering (DMLS)	Sviluppo di una nuova metodologia per caratterizzare localmente la fatica dei materiali metallici e composti tramite prove di indentazione ciclica strumentata. L'obiettivo è ricostruire curve S-N da un singolo provino, riducendo tempi e costi rispetto ai test tradizionali	Acciaio 4340, acciaio 9310, ottone 360	Non specificato	Le prove sono state svolte a temperatura ambiente, senza controllo specifico di umidità o temperatura esterna	Non dirette: metodo basato su correlazione rigidezza-sforzo equivalente, non su test standard
Dispersion hardening using amorphous nanoparticles deployed via additive manufacturing	Ge Wang, Yin Zhang, Jian Liu, Wen Chen, Kang Wang, Bo Cui, Bingkun Zou, Qibao Ouyang, Yanning Zhang, Zhaoyang Hu, Lu Wang, Wentao Yan, Shenbao Jin, Jun Ding, Y. Morrie Wang, Ting Zhu, Zan Luo, Di Zhang, Evan Ma	2025	Laser Powder Bed Fusion (L-PBF)	Utilizzo di nanoparticelle amorfiche (B-C) disperse nella matrice di rame per rafforzare la lega, evitando i limiti delle dispersioni cristalline (bassa duttilità e innesco di cricche)	Rame puro + particelle amorfiche B-C (circa 47 nm, fino al 12% in volume)	Nanoframmentazione in situ + mek-quench. In alcuni casi ricottura fino a 1173 K	Le prove sono state eseguite a temperatura ambiente, senza particolari controlli di umidità o atmosfera, ma con una preparazione accurata delle superfici dei provini per ridurre al minimo effetti secondari dovuti all'ossidazione	Sono stati preparati provini "dog-bone" mediante elettroerosione a filo (EDM), con sezione utile pari a 2 mm di spessore, 1 mm di larghezza e calibro di 10 mm. Orientazione di prelievo perpendicolare alla direzione di costruzione. Superfici progressivamente rifinite con carte abrasive al carbonio di silicio (360-4000 grit) e successivamente lucidate con sospensioni diamantate fino a 1 µm, al fine di minimizzare difetti e concentrazioni di tensioni. Prove di trazione monotona eseguite in una macchina universale Instron 3344, applicando una velocità di deformazione costante di $5 \times 10^{-3} s^{-1}$. Allungamento registrato tramite estensimetro ottico digitale con risoluzione di 1 µm
High-density nanotwinned copper foils electrodeposited under low temperatures for lithium-ion batteries	Wenqi Han, Chunlan Shen, Di Zhu	2025	Elettrodeposizione (ED)	Migliorare resistenza meccanica, duttilità e resistenza a corrosione dei foil di rame per LIBs	Rame nanogenminato (Ni-Cu)	Elettrodeposizione a varie temperature (-2 °C, 0 °C, 30 °C)	Prove effettuate principalmente a temperatura ambiente. Tuttavia, lo studio ha valutato anche il comportamento dei depositi in funzione della temperatura di elettrodeposizione (da +30 °C fino a -4 °C), per evidenziare l'influenza della microstruttura sulle prestazioni meccaniche e sulla resistenza a fatica. Inoltre è stata condotta un'analisi di corrosione in soluzione di NaCl 1 M e in elettrolita commerciale per batterie agli ioni di litio, per simulare condizioni operative reali	I provini sono stati ricavati da depositi elettrodeposti, tagliati in forma "dog-bone" secondo geometria standardizzata per test meccanici. Le prove di trazione sono state condotte utilizzando una macchina universale di prova (Instron), a velocità di deformazione costante di $5 \times 10^{-4} s^{-1}$. La deformazione è stata misurata con estensimetro ottico e la microstruttura dei provini fratturati analizzata con SEM per osservare la morfologia della frattura
Analysis of complex internal channels on high-cycle fatigue behaviour of LBPf GRCop-42	Gaurav Gandhi, Michael D. Sangid	2025	Laser Powder Bed Fusion (L-PBF)	Analizzare l'effetto dei canali interni (nessuno, dritto, elicoidale) sul comportamento a fatica ad alto numero di cicli, a 20 °C e 500 °C	GRCop-42 (Cu 92-93%, Cr <4%, Nb <2%)	Hot Isostatic Pressing (HIP)	Costituite da aria ambiente per i test a temperatura ambiente e da aria statica (senza atmosfera protettiva) per le prove condotte a 500 °C. La superficie esterna dei provini era lavorata meccanicamente, le superfici interne dei canali rimanevano nello stato as-built della LPBF, conservando la rugosità superficiale	Provini preparati in configurazione "dog-bone" e in tre varianti geometriche: senza canale, con canale rettilineo e con canale elicoidale (diametro 1 mm, passo 10 mm, diametro elicoidale 3 mm), successivamente sottoposti a HIP. A 20 °C, i test monotoni uniaxiali sono stati effettuati con una velocità di spostamento di 0.12 mm/min e la misura della deformazione è stata eseguita con estensimetro. A 500 °C, il riscaldamento è stato fornito mediante un sistema a induzione (Ambrell Easyheat da 6 kW) con termocoppia di tipo K saldata direttamente sul provino, mentre la deformazione è stata monitorata con DIC

Tabella 8 – Articoli dal numero 1 al numero 5 (parte 2)

RISULTATI PROVE DI TRAZIONE/COMPRESSIONEQUADRO ALLUNGAMENTO TOTALE		PROVE DI FATICA		RISULTATI PROVE DI FATICA		PROVE DI DUREZZA/INDENTAZIONE		RISULTATI MICROSTRUTTURALI		CORROSIONE/OSSIDAZIONE		RIFERIMENTO BIBLIOGRAFICO	
Direzione di deposizione (90°): 408 ± 5 Mpa, direzione di costruzione (0°): 377,3 ± 21,3 Mpa, diagonale (45°): 395 ± 19,5 Mpa, interfaccia: 305,8 ± 44,1 Mpa	Direzione di deposizione (90°): 17,7 ± 2,5%, direzione di costruzione (0°): 8,9 ± 3,2%, diagonale (45°): 11,6 ± 3,6%, interfaccia: 9,1 ± 3,1%	Le prove di fatica sono state condotte secondo ASTM E466 su provini cilindrici assialsimmetrici estratti lungo la direzione di costruzione e successivamente lavorati a macchina. I test sono stati eseguiti con una macchina servo-idraulica equipaggiata con celle di carico da 10 kN, applicando un rapporto di carico R = 0,1 in forma sinusoidale, con ampiezza costante a controllo di carico e frequenza di 10 Hz, per ciascun livello di carico sono stati testati 4 provini, fino al raggiungimento del limite di fatica pre-definito pari a 10 ⁷ cicli		Limite di fatica circa 170,5-174 Mpa		Durezza media di circa 115 HV0,2. Raggiunge 145 HV0,2 nei primi 4-5mm degli strati superiori e durezza minima al centro degli strati, con aumenti in corrispondenza delle interfacce. Percorrendo la base partiamo da valori 160 HV0,2 ad arrivare a 120 HV0,2		Grati equispaziati 1,6-1,8 µm. Troviamo "brass(011)211" rolling texture" con grandi allungati negli strati più bassi (per circa 200 µm) che cambia in "B(112)[110] shear texture" per gli strati superiori. Forte anisotropia		Non sono state svolte prove di corrosione		Hofmann M., Roos A., Klusemann B. "Mechanical behaviour, microstructural evolution and texture analysis of AA2024-T351 processed by multi-layer friction surfacing with high build rates". Progress in Additive Manufacturing, Online first, 1-17	
		Le prove di fatica sono state eseguite mediante ciclici instrumented indentation testing, utilizzando una macchina dinamica Bose Electroforce 3330 configurata per applicare forze cicliche a scala macroscopica. I provini erano ricavati da barre cilindriche di acciaio 4340, acciaio 9310 e ottone 360, con diametro di circa un pollice e lunghezza 1 cm, successivamente lucidati fino a una finitura sub-micrometrica, come penetratore è stato impiegato un indenter Rockwell A in diamante fissato al telaio di prova. Il carico applicato seguiva un'onda sinusoidale compresa tra 55 e 588 N (10-60 kgf) a una frequenza di 10 Hz. Ogni prova veniva portata avanti fino a un massimo di 1.000.000 cicli, monitorando la progressiva degradazione della rigidezza del materiale sotto l'indenter, da questi dati veniva poi derivata una curva S-N equivalente		Acciaio 4340: riduzione al 70% della rigidezza dopo 100.000 cicli. Acciaio 9310: riduzione al 70% dopo 500.000 cicli. Ottone 360: riduzione al 85% dopo 100.000 cicli		Indentazione ciclica strumentata. Si misura la diminuzione della rigidezza locale che viene trasformata in curva S-N		Accumulo di danno plastico fino a circa 300 µm sotto l'indenter, confermata da microscopia ottica e simulazioni FEM. Campo di Von Mises coerente con la riduzione di rigidezza osservata.		Non sono state svolte prove di corrosione		Santos, L.S., Bruck, H.A. "New Method for Fatigue Characterization via Cyclic Instrumented Indentation Testing". Experimental Techniques, 2022, 47:679-688	
1036 ± 35 Mpa (Cu-12% ANP)	9,8 ± 0,42%	Provini sottoposti a test su macchina elettromeccanica ad alta frequenza (Care M-6000, Tianjin, China), in controllo di forza. È stato adottato un rapporto di carico R = 0,1, con applicazione di carichi sinusoidali a frequenza 15 Hz. Le prove sono state condotte fino alla rottura o al raggiungimento del limite prefissato di fatica, consentendo la costruzione delle curve S-N		>10 ⁷ cicli con resistenza a fatica 270% della resistenza a trazione		Incremento con la variazione volumetrica di ANP		Distribuzione omogenea delle nanoparticelle amorfe, porosità <0,1%		Non sono state svolte prove di corrosione		Kim S., Kim H., Kim N.J. et al. "Dispersion hardening using amorphous nanoparticles deployed via additive manufacturing". Nature Communications, 2023, 14:3589	
A 0 °C: 248,12 Mpa. Valori di resistenza inferiori per temperature maggiori	A 0 °C: 26,31%. Valori di allungamento inferiori per temperature maggiori	I provini per fatica sono stati lavorati a partire dagli stessi depositi e sottoposti a test di fatica rotante con rapporto di carico R = 0,1. Le prove sono state eseguite con macchina ad alta frequenza (Care M-6000, Tianjin, China), con carico ciclico sinusoidale a frequenza di 15 Hz. La vita a fatica è stata determinata fino al raggiungimento del limite di 10 ⁷ cicli, assumendo come criterio di fallimento la frattura o il raggiungimento della soglia predefinita di cicli		Ni-Cu elettrodeposito a -2 °C mostra vita a fatica più elevata rispetto a 0 °C e 30 °C (dati qualitativi, senza valori numerici espliciti)		Non vengono riportati test di durezza		Gemmati nanometrici densi e grandi (fini a basse temperature. Grani colonari più grossolani a 30 °C)		Campioni a -2 °C e 0 °C mostrano migliore resistenza alla corrosione. A 30 °C il degrado è più rapido in NaCl		Han W., Shen C., Zhu D., et al. "High-density nanowired copper foils electrodeposited under low temperatures for lithium-ion batteries". Energy 320 (2025): 135241	
A 20 °C: UTS = 353,4 Mpa, σ _{0,2} = 211,7 Mpa. A 500 °C: UTS = 124,4 Mpa, σ _{0,2} = 113,1 Mpa	A 20 °C: 17,3%. A 500 °C: 19,9%	Le prove di fatica hanno riguardato tutte le tipologie di provini. I test sono stati eseguiti in condizioni di carico sinusoidale uniaassiale, con rapporto di carico R = 0, a una frequenza di 100 Hz, e con livelli di tensione prossimi al limite di snervamento del materiale. A 500 °C i provini con canale elicoidale sono stati inizialmente testati sotto riscaldamento a induzione con frequenza 10 Hz, ma a causa di fenomeni di riscaldamento delle bobine si è proseguito in forno a resistenza con frequenza di 60 Hz		A 20 °C: miglior vita a fatica per campioni senza canale, poi canale rettilineo e canale elicoidale. Limite di resistenza stimato (10 ⁷ cicli) rispettivamente: 96,6 Mpa, 82,4 Mpa, 70,0 Mpa. A 500 °C troviamo significativa riduzione della resistenza a fatica.		Non vengono riportati test di durezza		Microstruttura della lega non discussa in dettaglio. Effettuata analisi di frattografia SEM per osservare le superfici di frattura dopo le prove di fatica.		Non sono state svolte prove di corrosione		Ganithi G., Sengid M.D. "Analysis of complex internal channels on high-cycle fatigue behaviour of LBPFC-42". Engineering Failure Analysis, 2025, 171, 109335:1-15	

Tabella 9 – Articoli dal numero 6 al numero 10 (parte 1)

TITOLO	AUTORI	ANNO	TIPO DI AM	FOCUS	COMPOSIZIONE	TRATTAMENTO TERMICO/POST-PROCESSO	CONDIZIONI AMBIENTALI	PROVE DI TRAZIONE/COMPRESSIONE
Effect of printing parameters on the microstructure, mechanical properties and fatigue crack growth behaviour of Al-Zn-Mg-Cu-Si-Zr-Er alloy prepared by LPPF	Dehua Li, Shengqi Li, Hui Tang, Tingting Dong, Yuhao Lin, Yuzhen Li, Zhiqian Zhang	2025	Laser Powder Bed Fusion (L-PBF)	Analizzare l'effetto di potenza laser e velocità di scansione su microstruttura e proprietà meccaniche	Al(85-90%) - Zn(6-8%) Mg (2-3%) - Cu (1-1%) Si (0.5-1%) - Zr (0.2-0.3%) - Er (0.2-0.3%)	Nessun trattamento termico post-processo, campioni testati as-built	Tutte le prove meccaniche sono state condotte a temperatura ambiente (25 °C) in aria. Per la preparazione microstrutturale si è fatto ricorso a lucidatura con soluzione di acido perclorico e attacchi elettrolitici standardizzati	Test monotoni di trazione condotti a temperatura ambiente utilizzando provini standard "retangolari", con dimensioni in accordo alla normativa GB/T 228.1-2021. I provini, ottenuti da campioni costruiti lungo la direzione di crescita (build direction), sono stati lavorati fino a spessori definiti e rifiniti tramite lucidatura meccanica e attacco elettrolitico. Le prove sono state effettuate con velocità di deformazione 0.5 mm/min. Per ogni condizione di processo sono stati testati tre provini, così da ottenere valori medi affidabili.
Effect of solution treatment on porosity, tensile properties and fatigue resistance of Al-Cu alloy fabricated by WAAM	Jiale Miao, Jiqiang Chen, Xing Ting, Wei Hu, Jiele Ren, Tao Li, Lingpeng Zeng, Renguo Guan, Qianrewaju A. Ojo	2024	Wire Arc Additive Manufacturing (WAAM)	Visualizzare l'effetto del trattamento in soluzione su porosità, trazione e fatica	Al(95.61%) - Cu(54.39%)	T6 a 530 °C e 540 °C per 1h + invecchiamento a 175 °C per 16h	Ata di laboratorio, temperatura ambiente. Le micropezze di controllo sono state misurate con 200 gf, 15 s. Non sono indicati controlli di temperatura/umidità	I provini sono "dog-bone" rettangolari ricavati dal deposito WAAM e dimensionati secondo ISO 6892-1: lunghezza totale = 83 mm, lunghezza utile 35 mm, larghezza utile 10 mm, spessore 2,5 mm, raccordi a raggio R 20. Per valutare l'anisotropia sono stati prelevati in due orientazioni: 0 °C (parallela alla direzione di deposizione) e 90 °C. Le prove sono state eseguite su macchina universale elettronica (CMTS 105): velocità iniziale 1,5 mm/min, quindi 10 mm/min fino a rottura. Testati almeno tre provini per ogni condizione
Achieving high fatigue strength of large-scale ultrathine-grained copper fabricated by friction stir additive manufacturing	M. Liu, X.H. An, B.B. Wang, F.C. Liu, L.H. Wu, P. Xue, D.R. Ni, B.L. Xiao, Z.Y. Ma	2023	Friction Stir Additive Manufacturing (FSAM), con raffreddamento ad acqua	Valutazione delle proprietà meccaniche (trazione, durezza, fatica HCF) e stabilità microstrutturale del Cu UFG (a grana ultrafina)	Cu puro	Nessun trattamento termico post-processo, stabilizzazione microstrutturale avvenuta durante FSAM	Tutti i test sono stati condotti a temperatura ambiente in aria, senza l'uso di camere climatiche o atmosfere controllate	Test condotti su provini "dog-bone" ricavati da rame puro a grana ultrafina (UFG) prodotto tramite FSAM. I provini presentavano dimensioni di calibro pari a 5.3 x 4 mm e sono stati sottoposti a deformazione monotona a temperatura ambiente. È stata registrata la curva sforzo-deformazione ingegneristica, evidenziando i risultati per UTS e A
Fatigue behaviour evaluation of additively and conventionally produced materials by acoustic emission method	Vendula Kratochvílová, František Vasić, Pavel Mazal, David Palousek	2017	Selective Laser Melting (SLM)	Confrontare il comportamento a fatica tra SLM e materiale convenzionale	Cu72Ni18SSiC	Nessun trattamento termico post-processo, campioni SLM e estrusi convenzionali	Condizioni standard di laboratorio, quindi temperatura ambiente e atmosfera in aria. Non è previsto l'impiego di camere climatiche o gas inerti	Provini che presentavano geometria a "dog-bone", lavorati a macchina a partire dai campioni prodotti in SLM o per estrusione. L'articolo non entra nei dettagli della macchina utilizzata per le prove monotone, in quanto il focus principale è lo studio a fatica
Interfacial stability of additively manufactured bimetallic structures: Alloy 625-GRCoP-42	Ariel Rieffer, Andrew Wessman	2023	Laser Powder Bed Fusion (L-PBF) + Direct Energy Deposition (alloy 625)	Analizzare stabilità meccanica e microstrutturale dei giunti bimetallici AM (Ni-Cu) a temperature elevate	Alloy 625 (Ni-based) + GRCoP-42 (Cu-Al-Cr-2Nb)	Esposizione a 816 °C per 50-500 h	Tutti i test sono stati condotti a temperatura ambiente in aria, senza l'uso di atmosfere controllate. Campioni sottoposti a esposizione prolungata a 816 °C per tempi da 50 a 500 h	I provini per la prova di trazione sono stati ricavati dal materiale as-built (realizzato mediante PBF-LB sul lato in lega di rame e DED sul lato lega di nichel), sia dal materiale esposto ad esposizione termica, con geometria tipo "dog-bone". Prove condotte su macchine di trazioni convenzionali (non specificate)

Tabella 10 – Articoli dal numero 6 al numero 10 (parte 2)

RESULTATI PROVE DI TRAZIONE/COMPRESIONE	ALLUNGAMENTO TOTALE	PROVE DI FATICA	RISULTATI PROVE DI FATICA	PROVE DI DUREZZA/INDENTAZIONE	RISULTATI MICROSTRUTTURALI	CORROSIONE/OSSIDAZIONE	RIFERIMENTO BIBLIOGRAFICO
Per condizioni ottimali (300 W, 800 mm/s): UTS = 468 Mpa, $\sigma_{0.2}$ = 320 Mpa. Resistenza e duttilità peggiorano sensibilmente per parametri che si discostano da questi valori	12% (in condizioni ottimali)	Per la caratterizzazione della crescita della cricca di fatica (FCG) sono stati preparati provini a forma "dog-bone" secondo lo standard ASTM E647-21. Realizzata una scanalatura centrale con pre-cricca artificiale, ottenuta mediante taglio e successivo preffissaggio con una cricca indotta, così da simulare realisticamente la propagazione durante l'uso. I provini sono stati caricati in condizioni di carico unassiale con rapporto di carico R = 0,1. L'ampiezza massima del carico applicato era di 0,3 kN, con frequenza 10 Hz. L'arresto della prova avveniva quando la lunghezza della cricca raggiungeva 5 mm	Vita a fatica fino a $2,05 \times 10^5$ cicli. Legge di Paris: C = 5,5 $6,5 \times 10^{-4}$, m = 3,7-4,2	HV max = 154. Calo a valori <145 HV per parametri non ottimali	Precipitati $Mg_{2}Zn$ e Al_3Zr Er finemente dispersi. $Mg_{2}Si$ ai bordi cellulari. Raffinamento dei grani grazie a Zr/Er. Dislocazioni intrecciate ai precipitati	Non sono state svolte prove di corrosione	Li, J., Sheng, L., Hu, J., Jing, D., Zhao, L., Vozhen, L., Zhilan Z. Effect of printing parameters on the microstructure, mechanical properties and fatigue crack growth behaviour of Al-20Mg-Cu-Si-Zr alloy prepared by LPBF. Materials Science & Engineering A, 2025; 922: 147649
Materiale grezzo: UTS = 238 Mpa (σ_0) - 222 Mpa ($\sigma_{0.2}$) = 132 Mpa (σ_0) - 119 Mpa ($\sigma_{0.2}$) T6 a 530 °C. UTS = 396 Mpa (σ_0) - 375 Mpa ($\sigma_{0.2}$) $\sigma_{0.2}$ = 226 Mpa (σ_0) - 222 Mpa ($\sigma_{0.2}$) T6 a 540 °C. UTS = 392 Mpa (σ_0) - 364 Mpa ($\sigma_{0.2}$) $\sigma_{0.2}$ = 205 Mpa (σ_0) - 202 Mpa ($\sigma_{0.2}$)	Materiale grezzo: 15,5% (0°) - 12,5% (90°) T6 a 530 °C: 3,5% (0°) - 2,7% (90°) T6 a 540 °C: 3,5% (0°) - 3,3% (90°)	Misurata la fatica a crescita di cricca (FCG) su provini CT (Compact Tension) conformi a ASTM E647 (larghezza W = 28 mm, fori di carico standard). Il provino presenta taglio iniziale e stater notch (circa 1 mm). La propagazione è stata condotta su MTS-810 servo-idraulica con carico ciclico sinusoidale, rapporto di carico R = 0,1, frequenza 10 Hz. Il monitoraggio dell'avanzamento della cricca e l'elaborazione sono stati eseguiti secondo ASTM E647 (curve dN/dK e fit tipo Paris). Per ogni stato (as-deposited, T6 a 530 °C e T6 a 540 °C) sono stati provati almeno tre provini	217.702 cicli (0 °C), 89.615 cicli (90 °C), crack critico 17,0 mm, legge di Paris: C = $2,18 \times 10^{-4}$, m = 5,01 per materiale grezzo. Vita a fatica più alta, crack critico 20,1 mm, C = $1,12 \times 10^{-4}$, m = 3,96 per T6 a 530 °C, per T6 a 540 °C vita a fatica più bassa rispetto al 530 °C, crack critico 20,0 mm, C = $5,52 \times 10^{-4}$, m = 4,72	Materiale grezzo: 126-130 HV, per T6 a 530 °C: 148,2 HV, per T6 a 540 °C: 142-145 HV	Materiale grezzo: porosità significativa, presenza di difetti e fasi secondarie grossolane, anisotropia tra 0 °C e 90 °C, per T6 a 530 °C, porosità ridotta (2,4%), alta densità di precipitati θ (Mg_2Cu) nanometrici. Per T6 a 540 °C, maggiore porosità rispetto a 530 °C, precipitati più grossolani	Non sono state svolte prove di corrosione	Miao, J., Chen, J., Ting, X., Hu, W., Ren, J., Li, T., Zeng, L., Guan, R., Jie O.A. Effect of solution treatment on porosity, tensile properties and fatigue resistance of Al-Cu alloy fabricated by WAAM. Journal of Materials Research and Technology, 2024; 28:1864-1874
UTS = 436 ± 14 Mpa, $\sigma_{0.2}$ = 330 ± 8 Mpa	10,80%	Le prove di fatica ad alto numero di cicli (HCF) sono state realizzate su provini della stessa geometria "dog-bone" utilizzati per la trazione. Test condotti con un rapporto di carico R = -1 (completo ciclo alternato di trazione-comprensione), a una frequenza di 30 Hz. L'ampiezza iniziale dello sforzo era pari a 130 MPa, e ciascun livello di carico è stato mantenuto fino al raggiungimento della rottura del provino o fino a 10^7 cicli come limite di arresto. Almeno tre provini sono stati testati per ciascun livello di sforzo per garantire la riproducibilità	limite di fatica 130 Mpa a 10^7 cicli, fatigue ratio = 0,30	$143,5 \pm 2,9$ HV	Grani ultrafini ($d \approx 0,47-0,49 \mu m$), elevata frazione di confini ad alto angolo ($\approx 83,94\%$), microstruttura stabile anche dopo fatica ad alto numero di cicli (HCF)	Non sono state svolte prove di corrosione	Lu, M., An, X.H., Wang, B.B., Liu F., Wu, L.H., Xue, P., Ni, D.B., Xiao, B.L., Ma, Z.Y. Achieving high fatigue strength of large-scale ultrafine-grained copper fabricated by friction stir additive manufacturing. Materials Letters, 2023; 346: 134531
Non sono state condotte prove di trazione	Non sono state condotte prove di trazione	Prove di fatica condotte in flessione a quattro punti (4-point symmetric bending test), utilizzando una macchina elettromeccanica RUMUL Cracktronic 8204. Il carico applicato aveva andamento sinusoidale con rapporto di carico R = -1, quindi in condizioni simmetriche di trazione-comprensione. Frequenza di prova dell'ordine di centinaia di Hz, mentre il numero di cicli indagato è arrivato fino a 10^7 cicli, permettendo di costruire curve S-N complete. Impiego di Acoustic Emission (AE) per monitorare nucleazione e propagazione delle cricche.	SLM: limite a fatica = 235 Mpa, 285 Mpa per estruso convenzionale. Acoustic Emission: nei campioni SLM il 75% della vita a fatica è occupata dalla fase di propagazione delle cricche, mentre negli estrusi prevale la fase di inibizione	Non sono state condotte prove di durezza	SLM: mostra confini di strato ben visibili, presenza di difetti quali porosità e difetti di fusione localizzati. Estruso: microstruttura più regolare e priva dei difetti legati al processo AM, qualità metalurgica migliore	Non sono state svolte prove di corrosione	Paousek, D., Koukal, O., Vranek D., Zikmund, R., Panteljev, T. "Fatigue behaviour evaluation of additively and conventionally produced materials by acoustic emission method". Procedia Structural Integrity, 2017; 5: 393-400
Stato iniziale (as-built): UTS = 363 Mpa, YS = 243 Mpa. Dopo esposizione termica (200 h): UTS = 340 Mpa, YS = 213 Mpa	As-built: 5,2%. Dopo esposizione termica: 6,1%	La geometria dei provini utilizzati per le prove di fatica è la stessa dei provini di trazione (dog-bone, bimetallici). Prove condotte su una macchina servo-idraulica (non specificato il modello), applicando un carico sinusoidale (non specificato), con rapporto di carico non specificato e frequenza 20 Hz. Il limite di arresto era fissato a 95.000 cicli	As-built: 45.935-95.000 cicli. 200 h: 18.519-164.580 cicli (riduzione media -41,6%)	Non sono state condotte prove di durezza	Buona fusione al giunto in condizioni as-built. Con l'esposizione termica si evidenzia progressiva ossidazione e diffusione di elementi. Compattano ossidi nel rame (ricchi in Cr e Nb) e fasi Laves nell'Alloy 625. La diffusione modifica localmente la composizione vicino al giunto, coefficienti di diffusione misurati: $u \rightarrow \text{Alloy 625} = 2,38 \times 10^{-12} \text{ cm}^2/\text{s}$, $Ni \rightarrow \text{GrCo} = 1,90 \times 10^{-12} \text{ cm}^2/\text{s}$	Perdita di materiale nel Cu crescente nel tempo: 426 μm (50 h), 727 μm (100 h), 1044 μm (200 h), 1826 μm (500 h)	Reiter, A., Wessman, A. "Interfacial stability of additively manufactured bimetallic structures: Alloy 625 - GrCo-42". Journal of Manufacturing and Materials Processing, 2025; 9:34

Tabella 11 – Articoli dal numero 11 al numero 15 (parte 1)

TITOLO	AUTORI	ANNO	TIPO DI AM	FOCUS	COMPOSIZIONE	TRATTAMENTO TERMICO/POST-PROCESSO	CONDIZIONI AMBIENTALI	PROVE DI TRAZIONE/COMPRESSIONE
Size effect characteristics and influences on fatigue behavior of laser powder bed fusion of thin wall GRCop-42 copper alloy	Gabriel Demireghni, Paul Gradl, Jason R. Mayeur, Kavan Hazeli	2024	Laser Powder Bed Fusion (L-PBF)	Analizzare l'effetto della dimensione del provino e del trattamento HIP sulle proprietà a fatica	GRCop-42 (Cu 92-93%, Cr +4%, Nb +2%)	Hot Isostatic Pressing (HIP)	Tutti i test sono stati effettuati a temperatura ambiente (RT, circa 25 °C) in atmosfera di laboratorio. Una parte della campagna ha incluso campioni sottoposti a stress relief termico (ricottura a 600 °C per 1 h in atmosfera controllata), per confrontare i risultati con i provini as-built	Le prove di trazione sono state condotte secondo la normativa ASTM E8/E8M, utilizzando provini cilindrici a sezione ridotta, con geometria standardizzata per campioni metallici. I provini sono stati ottenuti mediante lavorazione meccanica dei pezzi stampati. I test sono stati eseguiti con una macchina servo-idraulica Instron (modello 8801) dotata di cella di carico da 100 kN, con velocità di deformazione imposta 10 ⁻⁵ s ⁻¹ . La misura dell'allungamento è stata effettuata tramite estensimetro a contatto applicato nella sezione utile del provino
Failure behavior of 70/30 brass lattice structure with a proposed cell topology produced by investment casting	Arya Aditya Nugraha, Akhmad Ardian Korda	2024	Rapid Investment casting (fusione a cera perla con pattern 3D SLA)	Analizzare il comportamento a frattura e proprietà meccaniche di strutture reticolari in ottone 70/30 prodotte con investment casting	Ottone 70/30 (Cu 73.20%, Zn 26.54%, tracce di Al, Pb, Ag, Fe)	Quenching in acqua, lucidatura elettromagnetica, politura e attacco chimico per microstruttura	Tutti i test sono stati svolti in aria e condotti a temperatura ambiente	Le prove di compressione sono state condotte con due tipologie di campioni, con altezze pari a 2 unit cell (rapporto h/w = 1) e 6 unit cell (rapporto h/w = 3). I montanti avevano diametro costante di 2,222 mm. Utilizzata una macchina Hung Ta Universal Testing Machine, in configurazione per prove di compressione. La velocità di avanzamento è stata mantenuta costante a 1 mm/min. La deformazione è stata monitorata mediante una camera con acquisizione a 30 fps. Modalità di carico di compressione monotona fino ai plateau e alla densificazione del materiale, con registrazione della curva sforzo-deformazione
Fatigue assessment of additively-manufactured C-18150 copper alloy at room and elevated temperatures via a microstructure-sensitive algorithm	Arash P. Jirandehi, M.M. Khonsari, S. Guo, Paul Gradl	2022	Laser Powder Bed Fusion (L-PBF)	Valutare le prestazioni a fatica del rame C-18150 prodotto via L-PBF, a diverse temperature, tramite un algoritmo microstruttura-sensibile (SEPS + FFE)	Cu-1,5% Cr-0,5% Zr (lega rame C-18150)	Nessun trattamento termico; test condotti in condizioni as-built (superficie preparata secondo ASTM E466)	Le prove sono state condotte a temperatura ambiente e a due diverse condizioni termiche elevate, pari a 200 °C e 400 °C. L'insieme di prove ad alta temperatura è stato eseguito utilizzando un forno ad alta precisione capace di raggiungere e mantenere temperature fino a 900 °C, con un sistema di raffreddamento ad acqua per evitare surriscaldamenti indesiderati dei provini fuori dalla zona di misura	Le prove monotone di trazione sono state condotte su provini cilindrici "dog-bone" realizzati secondo la norma ASTM E466-15, successivamente lucidati con carte abrasive a grana crescente per ottenere ottima rugosità superficiale. Le prove sono state effettuate con una macchina servo-idraulica Test Resources-910, dotata di estensimetro ad alta precisione capace di operare anche ad alta temperatura. Il tracciamento della curva tensione-deformazione è stato utilizzato come riferimento per le analisi successive sulla vita a fatica
Fatigue behavior and electromechanical properties of additively manufactured continuous wire polymer composites for structural health monitoring	Menna A. Saleh, Roger Kemper, Garrett W. Meinen	2022	Fused Filament Fabrication (FFF)	Studiare comportamento a fatica e proprietà elettromeccaniche di composti polimerici con filo continuo di rame	PLA, PLA-Cu, TPU, TPU-Cu	Nessun trattamento termico o post-processo riportato	I test sono stati condotti in ambiente di laboratorio a temperatura ambiente (RT), senza atmosfera controllata o trattamenti termici pre-test	Le prove di trazione sono state condotte seguendo lo standard ASTM D3039-17 utilizzando un sistema di prova assiale/forzonale MTS Series 809. I provini, della dimensione di 200 x 25 x 2 mm, sono stati stampati nelle quattro configurazioni. Il filo di rame integrato aveva diametro 75 µm, rivestito in polimide e co-estruso durante la stampa. La velocità di avanzamento era fissata a 2 mm/min, e da ciascun test sono state ricavate le curve sforzo-deformazione per determinare resistenza a trazione residua e modulo elastico dopo i cicli a fatica. I provini erano dotati di end tabs in PLA con estremità smussate per migliorare l'aderenza nei morsetti della macchina
Additive manufacturing of steel-copper functionally graded material with ultrahigh bonding strength	Tan C., Chew Y., Bi G., Yang Y., Zhou K.	2021	Laser Powder Bed Fusion (L-PBF)	Sviluppare materiali FGM acciaio-rame con alta resistenza interfaciale e analisi dei difetti della microstruttura	Acciaio MS + Cu	Nessun trattamento termico/post-processo riportato, solo ottimizzazione dei parametri L-PBF	Le prove sono state condotte in aria ambiente e a temperatura controllata	Sono stati eseguiti test di trazione monassiale e prove di flessione a tre punti. Le prove di flessione sono state condotte con una macchina di prova universale Instron 5900, applicando il carico a una velocità di 1 mm/min. La geometria dei provini rispettava le dimensioni tipiche dei campioni miniaturizzati estratti direttamente dalla zona interfacciale; il carico era applicato in modo da far lavorare la superficie di contatto Cu-MS. I parametri sperimentali sono in linea con le metodologie ASTM per prove di flessione su materiali metallici, anche se non viene riportata alcuna norma

Tabella 12 – Articoli dal numero 11 al numero 15 (parte 2)

RISULTATI PROVE DI TRAZIONE/COMPRESSIONE		ALLUNGAMENTO TOTALE		PROVE DI FATICA		RISULTATI PROVE DI FATICA		PROVE DI DUREZZA/INDENTAZIONE		RISULTATI MICROSTRUTTURALI		CORROSIONE/OSSIDAZIONE		RIFERIMENTO BIBLIOGRAFICO	
As-built: UTS = 438-447 Mpa, YS = 208, 266 Mpa. HIP: UTS = 317-327 Mpa, YS = 161-163 Mpa		As-built: 16-17%, HIP: 25-31%		Le prove di fatica sono state svolte con approccio a tensione controllata utilizzando una macchina servo-idraulica Instron con cella da ± 100 kN. È stato applicato un carico sinusoidale con rapporto di carico R = 0,1. La frequenza di prova era di 20 Hz per livelli di carico elevati e di 10 Hz per quelli più bassi, al fine di ridurre il riscaldamento dei provini. Il criterio di fine prova era il raggiungimento della rottura oppure un limite massimo di 10^7 cicli. Per ogni livello di carico sono stati testati almeno 5 provini		As-built: rottura a circa 10^6 cicli. HIP: sopravvivenza fino a 10^6 cicli		Non sono state condotte prove di durezza		As-built: porosità 0,13-0,20%, frattura fragile da difetti. HIP: porosità 0,05-0,08%, frattura duttile		Non sono state svolte prove di corrosione		Domeneghi G., Gradi P., Mayeur J.R., Hazeli K. "Mechanical behavior and fatigue performance of additively manufactured copper alloys". Journal of Materials Processing, 2021; 298: 117-129	
E = 11 GPa, YS = 75,1 Mpa, Plateau stress = 65 Mpa. Deformazione di densificazione = 65%. Energia assorbita = 93 J/cm ³		Non vengono riportati valori di allungamento percentuale		Non sono state condotte prove di fatica: lo studio è stato limitato al comportamento a compressione monotona delle strutture				Non vengono riportati test di durezza		Strutture dendritiche osservate con OM e SEM, crescita in più direzioni. Nessun difetto macroscopico evidente		Non sono state svolte prove di corrosione		Nugraha A.A., Korla A.A. "Failure behavior of 70/30 brass lattice structure with a proposed cell topology produced by investment casting". E3S Web of Conferences, 2024; 543: 1-6	
YS = 115 Mpa a 204 °C, 100 Mpa a 426 °C, 120-135 Mpa a temperatura ambiente		Non riportato direttamente (si evince ridotta duttilità alle alte temperature)		Le prove a fatica sono state condotte in carico assiale uniaxiale con segnale sinusoidale e rapporto di carico R = -1. I test sono stati eseguiti su una macchina servo-idraulica Test Resources 910, con una frequenza di prova fino a 10 Hz. L'analisi è stata supportata da un sistema di termocamera a infrarossi per monitorare la distribuzione della temperatura sulla superficie dei provini durante i cicli. L'elaborazione dei dati si è basata sulla correlazione fra energia plastica dissipata e vita a fatica, sia a partire dalla distribuzione statistica delle micro-deformazioni plastiche		vita a fatica $>10^7$ cicli a temperatura ambiente e a 204 °C, forte calo a 426 °C		Non vengono riportati test di durezza		Microstruttura densa, con porosità ridotta. Difetti AM non critici rispetto ai fenomeni di fatica		Non sono state svolte prove di corrosione		Javaheri A.P., et al. "Fatigue behavior of additively manufactured C8150 copper alloy under cyclic loading at elevated temperatures". International Journal of Fatigue, 2022; 159: 106777	
UTS: PLA = 45,9 Mpa, PLA+Cu = 52,2 Mpa, TPV = 4,2 Mpa, TPV+Cu = 5,6 Mpa		A rottura: PLA/PLA+Cu 2%, TPV/TPV+Cu 11%		Le prove di fatica sono state eseguite con macchina servo-idraulica universale MTS Series 809 Axial/Torsional Test System, in modalità a controllo di deformazione. Sono stati applicati carichi ciclici sinusoidali tensione-compressione con frequenza 1,5 Hz. Il rapporto di carico R = 0,1, è stato mantenuto costante. I provini sono stati sottoposti a cicli di 10^7 , 10^6 e 10^5 , al termine di ciascuna soglia, venivano interrotti per la successiva prova di trazione residua. Complessivamente sono stati realizzati 36 provini (9 per ciascuna configurazione)		PLA mantiene = 89,7% della UTS dopo 10^6 cicli, TPV = 70,5%. PLA+Cu: filo di rame rotto a circa 30.000 cicli, TPV+Cu rotto a circa 180 cicli		Non vengono riportati test di durezza		Mostra più danno e accumulo di microcracks nel TPV rispetto al PLA		Non sono state svolte prove di corrosione		Saleh M.A., Kempers R., Melnik G.W. "Fatigue behavior and electromechanical properties of additively manufactured continuous wire polymer composites for structural health monitoring". Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, 2022; 45: 2630-2648	
UTS: 557-2286 Mpa a seconda della zona (valori più alti nell'interfaccia)		Allungamento percentuale non riportato esplicitamente. Deformazione locale misurata: 36-73 μ m		La resistenza a fatica dell'interfaccia è stata valutata con test ciclici eseguiti tramite una macchina servo-idraulica Instron 8801, applicando sollecitazioni sinusoidali con frequenza di 10 Hz e rapporto di carico R = 0,1. I provini erano di piccole dimensioni, sezionati dalla regione dell'interfaccia e adattati a geometrie compatibili con la capacità di sistema di prova. Il limite di carico massimo è stato impostato attorno a 100 MPa, per indurre progressivamente il danneggiamento dell'interfaccia senza causare rottura immediata. I test sono stati condotti fino a raggiungere 10^7 cicli		Vita a fatica fino a 5.897 $\times 10^5$ cicli a seconda della zona (valori più alti nell'interfaccia)		Fino a 3,54 GPa nell'interfaccia (nanoidentazioni)		Interfaccia con dendriti fini, solidificazione direzionale, zone ricche di Cu e Fe, presenza di gradienti di composizione		Non sono state svolte prove di corrosione		Tan C., Chew Y., Bi G., Yang Y., Zhou K. "Additive manufacturing of steel-copper functionally graded material with ultrahigh bonding strength". Journal of Materials Science & Technology, 2021; 72: 217-222	

Tabella 13 – Articoli dal numero 16 al numero 20 (parte 1)

TITOLO	AUTORI	ANNO	TIPO DI AM	FOCUS	COMPOSIZIONE	TRATTAMENTO TERMICO/POST-PROCESSO	CONDIZIONI AMBIENTALI	PROVE DI TRAZIONE/COMPRESSIONE
Achieving isotropic ultra-high strength and fatigue properties in a wire arc directed energy deposited Al-Zn-Mg-Cu-Sc alloy via interlayer friction stir processing	Xinping Guo, Dingrui Ni, Huijun Li, Peng Xue, Zengxi Pan, Bosheng Dong, Zhijun Qiu, Zongyi Ma	2025	Wire-Arc Directed Energy Deposition (WA-DED/MAM)	Migliorare isotropia e resistenza meccanica/fatica delle leghe WA-DED eliminando difetti di porosità e anisotropia mediante interlayer FSP	Leghe 7B35-Sc-base Al con Zn (7.8%), Mg (2.12%), Cu (1.76%), Sc (0.24%), Zr (0.18%), Fe (0.04%), Si (0.03%)	T6 (470 °C x 2 h + tempera acqua + 120 °C x 24 h), Interlayer FSP, FSP + T6	Le prove sono state condotte in aria ambiente e a temperatura controllata	Le prove di trazione sono state condotte su provini a "dog-bone", ricavati dai campioni WA-DED. La geometria dei provini presentava una lunghezza utile di 15 mm e lunghezza di 3 mm, e la preparazione è stata effettuata seguendo le procedure sperimentali standardizzate. I test sono stati eseguiti su una macchina MTS tensile tester, con un tessuto di deformazione costante di 1×10^{-3} . Lo spostamento è stato calcolato in base al movimento della traversa, mentre estensimetro
Unraveling ultra-stable cyclic martensitic transformation behavior of an additively manufactured NiTiCu shape memory alloy	Dan Zheng, Ruidi Li, Jingtao Kang, Changjun Han, Tiechui Yuan	2025	Laser-Directed Energy Deposition (LDED)	Studiare la stabilità ciclica martensitica e la riduzione dell'isteresi in leghe NiTiCu per SMAAs	Ni40Ti50Cu10	Nessun trattamento termico/post-processo riportato	Le prove sono state condotte in atmosfera controllata. Durante il processo di fabbricazione, è stato mantenuto un flusso di argon per ridurre la concentrazione di ossigeno sotto 150 ppm, mentre nelle prove termomeccaniche la camera di prova era anch'essa purgata con gas inerte. Le variazioni di temperatura sono state controllate con precisione tramite cicli di riscaldamento/raffreddamento	I campioni presentavano dimensioni di 50 x 40 x 40 mm ³ e sono stati tagliati in sezioni (top, middle, bottom). La preparazione di provini ha incluso lavorazioni meccaniche di rifinitura e successiva lucidatura elettrolitica. Le prove di trazione sono state condotte in accordo con standard consolidati per leghe a memoria di forma (in particolare ASTM E8), utilizzando provini cubici da 2 x 2 x 2 mm ³ . Durante i test sono state registrate le curve sforzo-deformazione, al fine di valutare la stabilità della fase martensitica
The influence of post-thermal treatments on microstructure and mechanical properties in A20X alloy fabricated through powder bed fusion	Joachim Koelblin, Nick Cruchley, Joseph Chamberlin, M. Amir Siddiq, Daniel M. Mulvihill, Mehmet E. Kartal	2024	Laser Powder Bed Fusion (LPBF)	Studiare l'effetto dei trattamenti termici post-processo (T7 vs HIP) su proprietà meccaniche e porosità di A20X	Leghe A20X: base Al, Cu (4.2-6%), Ag (0.6-1.85%), Mn (0.2-0.6%), Ti (1.25-1.55%), Zr (0.08-0.15%), V (0.2-0.3%), Fe (max 0.1%)	T7: solubilizzazione + invecchiamento; HIP: chiusura difetti sotto pressione + stabilizzazione	Tutti i test sono stati effettuati a temperatura ambiente (RT, circa 25 °C) in atmosfera di laboratorio	Le prove di trazione sono state eseguite in accordo con la norma ASTM E8. I provini, ottenuti da campioni esagonali successivamente lavorati, presentavano una geometria cilindrica con diametro calibrato di circa 6 mm e una lunghezza utile di 25 mm. I test sono stati condotti utilizzando una macchina universale Instron 4483 equipaggiata con cella di carico da 150 kN. Il serraggio dei provini realizzato mediante bussole con filettatura M10, mentre l'allungamento è stato monitorato tramite estensimetro montato direttamente sulla tratto utile del provino. Le prove sono state condotte a velocità di avanzamento della traversa pari a 0.4 mm/min, fino a rottura del campione
Enhanced fatigue properties of large-scale ultrafine-grained copper fabricated by friction stir additive manufacturing and subsequent cold rolling	M. Liu, X.H. An, B.B. Wang, F.C. Liu, L.H. Wu, P. Xue, D.R. Ni, B.L. Xiao, Z.Y. Ma	2024	Friction Stir Additive Manufacturing (FSAM)	Valutare l'effetto del cold rolling (CR) dopo FSAM sulle proprietà meccaniche e di fatica del rame a grana ultrafine (UFG)	Cu puro	cold rolling (CR) post-processo	Tutte le prove sono state condotte in aria, a temperatura ambiente. I campioni sono stati sottoposti a differenti condizioni di fabbricazione	La geometria dei provini era di tipo "dog-bone", con dimensioni di circa 6 x 2,5 mm ² . Le prove sono state eseguite con una macchina Instron 8801 dotata di estensimetro, con una velocità di deformazione iniziale di 1×10^{-3} s ⁻¹ . Le curve sforzo-deformazione sono state monitorate con digital image correlation (DIC), utilizzando una fotocamera ad alta velocità con frequenza di acquisizione di 5 frame/s
SLM process parameters development of Cu-alloy Cu/72Ni18Si1C	David Palouek, Martin Kocica, Libor Panetjeyev, Lenka Klakurkova, Ladislav Celko, Daniel Koutný, Josef Kaiser	2019	Selective Laser Melting (SLM)	Sviluppo e ottimizzazione dei parametri di processo SLM per una lega di rame ad alta resistenza e conducibilità	base Cu, Ni (7.2%), Si (1.8%), Cr (1%)	Nessun trattamento termico/post-processo (campioni in stato as-built)	La produzione è avvenuta in atmosfera di azoto, con contenuto di ossigeno inferiore a 0,2% durante il processo SLM. La piattaforma di costruzione è stata mantenuta a 200 °C, come temperatura impostata, mentre la temperatura effettiva della superficie era intorno a 100 °C. Lo spessore di strato utilizzato è stato di 50 µm	Le prove di trazione sono state condotte su provini standard con diametro nominale di 6 mm e lunghezza utile di 30 mm, conformi alla normativa DIN 50725. I provini sono stati ricavati da billette prodotte tramite SLM 280 HL (400 W, laser Yb a fibra, atmosfera di azoto) e da barre estruse come materiale di riferimento. I test sono stati eseguiti con una macchina di prova Zwick Z250, con velocità di carico di 2 mm/min. L'allungamento è stato misurato con un estensimetro a clip con base di misura di 12 mm

Tabella 14 – Articoli dal numero 16 al numero 20 (parte 2)

RESULTATI PROVE DI TRAZIONE/COMPRESSIONE	ALLUNGAMENTO TOTALE	PROVE DI FATICA	RESULTATI PROVE DI FATICA	PROVE DI DUREZZA/INDENTAZIONE	RESULTATI MICROSTRUTTURALI	CORROSIONE/OSSIDAZIONE	RIFERIMENTO BIBLIOGRAFICO
UTS: as-built = 510 Mpa, T6 = 580 Mpa, FSP = 570 Mpa, FSP+T6 = 618 Mpa (HV/611 Mpa V), VS: as-built = 420 Mpa, FSP+T6 = 560 Mpa	as-built = 8.9%, T6 = 10%, FSP = 11%, FSP+T6 = 12.6% (HV/11.9% V)	Le prove di fatica sono state realizzate secondo lo standard ASTM E466-2015, utilizzando provini di dimensioni ridotte rispetto a quelli di trazione, con lunghezza utile di 6 mm e larghezza di 3 mm. I test sono stati eseguiti in controllo del carico, applicando un'onda sinusoidale a frequenza 50 Hz con un rapporto di carico R = 0.1. Le prove sono state interrotte al raggiungimento della frattura o di un massimo di 10 ⁷ cicli. I dati ottenuti hanno permesso di costruire le curve S-N secondo la legge di Basquin	Esegue fino a 10 ⁷ cicli: as-built = 190 Mpa, T6 = 140 Mpa, FSP = 200 Mpa, FSP+T6 = 250 Mpa (HV)	Non vengono riportati test di durezza	as-built: grani colonari allungati (V) di 4 µm, porosità interstatale e precipitati grossolani η (Mg ₂ Zr) ai bordi grano. T6: zone GP e precipitati η, difetti iniziali non eliminati. FSP: deformazioni plastiche, grani equiaxiali e raffinati di 1.1-1.2 µm, porosità ridotta. FSP+T6: precipitati Al ₃ Sc ₂ Zr, microstruttura isotropa e raffinata	Non sono state svolte prove di corrosione	Guo X., Ni D., Li H., Xue P., Pan P., Dong B., Qiu Z., Ma Z. "Achieving isotropic ultra-high strength and fatigue properties in a wire arc directed energy deposited Al-Zn-Mg-Cu-Sc alloy via interlayer friction stir processing". Materials Science & Engineering A, 2025; 927: 148026
Non vengono svolte prove classiche. Si applica uno sforzo costante ai provini per vedere quanta deformazione recuperano durante la trasformazione martensitica	Recupero di deformazione: 4.3% a 75MPa, 4.8% a 100 Mpa e >5% (con più residui plastici) a 125 MPa	La fatica è stata analizzata attraverso cicli termomeccanici e cicli meccanici a carico costante. I provini cubici (2 x 2 x 2 mm ³) sono stati sottoposti a carichi ciclici con sforzo compreso tra 75, 100 e 125 Mpa, per un numero di cicli fino a 50. Sono state realizzate utilizzando una macchina di test dinamico controllata in temperatura (DMA NETZSCH GABO Epileor), con intervallo termico tra -120 °C a +120 °C, frequenza 1 Hz e riscaldamento controllato a 10 °C/min	Prove cicliche fino a 50 cicli termici: stabilità eccezionale con stress bassissima (0.38 °C di shift)	Non vengono riportati test di durezza	Microstruttura fine con grani equiaxiali, formazione di precipitati Ti ₃ Cu ai bordi geminati che stabilizzano la trasformazione	Non sono state svolte prove di corrosione	Zheng, J., Kang J., Han C., Yuan T. "Unveiling ultra-stable cyclic martensitic transformation behavior of an additively manufactured NiTiCu shape memory alloy". Additive Manufacturing, 2025; 102: 104742
E = 72.76 GPa, VS = 388 MPa nei campioni HIP = 385 Mpa nel T7, UTS = 480 Mpa in entrambe le condizioni	T7 = 8.7%, HIP = 9.5-11.3%	Le prove di fatica sono state condotte in conformità alla norma ASTM E466, utilizzando provini cilindrici simili a quelli per la trazione, ma adattati per l'allungamento nella macchina di fatica. È stata applicata una modalità di carico assiale completamente alternato (R = -1) in regime controllato di carico, a una frequenza di 50 Hz. Ciascun provino è stato sottoposto a cicli fino alla rottura oppure fino al raggiungimento di 10 milioni di cicli	A 150 Mpa: entrambi i trattamenti hanno rotture dopo 10 ⁷ cicli. A 110-150 Mpa: campioni HIP mostrano vite a fatica maggiori. A 70 Mpa: campioni HIP resistono fino a >10 milioni di cicli, i T7 collassano a circa 1 milione	Non vengono riportati test di durezza	as-built: porosità ≈0.1% con difetti cubici. T7: presenza di difetti residui, volume pori elevato. HIP: chiusura quasi completa dei pori, porosità <0.05%, microstruttura omogenea	Non sono state svolte prove di corrosione	Koebelin, J., Curchey N., Chamberlin, J., Sidiq M.A., Mulvihill D.M., Kairai M.E. "The influence of post-thermal treatments on microstructure and mechanical properties in A20X alloy fabricated through powder bed fusion". Journal of Manufacturing Processes, 2024; 125: 93-110
UTS = 480 Mpa, VS = 400 Mpa	≈ 8-10%	Le prove di fatica sono state condotte in regime di controllo della deformazione assiale, utilizzando un rapporto di carico R = -1 e una frequenza sinusoidale di 30 Hz. I test sono stati eseguiti fino a 10 ⁷ cicli. I provini sono stati sottoposti a diversi livelli di ampiezza di deformazione ciclica, variabile tra 0.3% e 0.5%. Per la validazione del comportamento a basso numero di cicli sono stati eseguiti test con monitoraggio continuo fino alla rottura. Sono stati, inoltre, registrati i cicli di isteresi al 2°, 50° e 500° ciclo per calcolare l'energia dissipata durante la fatica	Resistenza a fatica superiore rispetto al Cu convenzionale, migliorata dalla microstruttura UFG	HV = 150-160	Grani ultrafini <500 nm, struttura stabile e uniforme, priva di difetti microscopici	Non sono state svolte prove di corrosione	Lu M., An X.H., Wang B.B., Wu L.H., Xue P., Liu F.C., Ni D.R., Xiao B.L., Ma Z.Y. "Enhanced fatigue properties of large-scale ultrafine-grained copper fabricated by friction stir additive manufacturing and subsequent cold rolling". International Journal of Fatigue, 2024; 183: 1-11
Wrought (materiale convenzionale): UTS = 790 Mpa, VS = 570 Mpa, SLM: UTS = 545 Mpa, VS = 380 Mpa	Wrought: 9.1%, SLM: 16.9%	In questo studio non vengono riportati test di fatica diretti, poiché il focus è stato posto su parametri di processo, microstruttura e prove di trazione/durezza	Non sono state effettuate prove a fatica	Wrought: 220 HV0.2, SLM: 171 HV0.2	Densità relativa >99.5%. Grani grossolani e difetti da fusione (porosità, inclusioni di polvere). Frattografie: frattura di carattere duttile, con difetti di processo (porosità, polvere non fusa, ritiri). Dimple non uniformi.	Non sono state svolte prove di corrosione	Parabiev, I., Mikurkova, L., Celik, L., Kozlov, D., Kaiser J. "SLM process parameters development of Cu-alloy CuZr2Ni85TiC". Rapid Prototyping Journal, 2019; 25: 266-276

BIBLIOGRAFIE E SITOGRAFIE

- [1] Gibson I., Rosen D, Stucker B. (2015). “Additive Manufacturing Technologies”, www.link.springer.com
- [2] DebRoy, T., et al. (2018). “Additive Manufacturing of Metallic Components—Process, Structure and Properties. Progress in Materials Science”, 92, 112-224. www.sciencedirect.com
- [3] Martin, J., Yahata, B., Hundley, J. *et al.* “3D printing of high-strength aluminium alloys”. Nature 549, 365–369 (2017). <https://doi.org/10.1038/nature23894>
- [4] Grasso M., Colosimo B. M. (2017). “Process defects and in situ monitoring methods in metal powder bed fusion: a review”. Measurement Science and Technology
- [5] 2022. ReaserchGate
- [6] 2022. <https://www.tempco.it/blog/8431/scambiatori-di-calore-potenziati-in-additive-manufacturing/>
- [7] Bai Y., Williams C. B. (2018). “An exploration of multi-material additive manufacturing of metal”. Additive manufacturing, 21, 307-319
- [8] Zuo S., Du Y., Wang X., Han G., Ren Z., Zhou K. (2022). “Advanced additive remanufacturing technology”. Chinese Journal of Mechanical Engineering: Additive Manufacturing Frontiers, 1(2), 100052
- [9] Sculpteo (2022). “What is stereolithography?”. <https://www.sculpteo.com/en/3d-learning-hub/3d-printing-technologies-and-processes/stereolithography/>
- [10] Formlabs (2023). “The ultimate guide to stereolithography (SLA) 3D printing”. <https://formlabs.com/blog/ultimate-guide-to-stereolithography-sla-3d-printing/>
- [11] Dassault Systèmes (2023). “SLA 3D printing materials compared” <https://www.3ds.com/make/solutions/blog/sla-3d-printing-materials-compared>
- [12] Herzog D., Seyda V., Wycisk E., Emmelmann C. (2016). “Additive manufacturing of metals by laser melting: the state of the art”. CIRP Annals, 65(2), 561-583

- [13] Frazier W.E. (2014). "Metal additive manufacturing: A review". *Journal of Materials Engineering and Performance*, 23(6), 1917-1928
- [14] Li Y., et al. (2022). "Comprehensive review of wire arc additive manufacturing" www.sciencedirect.com
- [15] RAMBLAD/Damen (2017). "WAAMpeller – the world's first class-approved 3d printed ship's propeller"
- [16] Zhou L., et al. (2019). "Friction stir additive manufacturing: a review". *Addit Manuf.*
- [17] Assadi H., et al. (2016). "Cold spraying – A materials perspective". *Acta Mater.*
- [18] Berardi R. (2020). "Il rame e le sue leghe". *Dispense didattiche di metallurgia*, Università di Bologna. <https://www.rosarioberardi.it/metallurgia>
- [19] Davis J.R. (2001). "Copper and Copper Alloys". ASM International, Materials Park (OH).
- [20] Geng H., Li J., Xiong J., Lin X., Zhang F. (2019). "Microstructure and mechanical properties of pure copper fabricated by laser powder bed fusion". *Journal of Materials Processing Technology*, 271, 62-74
- [21] Liu M., An X.H., Wang B.B., Wu L.H., Xue P., Liu F.C., Ni D.R., Xiao B.L., Ma Z.Y. "Enhanced fatigue properties of large-scale ultrafine-grained copper fabricated by friction stir additive manufacturing and subsequent cold rolling". *International Journal of Fatigue*, 2024; 183: 1-11
- [22] Javaheri A.P., et al. "Fatigue behavior of additively manufactured C18150 copper alloy under cyclic loading at elevated temperatures". *International Journal of Fatigue*, 2022; 159: 106777
- [23] Demeneghi G., Gradl P., Mayeur J.R., Hazeli K. "Mechanical behavior and fatigue performance of additively manufactured copper alloys". *Journal of Materials Processing*, 2021; 298: 117-129
- [24] Kim S., Kim H., Kim N.J. et al. "Dispersion hardening using amorphous nanoparticles deployed via additive manufacturing". *Nature Communications*, 2023; 14:3589

- [25] Rieffer A., Wessman A. "Interfacial stability of additively manufactured bimetallic structures: Alloy 625 - GRCop-42". *Journal of Manufacturing and Materials Processing*, 2025; 9:34
- [26] Gandhi G., Sangid M.D. "Analysis of complex internal channels on high-cycle fatigue behaviour of LBPF GRCop-42". *Engineering Failure Analysis*, 2025; 171, 109335:1-15
- [27] Han W., Shen C., Zhu D., et al. "High-density nanotwinned copper foils electrodeposited under low temperatures for lithium-ion batteries". *Energy* 320 (2025): 135241
- [28] Liu M., An X.H., Wang B.B., Liu F.C., Wu L.H., Xue P., Ni D.R., Xiao B.L., Ma Z.Y. "Achieving high fatigue strength of large-scale ultrafine-grained copper fabricated by friction stir additive manufacturing". *Materials Letters*, 2023; 346: 134531
- [29] Green M.A., Smith B.C., Allen K.T., Nguyen J.H., Clark A.N., Brown C.A., Chen D.L. "Post-Cold Spray Mass Finishing as a Surface Nodification Technique for Copper Additive Manufacturing". *Materials*, 2022; 15: 1-16
- [30] Palousek D., Koukal O., Vranek D., Zikmund R., Pantelejev T. "Fatigue behaviour evaluation of additively and conventionally produced materials by acoustic emission method". *Procedia Structural Integrity*, 2017; 5: 393-400
- [31] Raza M., Li W., et al. (2022). "Fatigue performance in metal additive manufacturing: process-structure-property relationships". *Additive Manufacturing*, 59, 103221
- [32] Wycisk E., et al. (2015). "Fatigue performance of additive manufactured metallic parts". *Procedia Engineering*, 114, 188-195
- [33] Tang Z., Shen J. (2021). "Fatigue and thermal stability of friction stir additive manufactured copper". *Materials Science Forum*, 1030, 179-188
- [34] Williams S.W., et al. (2016). "Wire+Arc Additive Manufacturing". *Materials Science and Technology*, 32(7), 641-647
- [35] Heidarzadeh A., et al. (2022). "Thermal stability and grain coarsening in additively manufactured copper alloys". *Additive Manufacturing*, 55, 102853
- [36] Wang Q., et al. (2020). "Temperature effects on fatigue behavior of electrodeposited nanotwinned copper". *Acta Materialia*, 188, 124-135

[37] Gong H., et al. (2019). “Fatigue behavior and defect sensitivity in additively manufactured metals”. Additive Manufacturing, 28, 53-67