



UNIVERSITA' POLITECNICA DELLE MARCHE

FACOLTA' DI INGEGNERIA

Corso di Laurea triennale ING. MECCANICA

**Analisi Quantitativa della Risposta a Creep di una Lega di Alluminio prodotta per
Additive Manufacturing**

**Quantitative Analysis to Creep's Response of an Aluminum Alloy produced for
Additive Manufacturing**

Relatore: Chiar.mo/a

Prof. **STEFANO SPIGARELLI**

Dott.ssa **CHIARA PAOLETTI**

Tesi di Laurea di:

CRISTIANO BELVEDERESI

A.A. 2019/ 2020

Abstract

Le tecnologie di Additive Manufacturing (AM) sono state inizialmente presentate e proposte come tecnologie di prototipazione rapida, per una rapida creazione e progettazione di modelli che, se prodotti con le metodologie di produzione consuete, risulterebbero molto più costosi e con tempi di realizzazione molto più lunghi. L' applicazione della AM nel settore ingegneristico ha permesso inoltre una libertà di progettazione non possibile con i tradizionali metodi di lavorazione. Tale libertà spazia dalla tipologia di materiale utilizzato (polimeri, metalli) alla forma stessa del prodotto finito, in quanto questa tecnologia presenta poche limitazioni delle forme che si possono creare. Vedremo come all'interno della categoria di manifattura additiva ci siano, a loro volta, diverse tecnologie Additive, ciascuna con la propria peculiarità.

In particolare, in questo scritto, si richiamano le principali tipologie di Additive Manufacturing relative ai metalli, la produzione delle polveri ed i macchinari utilizzati per la realizzazione dei prodotti finiti. Particolare attenzione è stata dedicata alle leghe di Al, precisamente AlSiMg. Tema centrale di questa tesi è lo studio del comportamento a creep di provini di AlSi10Mg, prodotti per produzione additiva, ovvero lo studio di come questi reagiscano quando sottoposti a Scorrimento Viscoso. I provini utilizzati sono stati prodotti tutti tramite lo stesso processo (prodotti dalla Azienda BeamIT per SLM), una parte è stata analizzata nella condizione di stampa ed un'altra è stata trattata termicamente in post-produzione prima di essere impiegata nella prova. Si sono calcolati diversi parametri caratteristici al fine di definire un andamento generale di risposta a Creep tramite il parametro Larson-Miller. Le conclusioni tratte da questo studio, con i campioni sottoposti a tensioni e temperature differenti (comprese rispettivamente tra 110 e 280 MPa e 150 e 225°C), hanno dimostrato come, in alcune situazioni, i trattamenti termici siano ininfluenti nel miglioramento delle caratteristiche meccaniche del materiale.

Indice

▪ <u>1. Additive Manufacturing</u>	pag 1
• 1.1. Introduzione alla Additive Manufacturing.....	pag 1
• 1.2. Storia ed Evoluzione della Tecnologia.....	pag 1
• 1.3. Schema del Processo.....	pag 3
• 1.4. Varietà di Processi AM.....	pag 5
- 1.4.1. Powder Bed Fusion (PBF)	pag 7
- 1.4.1.2. Selective Laser Melting e Direct Metal Laser Sintering (SLM e DMLS)	pag 9
- 1.4.1.3. Electron Beam Melting (EBM)	pag 10
- 1.4.1.4. Binder Jetting (BJ)	pag 12
- 1.4.2. Direct Energy Deposition (DED)	pag 13
- 1.4.3. Ultrasonic Additive Manufacturing (UAM)	pag 15
▪ <u>2. Materiali AlSi10 Mg</u>	pag 17
• 2.1. Tipologie di Materiali da Additive Manufacturing.....	pag 17
• 2.2. Produzione delle Polveri.....	pag 18
- 2.2.1. Leghe di Alluminio	pag 20
- 2.2.2. L'AlSi10Mg nei processi di Additive Manufacturing.....	pag 21
• 2.3. Caratteristiche dell'AlSi10Mg.....	pag 24
▪ <u>3. Il Creep</u>	pag 26
• 3.1. Definizione.....	pag 26
• 3.2. Curva di Scorrimento e Stadi di Danneggiamento.....	pag 26
- 3.2.1. Come Avviene la Deformazione.....	pag 28
- 3.2.2. Velocità di Deformazione.....	pag 29
• 3.3. Fratture a Creep.....	pag 31
• 3.4. Tempo a Rottura.....	pag 32
▪ <u>4. Sviluppo e Rielaborazione dei Dati Acquisiti</u>	pag 34
• 4.1. Introduzione.....	pag 34
• 4.2. Realizzazione dei Provini.....	pag 34
- 4.2.1. Morfologia dei Provini As Deposited.....	pag 35
• 4.3. Lo Studio.....	pag 38
- 4.3.1. Campioni As Deposited.....	pag 38

- 4.3.1.1. Provini a 225°C.....	pag 39
- 4.3.1.2. Provini a 205°C.....	pag 43
- 4.3.1.3. Provini a 175°C.....	pag 45
- 4.3.1.4. Provini a 150°C.....	pag 48
- 4.3.1.5. <i>Curve PLM As Deposited</i>	pag 51
- 4.3.2. Campioni Annealed.....	pag 52
- 4.3.2.1. Provini a 175°C.....	pag 53
- 4.3.2.2. Provini a 150°C.....	pag 55
- 4.3.2.3. Provini a 225°C.....	pag 57
- 4.3.2.4. <i>Curve PLM Annealed</i>	pag 58
- 4.4. Confronto Curve PLM.....	pag 60
▪ <u>5. Discussione</u>	pag 61
▪ <u>6. Conclusione</u>	pag 66
▪ <u>7. Bibliografia</u>	pag 68
▪ <u>8. Indice Figure</u>	pag 71

1. Additive Manufacturing

1.1. Introduzione alla Additive Manufacturing

In contrasto con i metodi convenzionali, che si basano sull'asportazione di materiale per ottenere un componente a partire da un grezzo massivo, l'Additive Manufacturing (AM) è una tecnica additiva in cui il pezzo viene creato layer dopo layer, mediante stratificazioni di materiale che andranno a creare il prodotto finito. Molte delle più consuete e note tecnologie AM utilizzano comunemente polveri o filamenti come materia prima per la produzione dei prodotti finiti. Questi sono fusi da una fonte di calore focalizzata e in seguito raffreddati fino a consolidarsi, ottenendo così l'oggetto desiderato.

L'Additive Manufacturing ha attirato molta attenzione negli ultimi quindici anni grazie ai suoi innumerevoli vantaggi, quali i ridotti tempi per la realizzazione dei manufatti prototipali o personalizzati, un minore utilizzo di materiale ed una maggiore libertà nella concezione del pezzo, ampliando indefinitamente la gamma di forme e complessità realizzabili.

1.2. Storia ed Evoluzione della Tecnologia

La nascita ufficiale dell'Additive Manufacturing risale agli anni '80, quando i primi prototipi di polimeri realizzati tramite stampanti tridimensionali furono mostrati al pubblico. Tuttavia, le prime prove su parti metalliche fabbricate in modalità additive furono eseguite solo verso la fine dello stesso decennio. Il procedimento veniva chiamato Selective Laser Sintering (SLS) ed utilizzava tecniche derivate dalla stampa dei polimeri, con conseguente produzione di parti con scarse proprietà meccaniche dovute alla fusione incompleta e all'adesione della polvere. Questa tecnologia si è successivamente evoluta nella odierna Selective Laser Melting (SLM), che presenta fusione completa della polvere e proprietà meccaniche notevolmente superiori. Nello stesso periodo, uno studio condotto presso il MIT (*Massachusetts Institute of Technology*, USA) ha sviluppato una tecnologia chiamata "Three-Dimensional Printing" che utilizza la stampa a getto per depositare il legante. La peculiarità di questo processo, in seguito denominato Binder Jetting (BJ), risiede nel fatto che la fase di applicazione del calore è separata dal processo di costruzione,

evitando così che si formino sollecitazioni residue nel pezzo realizzato. Una terza classe di stampanti 3D completamente diversa dalle precedenti è denominata Direct Energy Deposition (DED), questa realizza le strutture desiderate fondendo il materiale metallico, polvere o filo, tramite una fonte di calore concentrata (laser, fascio di elettroni o arco), mentre tale materiale viene depositato in un punto preciso; a ciascun passaggio della testa di deposizione, si crea una traccia di materiale che va a solidificare rapidamente. Linee adiacenti di materiale compongono gli strati, ed ulteriore materiale è aggiunto strato per strato. Questa metodologia è spesso considerata come un derivato della saldatura. L'uso della polvere in tale tecnica è stato studiato per la prima volta nel 1995 al Sandia National Labs e commercializzato come Laser Engineered Net Shaping (LENS).

All'inizio del secolo è stata brevettata una variante del processo Powder Bed in Svezia: non utilizzava il laser per fondere le parti, ma faceva affidamento su un fascio focalizzato di elettroni come fonte di calore. Si chiama Electron Beam Melting (EBM) ed è molto simile a SLM, sebbene presenti tensioni residue molto più basse. Ad oggi, le tecnologie del powder bed come SLM ed EBM sono le più diffuse nel mercato e sono anche quelle per le quali è stata fatta una maggior ricerca. L'obiettivo principale della ricerca fino ad oggi è stata la caratterizzazione di varie combinazioni "lega-processo", per comprendere le relazioni tra i parametri di processo e proprietà meccaniche statiche. Un numero più limitato di studi è stato condotto nel campo di affaticamento e sugli effetti dei trattamenti post-processo [1] [2] [3].

È stato appurato che i componenti fabbricati con AM mostrino risultati comparabili e in alcuni casi migliori, rispetto a componenti creati con processi convenzionali. Tuttavia, le proprietà del prodotto finito potrebbero essere soggette a stress dovuto da vari fattori [4] [5] [6] [7] [8] [9] [10] [11]:

- elevati gradienti di temperatura durante la produzione, che lasciano tensioni residue e microstruttura molto fine;
- porosità residua del materiale, risultante da un legame incompleto degli strati e/o l'evaporazione dei materiali leganti;
- rugosità superficiale significativa

Si è dimostrato che tali limitazioni sono fortemente influenzate dal trattamento di post-processo selezionato: sono state proposte varie tecniche di trattamento termico, finalizzate alla riduzione di difetti interni, riducendo le sollecitazioni residue o modificando la struttura del grano per ottenere le caratteristiche meccaniche desiderate [51] [76].

1.3. Schema del Processo

La produzione additiva ha subito sostanziali cambiamenti dai tempi del suo inizio. È definito dall'American Society of Testing and Materials (ASTM) come "Il processo di unione di materiali per creare oggetti partendo da un modello di dati" [13]. Tutti i processi di AM condividono lo stesso metodo di produzione layer-by-layer (strato per strato): un modello CAD tridimensionale viene suddiviso in strati micrometrici, che vengono successivamente prodotti in sequenza depositando nuovo materiale sopra lo strato precedente. Un tale approccio permette la completa libertà progettuale, consentendo la produzione di funzionalità complesse altrimenti impossibili da ottenere con i convenzionali processi produttivi, e comporta significativi risparmi di materie prime, in quanto il processo additivo utilizza solo il materiale necessario alla creazione della parte senza dover asportare materiale in eccesso [14].

Il processo passa dalla preparazione del modello CAD alla stampa 3D finita dell'oggetto:

1. Preparazione del modello CAD. Ogni parte che deve essere prodotta per AM deve essere descritto da un modello virtuale che rappresenta nel dettaglio la sua geometria. Quasi sempre si parla di file CAD.

2. Conversione in STL. Generalmente, la macchina che lavorerà il componente accetta come input il formato STereoLithography (STL). Questo formato, inizialmente rilasciato nel 1987 da 3D Systems, approssima, per mezzo di triangoli, la superficie interna ed esterna del pezzo (un processo denominato triangolazione o tassellatura). Questa operazione introduce intrinsecamente errori nel modello, proprio perché si considerano triangoli come approssimazione di una superficie curva (mesh). Maggiore è la densità della mesh durante questo passo, più basso è l'errore introdotto; ovvero maggiore è il numero di triangoli con il quale si approssima la curva e migliore sarà il risultato, come mostrato in figura 1.

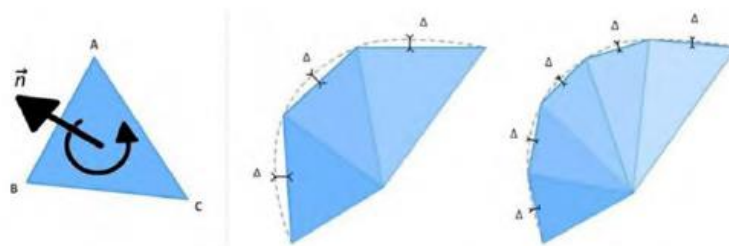


Fig. 1 – Mesh approssimata per Triangolazione

3. Manipolazione del file STL. Il file STL ricavato dal software CAD può presentare errori di mesh, come intersezioni triangolari, fori indesiderati o superficie disallineate. Esistono altri software che ovviano a questi problemi, rendendo il file STL pronto per l'impiego reale. Una volta pronto, questo file deve essere trasferito sulla macchina, dove può essere manipolato dal software integrato del macchinario in modo da ottimizzare la posizione e l'orientamento, nonché per creare le strutture di supporto per la realizzazione del prodotto.

4. Impostazione della macchina. Devono essere impostati oltre 280 parametri affinché si possa considerare il processo come affidabile e si possa proseguire con la "lavorazione". Tra questi i parametri più significativi sono: spessore del layer, velocità di costruzione, fonte di energia etc. I parametri scelti sono normalmente un compromesso tra velocità di processo, costi e qualità della forma finale.

5. Creazione. La lavorazione può richiedere da qualche ora a qualche giorno, affinché si ottenga il prodotto finito con le specifiche richieste. Una volta che la macchina è stata installata dall'operatore, la costruzione è ampiamente automatizzata, stiamo parlando di un processo che non richiede supervisione, o comunque una supervisione minima se comparata con i metodi tradizionali di lavorazione. Al giorno d'oggi il monitoraggio può essere fatto da remoto e un singolo operatore può occuparsi di più macchine contemporaneamente.

6. Rimozione degli Eccessi. Una volta completata la realizzazione del pezzo, una parte di questo dovrà essere rimossa, ciò dovuto proprio alle rimanenze e gli eventuali difetti che si creano durante la stampa; ci stiamo riferendo in particolar modo a polveri e supporti.

Per quanto riguarda le polveri in eccesso, una volta finito il procedimento di lavorazione, vengono rimosse manualmente o mediante aspiratori specifici. Questo passaggio è ancora prevalentemente manuale ed è necessario attendere che la camera dove il prodotto viene realizzato si sia raffreddata adeguatamente prima di procedere con le successive lavorazioni. Il pezzo stesso deve essere rimosso dalla camera di costruzione, pulito da qualsiasi materiale residuo in eccesso e spostato nella stazione di post-elaborazione. Una nota dolente di questo passaggio è proprio che i produttori dei sistemi Additive non hanno, in generale, offerto attrezzature per gestire il problema.

Segue la rimozione dalla piastra base di stampa, cioè il piano che va abbassandosi man mano che i layer di polveri vengono depositati e ha la funzione di evitare o ridurre le imperfezioni nei

primi strati che vengono depositati. Infine, i supporti, utilizzati per sorreggere la parte in fase di stampa ed evitare che le tensioni che si generano durante la produzione vadano a deformare il prodotto, devono essere tolti con attenzione poiché la loro rimozione potrebbe intaccare la finitura finale. Questo procedimento rientra anche nel processo post elaborazione, poiché la rimozione dei supporti avviene a stampaggio finito.

7. Post-elaborazione. Una volta finito il processo di realizzazione del pezzo, si procede con lo step successivo. Il prodotto finito viene rimosso dai suoi supporti, che come abbiamo detto è un'operazione critica e delicata che richiede competenze, pena la rovina del pezzo. A seconda della tecnologia di produzione e delle caratteristiche finali richieste, ulteriori trattamenti meccanici e/o termici potrebbe essere richiesti, aggiungendo così complessità all'intero processo.

8. Applicazione finale. In questa fase il pezzo è pronto per essere utilizzato per il suo scopo o per essere unito ad altri, qualora fosse un componente di un insieme di pezzi. Spesso però il prodotto finito viene sottoposto a processi di post-produzione al fine di migliorare le proprietà meccaniche del pezzo o migliorarne la parte superficiale.

Esempi di questi trattamenti sono la HIP (Hot Isostatic Pressing), usata proprio per migliorare la porosità del prodotto, migliorando di conseguenza le proprietà meccaniche e la lavorabilità. Questa tecnica combina alta temperatura e pressione isostatica del gas. Viene utilizzato un gas inerte (spesso Argon) in modo che il materiale non reagisca chimicamente. La camera viene riscaldata, facendo aumentare la pressione all'interno.

1.4. Varietà di Processi AM

Come già spiegato in precedenza, la tecnologia Additive può essere sviluppata mediante diversi aspetti, che vanno dalla tipologia di materiale utilizzato al processo mediante il quale si realizzano i prodotti finiti, i quali caratterizzano le diverse sfaccettature del processo. In particolare, analizzeremo quelle tecnologie per le quali i materiali di lavorazione sono polveri metalliche. I principali processi sono:

- **Powder Bed Fusion (PBF)** comprendente il Selective Laser Melting (SLM), Electron Beam Melting (EBM) ed il Binder Jetting (BJ);

- **Direct Energy Deposition (DED)** del quale fa parte il Laser Engineered Net Shaping (LENS)
- **Sheet Lamination** del quale tratteremo l'Ultrasonic Additive Manufacturing (UAM)

Tutti questi processi sono ampiamente utilizzati in ambito ingegneristico; tuttavia un occhio di riguardo va ai processi di PBF e DED [3], i quali riescono a fornire le migliori proprietà meccaniche. Nuove tecnologie come BJ o UAM sono attualmente in fase di sviluppo poiché mirano a tassi di costruzione più rapidi, per portare AM nell'ambiente della produzione in serie.

L'Additive Manufacturing per i metalli presenta tuttavia molte sfide e limiti, soprattutto se confrontate con quella a base di polimeri. La densità di energia e le temperature richieste per raggiungere la fusione completa di un metallo sono molto più alti rispetto ai polimeri, superando i 1000 ° C per materiali come Titanio o Inconel (superleghe a base di Ni-Cr), che richiedono quindi una migliore schermatura termica, nonché adeguata temperatura e controllo atmosferico per garantire un funzionamento sicuro della macchina. Anche la maggior parte dei sistemi metallici richiede l'uso di un substrato di costruzione e strutture di supporto, che devono essere successivamente separati dal pezzo nella fase di post-elaborazione, come mezzo per evitare la deformazione e distorsione durante il raffreddamento a causa dei gradienti di temperatura molto elevati tra il metallo fuso ed il resto. Questi gradienti di temperatura oltre a rovinare il prodotto finito, potrebbero andare a danneggiare la stessa macchina per la produzione, incappando così in danni e quindi costi molto elevati.

La maggior parte delle tecnologie disponibili condivide l'uso di polveri metalliche come materia prima, richiedendo quindi adeguati sistemi di trattamento delle polveri, per garantire ottime proprietà del materiale e per proteggere l'operatore soprattutto quando si tratta di polveri reattive. Qualsiasi sistema di utilizzo delle polveri metalliche deve soddisfare quattro requisiti di base [17]:

1. Il volume del serbatoio della polvere deve essere sufficientemente grande per alimentare il processo anche quando si lavora a regimi massimi, senza richiedere soste per la ricarica.
2. Il volume di polvere distribuito sulla superficie di costruzione deve essere sufficiente a coprire lo strato precedente, ma non eccessivo.
3. La diffusione della polvere deve essere un'operazione ripetibile.

4. La diffusione della polvere non dovrebbe creare forze eccessive che potrebbero danneggiare gli strati precedenti.

1.4.1. Powder Bed Fusion (PBF)

I sistemi Powder Bed Fusion sono stati i primi ad essere sviluppati e commercializzati. Questi sono una diretta evoluzione dei Selective Laser Sintering (SLS), che, come detto in precedenza, avendo problemi nella completa fusione delle polveri utilizzate realizzava prodotti con proprietà meccaniche inadeguate. La tecnologia è stata progressivamente modificata per migliorare la produttività, le proprietà meccaniche finali e semplicemente per evitare violazioni dei brevetti, ma il processo di base, implica sempre la fusione controllata di particelle di polvere per creare ogni layer del pezzo. A seconda della fonte di energia utilizzata per indurre la fusione della polvere, il processo è noto in termini diversi: quando coinvolge un raggio laser potrebbe esserlo denominato Selective Laser Melting (SLM) o Direct Metal Laser Sintering (DMLS), d'altra parte quando un fascio di elettroni viene utilizzato come fonte di energia, questo viene denominato Electron Beam Melting (EBM).

In Figura 2 sono schematizzati i principali elementi presenti all'interno di una camera di lavoro per Powder Bed Fusion e responsabili del corretto svolgimento del processo di stampa.

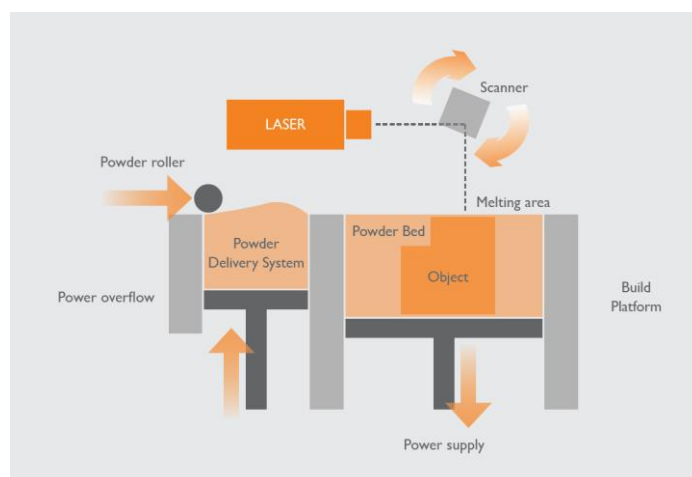


Fig. 2 – Processo Generale Powder Bed Fusion

Nel PBF, solitamente si lavora in una camera chiusa con un determinato volume (con dimensioni fino a 800 x 400 x 500 mm³) che opera sottovuoto o in atmosfera inerte in modo da prevenire l'ossidazione delle polveri metalliche man mano che il "cordone di saldatura" avanza. Il gas inerte più utilizzato in queste condizioni è l'Argon. La gestione ottimizzata del gas inerte garantisce un flusso uniforme e costante sul letto di polvere metallica, oltre ad un considerevole risparmio in quanto il flusso stabile e uniforme dei gas inerti garantisce una migliore stabilità di fusione [20].

Un sistema di livellamento immette la polvere dal serbatoio di accumulo all'area di lavoro, cioè la piastra dove poi avverrà la costruzione, la quale può essere riscaldata dai 100 ° C ai 500 ° C, in modo da agevolare la deposizione e gli strati iniziali [20] [3]. Il preriscaldamento è utile per ridurre la potenza del laser (avremmo bisogno di meno energia se ci troviamo a temperature maggiori) e prevenire la deformazione del prodotto a causa degli alti gradienti termici sperimentati durante il processo, che causano dilatazione e contrazione termiche non uniformi (arricciatura). Una volta che lo strato è stato adeguatamente formato e preriscaldato, la fonte di energia procede con la fusione selettiva delle polveri, seguendo una strategia di scansione predeterminata, in modo da costruire uno strato con uno spessore compreso tra 20 e 200 µm [20]. L'energia fornita dal raggio laser o dal fascio di elettroni non causa solo la fusione dello strato superficiale, ma induce anche una nuova fusione dello strato sottostante, che aiuta a raggiungere la completa aderenza dei vari strati ed una ridotta porosità, ma porta anche tensioni residue dovute al procedimento termico [21] [3].

Tuttavia, la rapida fusione e solidificazione del metallo crea proprietà microstrutturali uniche, diverse da quelle ottenute per fusione o per lavorazione tradizionale. Quando uno strato è completato, la piastra viene abbassata dello spessore del layer successivo, un nuovo strato di polvere viene distribuito uniformemente sopra lo strato precedente, e il processo si ripete fino al completamento del pezzo. Al termine dell'operazione, è necessario rispettare i tempi di raffreddamento, per garantire la sicurezza dell'operatore ed evitare irregolarità durante il raffreddamento. Come l'intera camera di lavorazione raggiunge la temperatura ambiente, le polveri in eccesso non fuse possono essere setacciate e reintrodotte nel processo successivo [17].

1.4.1.2 Selective Laser Melting E Direct Metal Laser Sintering (SLM e DMLS)

Selective Laser Melting (SLM) (anche chiamato Direct Metal Laser Sintering (DMLS)), è una tecnologia PBF sviluppata per produrre parti completamente dense, tipicamente utilizzabili nello stato in cui escono dalla macchina. Si basa su un fascio laser ad alta potenza, tipicamente un laser a fibra Nd o Yb-YAG focalizzato da un sistema di specchi rotanti, per indurre la fusione locale della polvere, che creerà parti completamente dense dopo la solidificazione. Il processo è mostrato in figura 3. Il riscaldamento della polvere è dovuto all'assorbimento dei fotoni da parte delle particelle costituenti le polveri: l'adozione di laser a fibra, la cui lunghezza d'onda è più vicina alla massima assorbibilità dei metalli ha reso possibile la creazione di un processo molto affidabile. Potenza laser, velocità di scansione, spessore dello strato, la hatching distance (distanza tra ogni passata) e l'angolo di "impatto" sono i parametri principali utilizzati per la ottimizzazione del processo. Questi determinano la densità di energia volumetrica che irraggia le polveri, come definito da dalla seguente equazione:

$$E_v = \frac{P_L}{v_s \cdot h_d \cdot t_l}$$

dove P_L è la potenza del laser, v_s è la velocità di scansione, h_d è la hatching distance e t_l è lo spessore del layer [3]. Le macchine moderne possono essere equipaggiate con un massimo di quattro raggi laser, in modo così da migliorare la velocità e la produttività del processo [23] [24]. Durante il processo di costruzione, nella camera di lavoro vengono inseriti gas inerti (argon, azoto o elio) per fornire il corretto raffreddamento dei componenti e prevenire l'ossidazione delle polveri. Il raggio laser esegue la scansione della superficie seguendo un percorso predeterminato, che influenza i gradienti termici all'interno del prodotto, determinando di conseguenza caratteristiche microstrutturali finali e tensioni residue [21]. Componenti realizzati con SLM che presentano parti cave o con sporgenze, richiedono l'uso di strutture di supporto che devono essere attaccate rigidamente al piano di lavoro, per evitare deformazioni e screpolature, a causa dei gradienti di temperatura molto elevati.

La rimozione meccanica di questi supporti dopo il completamento della costruzione richiede operatori altamente qualificati ed è un procedimento dispendioso sia in termini di tempo che in termini di costi. Infatti, questi supporti devono essere progettati in modo da reggere bene la struttura creata e non creare tensioni residue nel pezzo, inoltre, la loro progettazione deve

essere fatta in modo da agevolare la loro rimozione quando estratti dalla camera di lavorazione, senza però intaccare l'integrità della parte finita. Devono quindi essere progettati per essere rimossi nella maniera più agevole possibile.

Una densità di energia eccessivamente bassa del laser comporterà una fusione incompleta della polvere, impedendo un'ottimale aderenza dei vari strati e conseguente delaminazione, formazione di sfere di fusione (solidificazione del materiale fuso in sfere, che impediscono l'aderenza dello strato) e un aumento della porosità dovuto alla mancata completa fusione. Allo stesso modo, una densità di energia eccessivamente elevata, porta al surriscaldamento del materiale che causa nuovamente la fusione e soprattutto lo spatter ejection, cioè il trasporto convettivo di liquido o vapore fuori dalla zona di fusione, che porta ad un aumento della porosità.

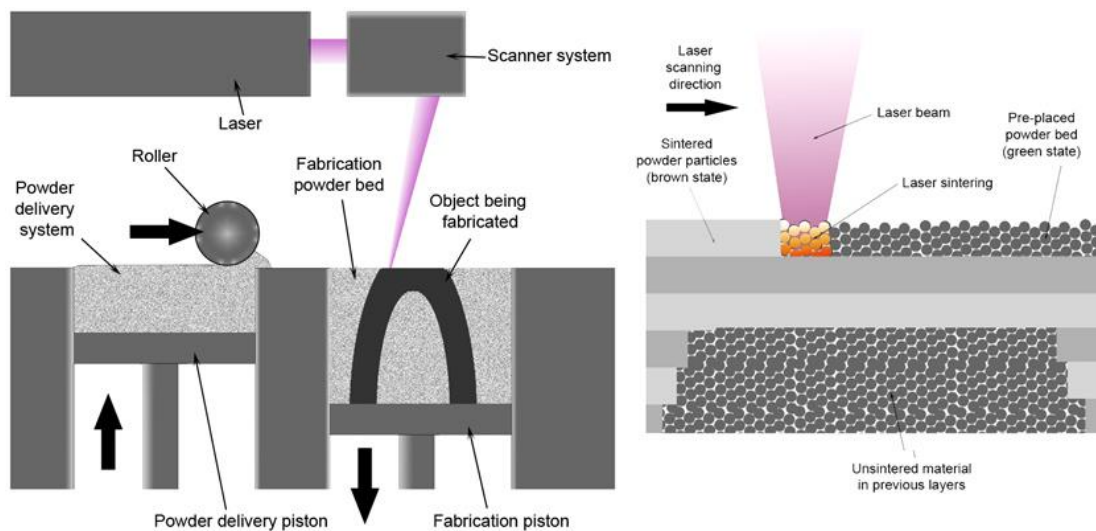


Fig. 3 – Illustrazione processo Selective Laser Melting

1.4.1.3 Electron Beam Melting (EBM)

L'Electron Beam Melting (EBM) viene inizialmente sviluppato alla Chalmers University of Technology a Gothenburg e poi messo in commercio dalla ARCAM nel 2002. La differenza principale tra il SLM e l'EBM è che viene utilizzato un raggio di elettroni, per indurre la fusione locale delle polveri di metallo. Un sistema EBM potrebbe essere visto come uno Scanning Electron Microscope (SEM) ad alta potenza, dato che il fascio di elettroni è accelerato da una

differenza di tensione (ΔV), indirizzata da un sistema di lenti elettromagnetiche e diretto da una bobina a scansione magnetica. L'assenza di parti mobili consente un livello estremamente elevato di velocità di scansione e aumento della produttività rispetto ai sistemi SLM a laser singolo. Questo è possibile anche grazie ai livelli di potenza estremamente elevati ottenibili con fasci di elettroni, che consente l'uso di spessori di strato più elevati rispetto a SLM, migliorando così la velocità di realizzazione del pezzo (sebbene a scapito di una finitura superficiale meno omogenea e con più imperfezioni [18]). La figura 4 illustra il funzionamento di una macchina EBM.

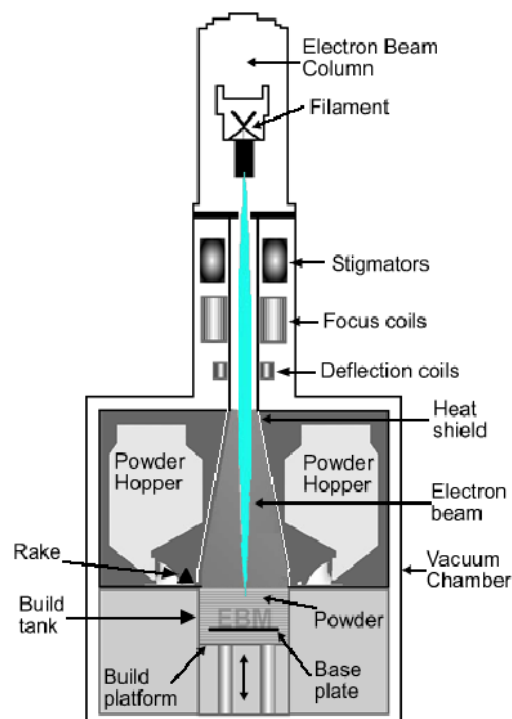


Fig. 4 – Illustrazione processo Electron Beam Melting

Il riscaldamento della polvere è ottenuto mediante il trasferimento di energia cinetica dagli elettroni entranti nella camera di lavoro alle particelle di polvere. Pertanto, solo i materiali conduttivi possono essere utilizzati in modo efficace, altrimenti l'accumulo di cariche locali sarebbe dannoso per la qualità del prodotto finale [17]. Come conseguenza dell'assenza di specchi rotanti utilizzati per focalizzare il raggio, i sistemi EBM possono raggiungere velocità di scansione estremamente elevate, consentendo così un preriscaldamento omogeneo della polvere ad ogni strato e a temperature molto più elevate rispetto ai sistemi SLM. Il processo svolto ad elevata temperatura è fondamentale nel ridurre le tensioni residue nel prodotto finale

e rende possibile utilizzare materiali con temperature di fusione estremamente elevate. Inoltre, le minori tensioni residue presenti, riducono la necessità di strutture di supporto, cosa non indifferente quando si va ad analizzare la facilità di estrazione del pezzo dalla postazione di lavoro [17]. Una differenza fondamentale tra SLM ed EBM è che i sistemi EBM sono gestiti in atmosfera quasi sottovuoto, in modo da evitare che la polvere si carichi elettricamente e così ridurre al minimo le possibili fonti di contaminazione, il che consente un più facile trattamento di materiali altamente reattivi, come le leghe di Ti.

1.4.1.4 Binder Jetting (BJ)

Il Binder Jetting (BJ) è un processo che, sebbene non comporti alcuna reale fusione durante l'operazione di costruzione, può essere considerato un processo PBF in quanto presenta un letto di polvere, che viene riempito con un legante, il quale viene steso strato per strato, per creare una cosiddetta "green part", una struttura che può sostenersi senza la necessità di creazione di ulteriori pezzi per il sostegno, la quale, tuttavia, dovrà comunque essere sottoposta ad ulteriori trattamenti termici (in genere sinterizzazione in una fornace) per raggiungere proprietà meccaniche adeguate. Procedimento mostrato in figura 5a e 5b.

I sistemi di Binder Jetting sono ancora principalmente nella loro fase di sviluppo, ma sono comunque tra quelli che hanno un tasso di produzione molto elevato, più elevato di qualsiasi altra tecnologia PBF, unito ad un volume della camera di lavoro maggiore (cioè si possono realizzare parti di dimensioni maggiori). Tuttavia, dato che il BJ è essenzialmente un Powder Metallurgy problem (PM) soffre ancora di problemi tipici del mondo PM, vale a dire elevata porosità e imprevedibile distorsione indotta dalla sinterizzazione [21]. Tuttavia, recenti sviluppi da vari produttori hanno affrontato le problematiche relative a materiali che vanno dall'acciaio al titanio e alluminio [17] [28] e la tecnologia è in fase di sperimentazione per applicazioni ortopediche [29] [30]. Un vantaggio dei sistemi BJ è la possibilità di lavorare a condizioni normali, cioè in atmosfera semplice, poiché le polveri non presentano problemi di reattività a basse temperature. Ciò consente anche camere di costruzione estremamente grandi se confrontate sia con SLM che con EBM, consentendo produzione di parti ancora più complesse.

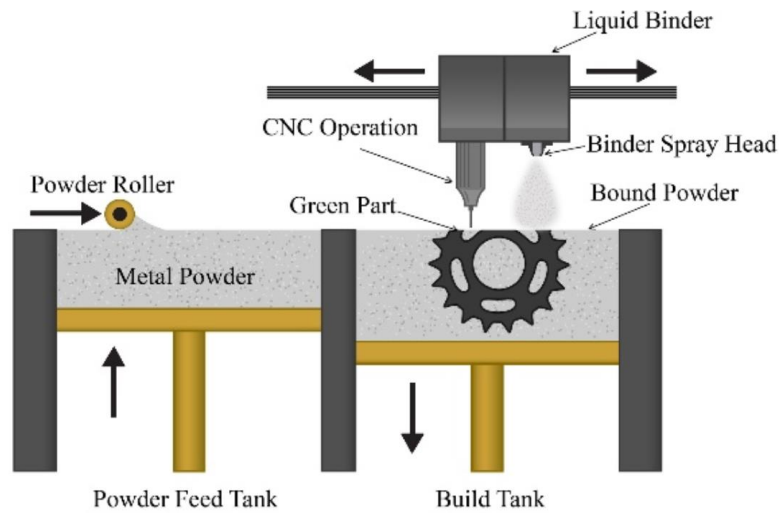


Fig. 5a – Illustrazione processo Binder Jetting



Fig. 5b – Illustrazione processo Binder Jetting Desktop Metal

1.4.2 Direct Energy Deposition (DED)

Nel Direct Energy Deposition (DED), una fonte di energia focalizzata, sotto forma di laser, arco o il fascio di elettroni, scioglie la materia prima, di natura metallica, poco prima di essere depositata. Questa stessa materia prima sarà il componente stesso del prodotto finito. La materia prima può essere in filo o polvere. Le due tipologie sono mostrate rispettivamente in figura 6a e 6b

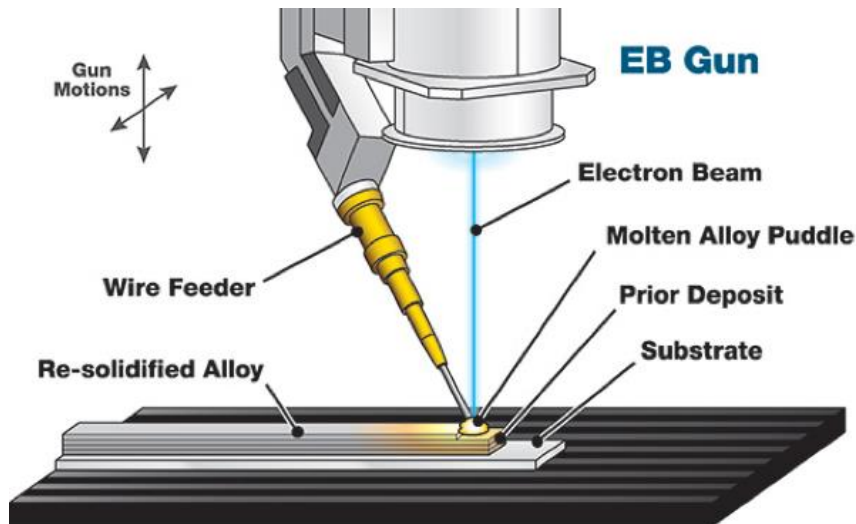


Fig. 6a – Illustrazione DED con Filo

Anche questo trattamento può essere considerato come un'evoluzione della saldatura e può essere utilizzato per aggiungere funzionalità a una parte esistente o per riparare strutture danneggiate, in particolare se abbinato a lavorazioni CNC (controllo numerico computerizzato) post-processo [21]. La maggior parte dei sistemi presentano un sistema a 4 o 5 assi, superando così i vincoli della produzione strato per strato, sebbene la assenza di un letto di polveri circostante crei la necessità di un supporto a struttura più complessa e questo fa sì che si limiti, in questo modo, la libertà di design di tale tecnologia [31].

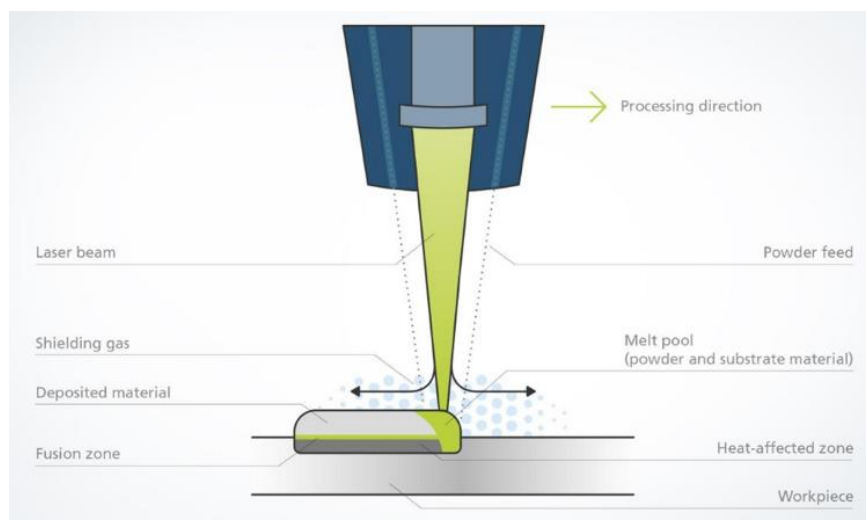


Fig. 6b – Illustrazione DED con polveri

La camera di costruzione è chiusa per garantire la sicurezza dell'operatore, ma non è necessario riempirla con gas inerti, poiché il gas di protezione diretto alla zona di fusione fornisce un'adeguata resistenza all'ossidazione nella maggior parte dei casi. Come nel caso dei sistemi PBF, la fonte di energia provoca una nuova fusione dei primi strati sottostanti di materiale, migliorando la densità delle parti ma causando cicli termici nel materiale e anche tensioni residue. Attualmente l'uso di una fonte di energia laser insieme a materie prime in polvere è la tipologia di processo DED più comunemente impiegata. È stato originariamente sviluppato presso il Sandia National Labs e brevettato come processo LENS (Laser Engineered Net Shaping). I sistemi DED forniscono volumi di costruzione abbastanza grandi e sono adatti alla produzione di componenti di grandi dimensioni.

1.4.3 Ultrasonic Additive Manufacturing (UAM)

I processi di laminazione della lamiera comportano l'impilamento di fogli 2D metallici tagliati con precisione per creare una parte 3D. Sono stati testati numerosi metodi di unione e fino ad oggi l'Ultrasonic Additive Manufacturing (UAM) è una delle tecnologie più utilizzate nel settore [21]. Il processo implica l'incollaggio di lamine metalliche sottili (generalmente 100-150 μm) utilizzando l'Ultrasonic Metal Welding (USW) e l'utilizzo di una macchina a controllo numerico computerizzato (CNC) per rimuovere il materiale in eccesso e ottenere la geometria del pezzo desiderata. Nella UAM un sonotrodo rotante oscilla a circa 20 kHz in direzione trasversale al movimento di produzione, applicando una forza sulla lamina metallica e causandone la saldatura localizzata. La tecnologia è quindi un ottimo esempio di produzione ibrida, in quanto incorpora un nuovo approccio di costruzione AM strato per strato con le tolleranze strette garantite dalla tradizionale lavorazione CNC.

I meccanismi chiave che consentono la saldatura a ultrasuoni di metalli sono, la frattura dell'ossido sottoposto ad una pressione e la deformazione plastica delle asperità superficiali. L'azione combinata si traduce in una regione di saldatura di meno di 20 μm , la quale presenta una temperatura di molto inferiore alla temperatura di fusione. Ciò consente la lavorazione di materiali altamente sensibili al calore, nonché la possibilità di creare parti in Multi-Materiale impilando strati di materiali diversi, così da ottenere localmente proprietà particolari del materiale o per incorporare parti nella struttura (sensori o fili) [17] [32] [33].

In figura 6c viene mostrato il procedimento UAM ed i principali componenti che compongono il macchinario.

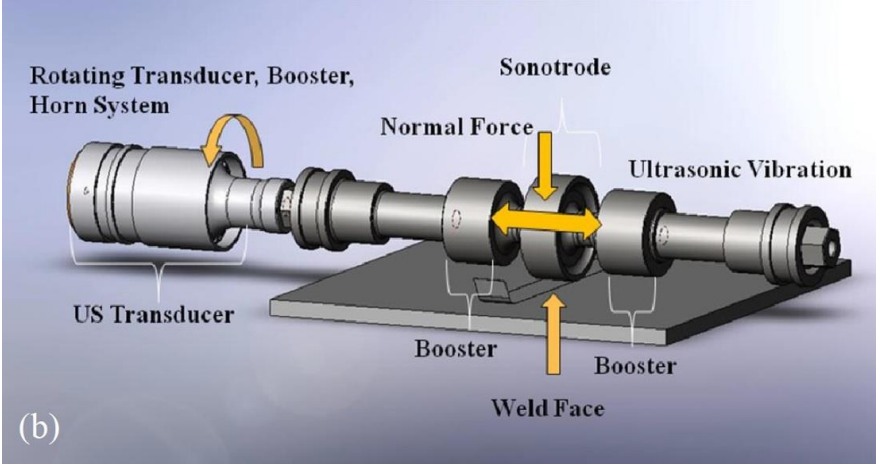


Fig. 6c – Illustrazione processo UAM

2. Materiali AlSi10Mg

2.1. Tipologie di Materiali da Additive Manufacturing

Concettualmente, l'AM consente di elaborare quasi qualsiasi materiale metallico. In pratica, si è utilizzato solo un numero limitato di materiali, sebbene questo numero sia cresciuto molto rapidamente negli ultimi anni [17]. La maggior parte dei processi AM richiede polveri di materiale grezzo, eccezione fatta per le applicazioni Wire-DED e UAM, limitando così il processo a tipologie di metalli che possono essere polverizzabili. Oggi i metalli disponibili vanno da materiali a basso punto di fusione come oro o rame, a materiali con alto punto di fusione come superleghe di nichel. Un breve elenco dei materiali più disponibili e più utilizzati, a seconda delle esigenze, è stilato qui di seguito [22]:

- Oro
- Argento
- Leghe di Rame
- Leghe di Alluminio
- Acciaio per Utensili
- Acciaio Inossidabile
- Leghe di Titanio
- Leghe di Nichel
- Leghe di Cobalto-Cromo

Il problema principale riguardante le materie prime nell'AM è la qualità delle polveri, determinata dalla dimensione, forma e densità delle particelle: diverse tecniche di produzione possono portare a proprietà molto diverse e condizionare le proprietà chiave delle polveri come fluidità e densità apparente, definite rispettivamente come la capacità della polvere di fluire liberamente senza che le particelle si attacchino l'una con l'altra e come la capacità di compattarsi, con minore distanza possibile tra le particelle, quando compresse [3].

2.2. Produzione delle Polveri

La maggior parte delle polveri viene prodotta con metodi come atomizzazione ad acqua, centrifuga, a gas o al plasma [21] [34]. In tutti i processi il metallo viene fuso in una fornace e quindi disperso da un serbatoio in una camera di nebulizzazione. La tecnica di produzione meno complessa e dispendiosa è l'*Atomizzazione ad acqua* (Water Atomization, WA), che presenta getti d'acqua ad alta pressione che atomizzano un metallo liquido che cade attraverso una camera di atomizzazione. Tuttavia, questo processo produce particelle grossolane, che influiscono negativamente su fluidità e densità apparente. Inoltre, un marcato aumento del contenuto di ossigeno potrebbe portare a problemi di reattività e ossidazione [3]. Il sistema di atomizzazione in acqua è composto da:

- apparati contenenti il metallo liquido,
- camera di atomizzazione,
- sistema di pompaggio e riciclaggio dell'acqua
- attrezzatura per la disidratazione e l'asciugatura delle polveri

Il metallo fuso viene versato in una paniera in modo da fornire un flusso costante di materiale all'ugello posto alla base della paniera stessa. Tramite l'ugello è possibile regolare la forma e la dimensione del flusso di metallo e dirigerlo attraverso un sistema di ugelli di atomizzazione che disgregano il flusso stesso in tante goccioline per mezzo di getti d'acqua ad alta velocità. Successivamente viene rimossa l'acqua dalle polveri in sospensione, che vengono poi inviate all'unità di essiccazione per rimuovere l'umidità ed essere raccolte.

L'Atomizzazione Centrifuga (CA) non provoca alcun cambiamento di composizione.

Nell'atomizzazione centrifuga, la forza centrifuga rompe il liquido e "getta" via il metallo fuso come una pioggia di goccioline che poi solidificano sotto forma di particelle di polvere. In generale, i metodi di atomizzazione centrifuga sono molto più efficienti dal punto di vista energetico rispetto all'atomizzazione a gas e ad acqua, dove solo circa l'1% dell'energia del getto viene utilizzata. Nella Atomizzazione centrifuga, l'energia utilizzata è più bassa poiché tutto il lavoro rotazionale viene utilizzato solo per far accelerare le goccioline e ottenere particelle dalle dimensioni ridotte.

L'*Atomizzazione a Gas (GA)* riduce i problemi di ossidazione presenti nella atomizzazione ad acqua utilizzando un gas inerte come mezzo di atomizzazione e produce particelle sferiche con una maggiore fluidità e densità apparente; tuttavia, il tipo di gas inerte può influenzare la microstruttura delle particelle e, come conseguenza, anche l'aspetto del prodotto finale [3]. I problemi principali relativi alla GA sono l'aumento della porosità delle particelle di polvere (dovute all'intrappolamento del gas), che si tradurrà in porosità indotta nel pezzo finale [21]. L'atomizzazione avviene per trasferimento di energia cinetica dal mezzo di atomizzazione al metallo. L'atomizzazione in gas funziona in modo molto simile a quella in acqua e quindi anche l'impianto è strutturato allo stesso modo: il metallo fuso viene colato dall'alto direttamente dentro la camera di atomizzazione, dove viene atomizzato da getti di gas ad alta pressione.

Tecniche di produzione più costose e avanzate, come *l'atomizzazione al plasma (PA)* o *Plasma Rotating Electrode Process (PREP)*, producono particelle molto fini (questa caratteristica migliora di molto la densità apparente) con forme altamente sferiche e lisce, che a loro volta migliorano la fluidità [3] [21]. Questo è un processo relativamente nuovo, sviluppato per la produzione di polveri di leghe con alto punto di fusione come ad esempio titanio, zirconio, tantalio. L'atomizzazione al plasma consente di produrre particelle fini con forma altamente sferica e basso contenuto di ossigeno. Il materiale che deve essere atomizzato può essere introdotto sotto forma di filo o di bacchetta, nel caso si utilizzi un processo RF-PA (Radio Frequency Plasma Atomisation), oppure può essere introdotto sotto forma di polveri nel caso si ricorra al processo RF-PS (Radio Frequency Plasma spheroidisation). Entrambi i processi sono molto simili. Le immagini delle varie tipologie di particelle messe a confronto sono disponibili in figura 7.

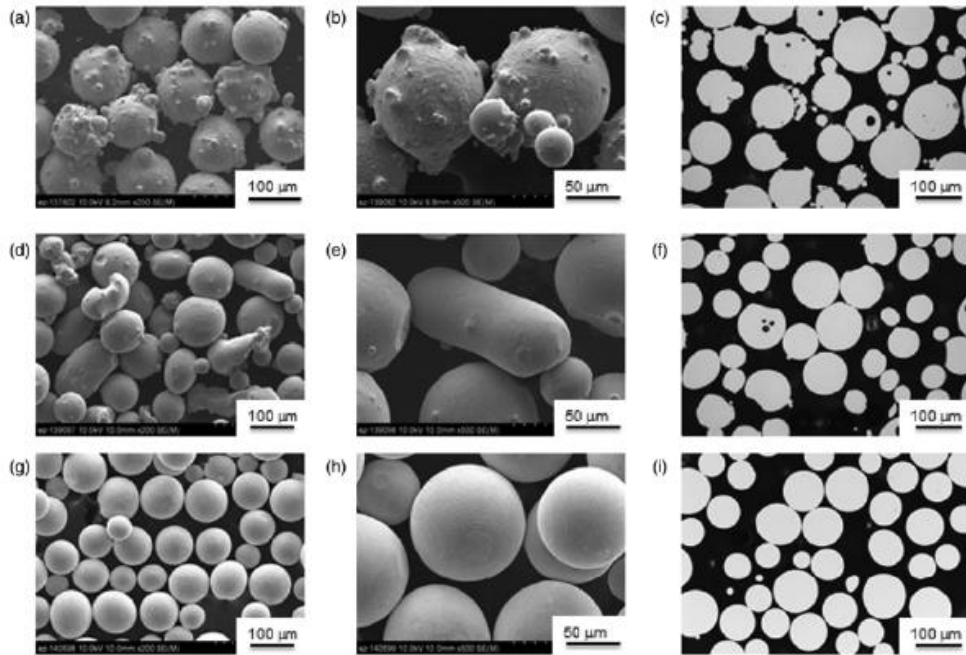


Fig. 7 – Immagini di particelle di polvere prodotte con differenti tecniche: a) SEM 250x GA b) SEM 500x GA c) LOM GA, d) SEM 200x RA, e) SEM 500x RA, f) LOM RA, g) SEM 200x PREP, h) SEM 500x PREP, i) LOM PREP

2.2.1 Leghe di Alluminio

È ben noto che l'Alluminio è uno degli elementi più comuni, sebbene sia presente in natura sempre combinato con altri elementi. Le sue principali caratteristiche sono quelle che sotto alcuni aspetti lo rendono più o meno idoneo all'utilizzo per l'Additive Manufacturing. Di seguito elenchiamo alcune caratteristiche essenziali per descriverne poi il comportamento in AM:

- Basso peso specifico
- Alta resistenza a corrosione
- Alta conduttività Termica ed Elettrica
- Non Tossico
- Alta Plasticità e Duttilità
- Alta Saldabilità

Per migliorare le proprietà meccaniche di questo metallo, si ricorre spesso alla aggiunta di altri elementi che ne cambiano le caratteristiche, la figura 8 rappresenta la classifica delle leghe in base agli elementi aggiunti:

- Silicio aumenta le proprietà da fonderia (castability) e riduce il coefficiente di dilatazione
- Magnesio aumenta la resistenza alla corrosione
- Manganese aumenta la resistenza meccanica e a corrosione
- Rame aumenta la resistenza meccanica ed in particolare le proprietà meccaniche ad alte temperature
- Zinco, se unito al Magnesio, aumenta la resistenza meccanica

1xxx	Al with minimum purity 99,00%
2xxx	Al-Cu alloys
3xxx	Al-Mn alloys
4xxx	Al-Si alloys
5xxx	Al-Mg alloys
6xxx	Al-Mg-Si alloys
7xxx	Al-Zn alloys
8xxx	Al with other alloying elements
9xxx	experimental series

Fig. 8 – Classificazione Internazionale delle leghe di Al

2.2.2 L' AlSi10Mg nei processi di Additive Manufacturing

Lo sviluppo di leghe a base di Al per applicazioni AM è stato leggermente meno “sviluppato” nel corso degli anni, questo principalmente perché essendo l'alluminio di facile lavorazione e relativamente economico anche i metodi di lavorazione tradizionali risultavano veloci ed economici. Inoltre, a causa dei rapidi cicli di raffreddamento presenti nell'AM, è molto difficile raggiungere l'indurimento per precipitazione, che è il principale meccanismo di rafforzamento nelle leghe di Al ad alte prestazioni. Un altro problema legato all'Additive Manufacturing per le leghe di Al è che molti alliganti come Zn, Mg, Li, vaporizzano facilmente, portando ad una maggiore porosità del componente stampato [3]. Inoltre, l'alta riflettività dell'alluminio alle lunghezze d'onda utilizzate solitamente con il laser per applicazioni SLM, è un fattore non di

poco conto, infatti per questa caratteristica del metallo è necessario aumentare la potenza del laser per ottenere una fusione completa. Per ridurre l'influenza dei problemi citati, vengono utilizzate principalmente leghe con alto contenuto di Silicio, poiché la piccola differenza tra solidus e liquidus facilita il raggiungimento della temperatura e l'elevata percentuale di silicio migliora l'assorbimento del laser da parte del materiale e riduce le possibilità di difetti microstrutturali [40]. Le leghe più comuni per SLM sono, AlSi10Mg (lega utilizzata come campione di questa tesi) e AlSi12, entrambi molto vicini alla composizione eutettica di 12,6 %, come visibile in figura 9 [36] [37] [38].

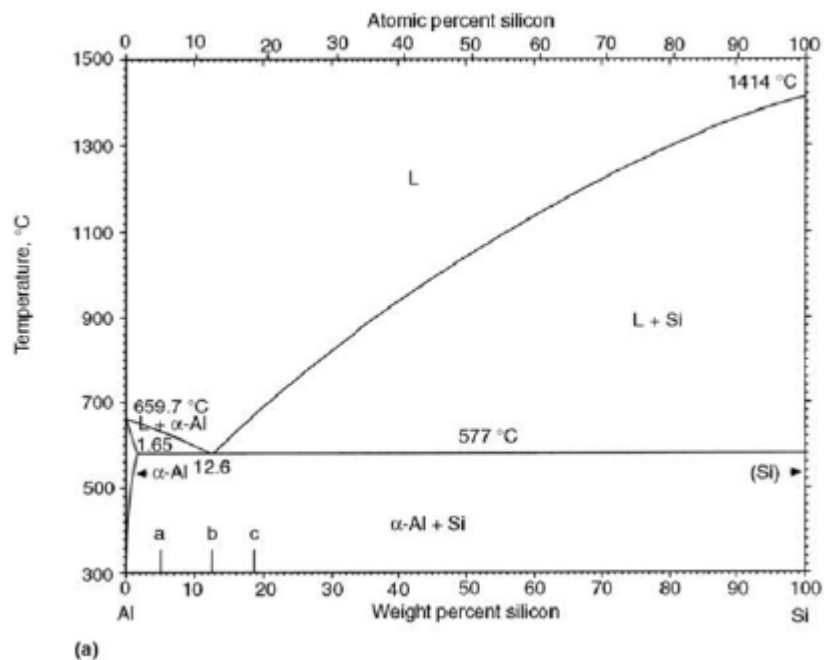


Fig. 9 – Diagramma di Fase Al-Si

Come detto, la lega utilizzata come test di questa tesi è AlSi10Mg. Questa è una lega ampiamente usata per getti di alluminio. La lega ipoeutettica è vicina alla composizione eutettica (12,6% Si) il che le conferisce ottime proprietà di colata. Piccole aggiunte di magnesio (0,3-0,5% Mg) consentono l'indurimento per invecchiamento naturale o artificiale. In base a quanto dice il diagramma di fase, la microstruttura è caratterizzata dalla dimensione e

disposizione di matrici α -Al (zona chiara in figura 10) e particelle di Si eutettiche (zona scura in figura 10).

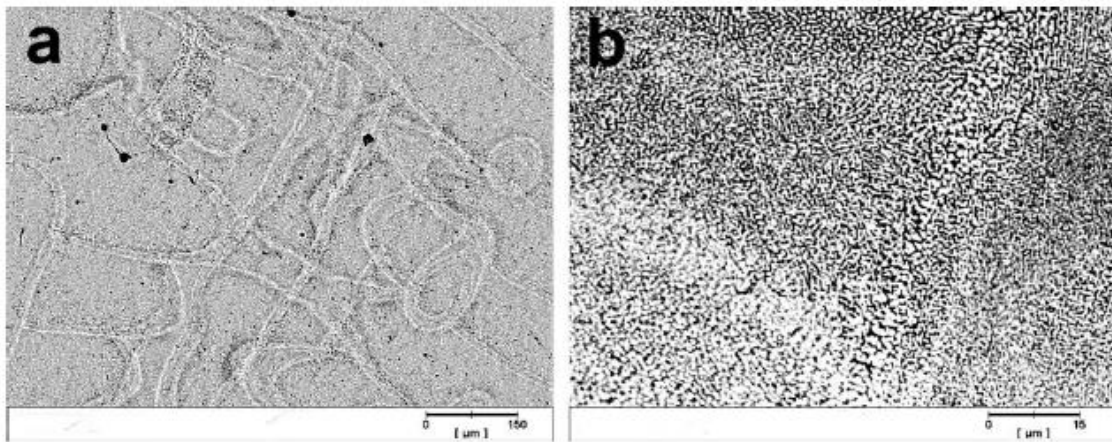


Fig. 10 – Tipica Microstruttura del AlSi10Mg. Il piano è perpendicolare all'asse longitudinale del provino. a) vista macro b) vista micro

Diversi ricercatori, hanno studiato il processo di fusione laser del AlSi10Mg. Questi studi hanno evidenziato che è possibile produrre parti con una densità relativa vicina al 100% utilizzando una potenza superiore a 150 W e un diametro del raggio laser di 200 μm .

Come detto in precedenza esistono numerose difficoltà nel processo di fusione laser delle polveri di alluminio. Un esempio importante è che la fusione del laser dipende dalla capacità di spargere uno strato sottile di polveri, il che è difficile perché le polveri di alluminio sono leggere e con scarsa fluidità, soprattutto in presenza di umidità. Di conseguenza, le polveri di Al non sono adatte per molti meccanismi di deposizione di polveri già esistenti, nonostante i processi citati siano ottimi per polveri con particelle delle stesse dimensioni e forma. Inoltre, sebbene la tecnologia di fusione laser utilizzi radiazioni di lunghezza d'onda più brevi rispetto al processo di sinterizzazione laser (1,06 μm rispetto a 10,6 μm di un laser a CO_2) il che ne favorisce l'assorbimento da parte dei metalli, l'elevata riflettività dell'alluminio (91%) necessita un aumento della potenza del laser, come detto in precedenza. Questo effetto diventa più significativo all'aumentare degli strati che si vanno a formare, infatti con l'aumentare degli strati anche la riflettività aumenta, proprio in virtù dell'aumento di quantità di Al [45]-[53].

Un altro motivo per cui è richiesta potenza laser più elevate è l'elevata conduttività termica dell'alluminio (rispetto ad altri materiali utilizzati nel processo di fusione laser come acciaio inossidabile e titanio), che porta alla rapida dissipazione del calore. Questo fenomeno è più

significativo nel primo layer della costruzione che poggia sulla pietra di base di alluminio, infatti gli studi effettuati hanno dimostrato che la conduttività termica degli strati di polvere è inferiore a quella dei materiali massivi.

Tuttavia, il principale ostacolo dei processi di fusione e sintering per le leghe di alluminio, rimane sempre l'ossidazione. La stabilità termodinamica dell'alluminio rende difficile la rimozione del film di ossido presente sulla superficie delle polveri metalliche [47][48].

Questi ossidi, visibili in figura 11, si possono creare durante l'immissione di alliganti nelle polveri oppure durante il processo di fusione laser, nel quale aria o gas possono rimanere intrappolati per via delle "turbolenze" create dal laser stesso. Per esempio, l'aggiunta di Mg aiuta la formazione di $MgAl_2O_4$ negli strati più fini e l'aggiunta di Si, aiuta la formazione di $Al_2O_3SiO_2$ (mullite, un silicato)

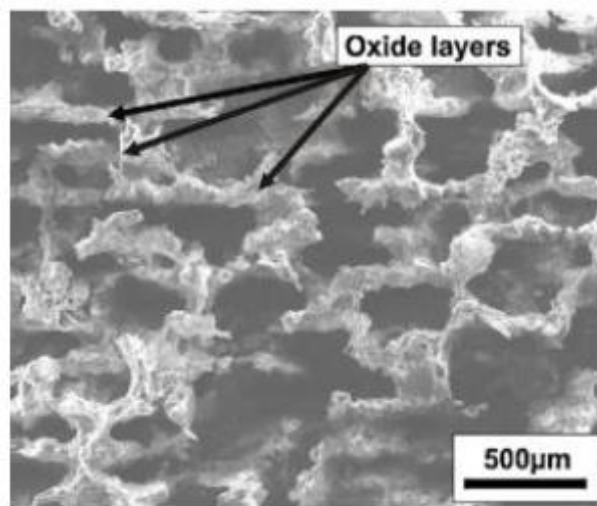


Fig. 11 - Immagine al microscopio elettronico di un provino prodotto con tecnica Laser Melting; si possono notare gli strati di ossido

2.3. Caratteristiche dell'AlSi10Mg

Abbiamo già fatto una piccola introduzione a questo materiale, descrivendo perché viene utilizzato e parlando in maniera generale delle proprietà delle leghe di alluminio. In questo paragrafo cercheremo di concentrarci nello specifico sull'AlSi10Mg.

L'AlSi10Mg è una lega che presenta elevata resistenza e buone proprietà meccaniche, proprio grazie a queste proprietà è spesso utilizzata in ambito automotive e aerospaziale. Data la sua composizione di Si e Al, vicina al punto eutettico, ha un'ottima saldabilità.

Il Magnesio gioca un ruolo fondamentale nell' indurimento. Per quanto riguarda il suo utilizzo nella fabbricazione SLM, esistono vari fattori che influenzano la qualità finale dei provini, comprese le caratteristiche delle materie prime utilizzate [41].

Per quanto riguarda le polveri, la loro composizione è riportata in figura 12:

Si	Fe	Mn	Mg	Ni	Zn	Pb	Sn	Ti	Al
9.92	0.137	0.004	0.291	0.04	0.01	0.004	0.003	0.006	Bal

Fig. 12 - Composizione AlSi10Mg

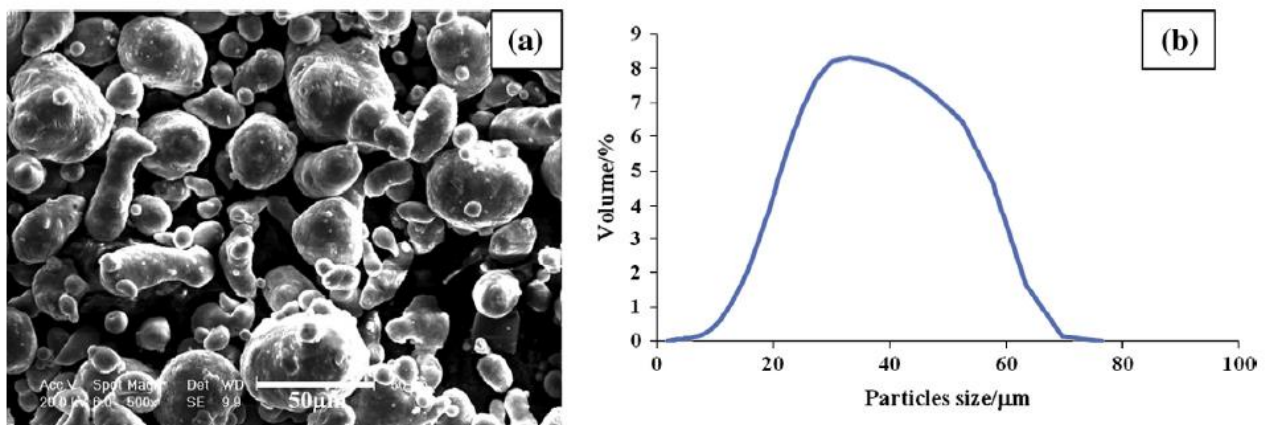


Fig. 13 - a) Osservazione al SEM della morfologia delle polveri di AlSi10Mg e b) distribuzione della dimensione delle polveri [43][44]

Possiamo notare in Fig.13 come le particelle mostrino una forma molto irregolare, con piccole particelle "satellite" vicine o attaccate alle particelle più grandi. La dimensione di queste particelle e la loro distribuzione influenzano la fluidità della polvere nei sistemi powder bed ed inoltre influenzano anche il loro comportamento a fusione. Notiamo che la media delle dimensioni delle particelle sia di circa 35 μm e che ci sia una lieve asimmetria nella distribuzione delle dimensioni, quest'ultimo fattore potrebbe essere dovuto alla forma irregolare delle polveri e alla loro tendenza ad agglomerarsi durante la misurazione [45]-[53].

Detto ciò, nonostante la forma irregolare, queste polveri hanno comunque una buona fluidità che le rende utilizzabili per i processi SLM.

3. Il Creep

3.1. Definizione

Si può definire il Creep (o scorrimento viscoso) come una deformazione dipendente dal tempo, che avviene a temperatura elevata, combinata con l'applicazione di un carico (soprattutto se mantenuto costante) e che normalmente termina con la rottura del materiale.

Questo tipo di scorrimento avviene in praticamente tutti i tipi di metalli e si presenta sempre ad una temperatura pari a 0,35 volte la temperatura di fusione espressa in Kelvin [K]. Ovviamente in base al tipo di metallo o leghe di metalli che vengono utilizzate, questa temperatura varierà.

Per quanto riguarda l'ambito progettuale, il creep diventa determinante da questa temperatura in poi; temperatura alla quale la resistenza media a rottura in 100000 h a creep ($R_{m/100000/T}$) è inferiore al minimo tabellare del limite di snervamento in temperatura ($R_{p0.2}(T)$). La temperatura di inizio creep (T_{IC}) è quindi definita come:

$$R_{m/100000/T} = R_{p0.2}(T_{IC})$$

Le T_{IC} possono essere considerate secondo quanto segue:

- Leghe di Alluminio alto resistenti: $0,54 T_m$ (circa 205°C)
- Leghe di Alluminio normali: $0,35 T_m$ (circa 95°C)
- Leghe di Titanio: $0,30 T_m$ (circa 315°C)
- Acciai al C e basso legati: $0,36 T_m$ (circa 370°C)
- Acciai Austenitici: $0,49 T_m$ (circa 540°C)
- Leghe di Nichel: $0,56 T_m$ (circa 650°C)

3.2. Curva di Scorrimento e Stadi di Danneggiamento

Il comportamento di un metallo ad alta T a sollecitazione costante è tipico ed è quindi generalmente rappresentato da una particolare curva che ne descrive l'andamento della deformazione nel tempo. In questa curva inoltre, possiamo distinguere tre stadi, si faccia

riferimento a figura 14. Infatti, dopo una deformazione istantanea, la deformazione aumenta allo scorrere del tempo, fino ad arrivare a rottura dopo varie ore, in alcuni casi anche giorni.

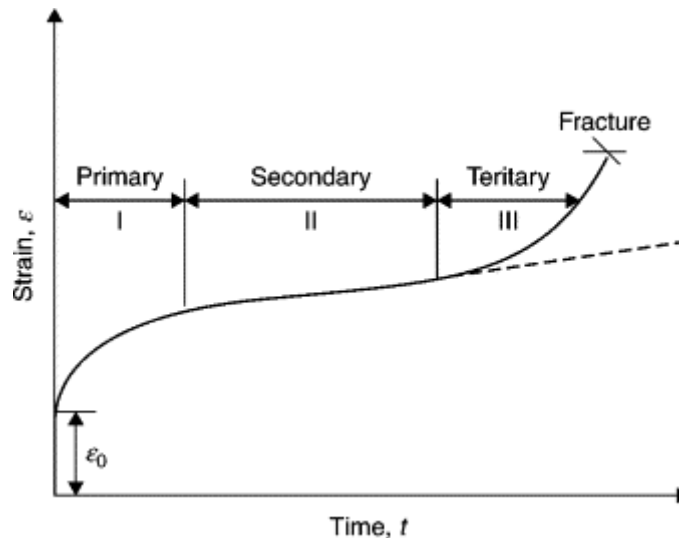


Fig. 14 - Curva Creep

Notiamo come, dal diagramma, siano individuabili tre zone, ognuna delle quali presenta caratteristiche e relazioni deformazione-tempo differenti:

- Stadio Primario, durante il quale la velocità di deformazione diminuisce con il tempo; in questa fase la deformazione risulta essere più difficile, questo perché le interazioni delle dislocazioni si moltiplicano, infatti alla fine di questo stadio si arriva ad una microstruttura costituita prettamente da sottogranì equiassici.
- Stadio Secondario o STAZIONARIO, il quale può variare la sua dimensione da un tratto estremamente breve, a volte quasi puntuale, a dimensioni più estese, ma mai eccessivamente elevate. In questo stadio la velocità di deformazione assume un valore pressoché costante, questo dovuto al bilanciamento dei fenomeni di rafforzamento, come moltiplicazione e interazioni tra le dislocazioni, e di ripristino. La microstruttura inoltre è formata da sottogranì la cui dimensione rimane costante.
- Stadio Terziario, qui la velocità di deformazione aumenta fino ad arrivare a rottura del provino. Il fatto che la velocità di deformazione aumenti è dovuta per esempio alla cavitazione (nucleazione di cavità) e alla crescita di queste cavità, che indeboliscono così la struttura; altro ruolo importante è giocato dalle cricche e dalle strizioni di sezione, che

come ben sappiamo hanno un unico finale possibile. Infatti, tutti questi fenomeni portando ad una diminuzione della reale sezione, creano meno resistenza, concludendosi così con aumento della tensione e quindi rottura.

Da notare come in alcuni casi lo stadio primario possa avere andamento inverso, dove la velocità di deformazione invece di diminuire, aumenta (soluzioni solide). Esistono casi in cui primario e secondario siano addirittura assenti. Ma nonostante questi casi più particolari, la curva di creep del materiale permette di individuare parametri fondamentali per la valutazione di come un materiale si comporti sotto creep. Questi parametri sono il Tempo a Rottura (t_R) e la Velocità di Deformazione, nello stadio stazionario. Qualora il secondario sia un punto ci ricaviamo la Velocità Minima di Deformazione. Da notare come questo parametro venga preso in considerazione quando siamo quasi sicuri che non si arrivi a rottura del provino, a causa di carichi bassi. Inoltre, la velocità di deformazione nel secondario può essere studiata anche per determinare la vita media di un determinato materiale. Da notare la analogia Temperatura-Sollecitazione di questo stadio con lo stadio stazionario di una curva Tensione-Deformazione dove, per entrambi, ad una data temperatura si hanno valori costanti di sollecitazione quindi velocità di deformazione costante [58] – [72].

3.2.1. Come Avviene la Deformazione

Abbiamo constatato come la deformazione, dovuta alle dislocazioni, sia uno dei fattori più importanti riguardanti il creep. Cerchiamo però di capire a livello microstrutturale come questa avviene e quali “tipi” di deformazione possibili esistono.

Sicuramente la modalità più semplice è quella di scorrimento (glide), cioè le dislocazioni si muovono scorrendo. Un particolare esempio sono le dislocazioni a spigolo, che se a temperatura ambiente, possono muoversi solo per scorrimento lungo il piano indicato dal vettore di Burgers. Invece, lo scorrimento delle dislocazioni a vite (cross slip) permette a queste di disporsi per formare delle pareti che dividono porzioni di grano relativamente libere da dislocazioni. Esistono altri tipi di moto come il “salto” (climb) che consiste in una “scalata” di una dislocazione intera da un piano ad un altro a questo parallelo. Questo dimostra come la varietà di movimenti delle dislocazioni, che a temperatura ambiente si limita al glide, se portata

a temperature più elevate diventa una sequenza o insieme di scorrimenti e salti. Questi movimenti possono dar vita a delle pareti quasi perfette, dette pareti di sottogranò, e possono anche generare annullamenti di dislocazioni di segno opposto appartenenti, in origine, a piani di scorrimento diversi. Questi ultimi citati sono tipici di quanto accade nell'alluminio puro.

Tuttavia, è possibile che questi movimenti siano dati anche da moti non-conservativi, cioè grazie a fenomeni diffusivi. Poiché la diffusione è un processo determinato da Temperatura e Tempo, anche questi movimenti saranno determinati dagli stessi parametri. I movimenti diffusivi oltre che avvenire all'interno del reticolo, possono avvenire anche lungo percorsi preferenziali. Notiamo che il flusso di atomi in questi casi avverrà con maggiore facilità, ciò giustificato dalla maggior distanza interatomica presente. Un esempio di diffusione preferenziale è quello lungo le dislocazioni stesse, un altro è la diffusione lungo i confini di grano (core o pipe diffusion).

Nonostante nella maggior parte dei casi questi fenomeni siano del tutto trascurabili, a volte possono essere una spiegazione per dei fenomeni che si presentano durante delle prove, inoltre è importante far notare come la diffusione lungo percorsi preferenziali abbia una energia di attivazione molto più bassa rispetto a quella della diffusione nel reticolo, questo fatto è facilmente comprensibile grazie alle premesse fatte precedentemente [58] – [72].

3.2.2. Velocità di Deformazione

La velocità di deformazione viene correlata alla tensione di prova tramite una legge detta Power Law del tipo:

$$\dot{\epsilon}_{ss} = A \left(\frac{b}{d} \right)^p \sigma^n \exp(-Q/RT)$$

d= dimensione del grano

b= vettore di Burgers

A dipende dal tipo di materiale

p= 0 per il creep da dislocazione

n= 4-5 per i metalli puri

Il valore Q , energia di attivazione del Creep, nei metalli puri ha lo stesso valore dell'energia di autodiffusione cioè l'energia di attivazione del flusso di vacanze.

È quindi intuibile che la diffusione di vacanze, consentendo il climb delle dislocazioni, è il meccanismo che governa la deformazione da creep. Da notare inoltre la differenza di velocità di esecuzione tra il glide ed il climb, dove è proprio quest'ultimo a rappresentare la fase più lenta, mentre il glide, nei metalli puri, è un processo relativamente veloce. In casi come questi abbiamo quello che viene chiamato "climb controlled creep" o "recovery controlled creep", cioè un creep caratterizzato prevalentemente da climb.

Un grafico bilogarithmico della velocità di deformazione nel secondario, in funzione della tensione di prova, per un metallo puro, fornisce una serie di rette, ciascuna relativa ad una temperatura di prova (isoterme) di pendenza pari ad n . Se la tensione di prova è particolarmente bassa, si riscontra un valore della pendenza di queste curve pari ad $n=1$. La transizione da $n=4-5$ a $n=1$ viene comunemente associata ad un passaggio da creep da dislocazioni (alti carichi) a creep puramente diffusivo (carichi bassi).

Per quanto riguarda invece la risposta a creep delle soluzioni solide, questa risulta essere leggermente più complicata di quella dei metalli puri, infatti il grafico di andamento del creep nel secondario in figura 15, può essere diviso in più di tre regimi [58] – [72].

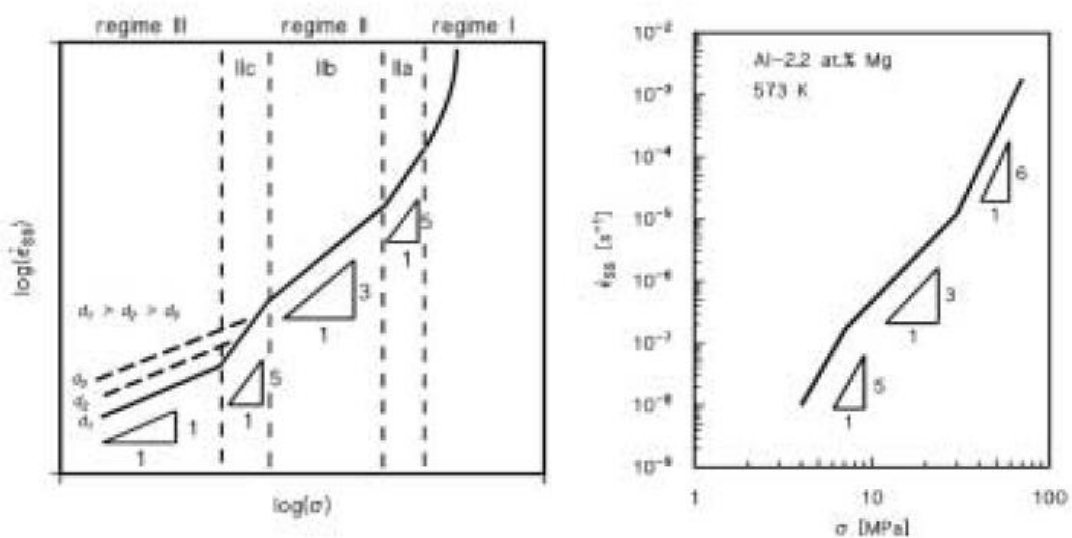


Fig. 15 - Andamento della velocità minima di deformazione per a) una soluzione generica e per b) una lega Al-Mg

I. il regime di alte tensioni e velocità di deformazione del PLB (power law breakdown, cioè aumento della pendenza nel campo delle elevate velocità di deformazione)

IIa. un regime in cui $n=4-5$, con energia di attivazione equivalente a quella di autodiffusione; in questo regime il creep è di tipo climb- controlled

IIb. un regime in cui $n=3$, e l'energia di attivazione è equivalente a quella di diffusione degli atomi di Mg nell'alluminio; in questo regime il creep è controllato dallo scorrimento delle dislocazioni in atmosfere di atomi di magnesio in soluzione solida; anche in questo caso la deformazione è il risultato di una sequenza di glide e climb, ma la presenza delle atmosfere di atomi in soluzione fa sì che la fase di glide sia più lenta; solo se la tensione applicata è talmente elevata da "strappare" le dislocazioni alle atmosfere di soluto si ha che lo scorrimento è facile, ed il creep viene controllato dal climb (regime II.a)

IIc. una terza regione, in cui ancora $n=4-5$ e l'energia di attivazione equivale a quella di autodiffusione; in questo regime la tensione applicata è talmente bassa che la componente che facilita il climb è trascurabile. È il salto, quindi, che diventa ancora una volta la fase più lenta, e che controlla la deformazione.

III. una regione tipica delle basse sollecitazioni, in cui il creep è totalmente diffusivo.

L'andamento descritto da questi step può essere ritrovato nelle leghe di Al-Mg.

3.3. Fratture a Creep

La frattura a creep avviene sempre per deterioramento del materiale esposto alla prova di creep, quindi la metodologia è sempre la stessa, ma può presentarsi in maniera differente:

- Frattura Intergranulare Fragile, si presenta dopo poca deformazione plastica e è caratterizzata da una strizione non molto accentuata ma pur sempre presente. È spesso caratterizzata da enucleazioni tondeggianti prima e lenticolari poi, sui bordi di grano.
- Frattura Intergranulare Duttile, si presenta dopo una consistente deformazione plastica, tuttavia anche questa presenta una strizione poco evidente. Nasce spesso da strappi cuneiformi iniziati dai punti tripli di bordi di grano o da vuoti fino alla formazione di vere e proprie cricche. Teoricamente queste fratture si presentano dopo

esposizione a creep di media lunghezza; non mancano però casi in cui, dopo una frattura ad aspetto fragile, si presentino rotture ad aspetto parzialmente duttile.

- Frattura Duttile Transgranulare, si presenta con una notevole deformazione plastica e con strizione. È tipica della rottura di materiale soggetto a scorrimenti per tempi di durata ridotta, quindi carichi elevati o elevate temperature.

3.4. Tempo a Rottura

Abbiamo visto come il tempo a rottura (t_R) sia uno dei due parametri fondamentali per lo studio della prova creep. Questo può essere correlato direttamente alla velocità di deformazione nel secondario tramite la relazione

$$\dot{\epsilon}_m t_R = C_R$$

che combinata con la Power Law della velocità di deformazione e considerando $C_R =$ costante, diventa:

$$t_R \propto \sigma^{-n} \exp(Q / RT)$$

Tuttavia, i principali metodi per la determinazione del tempo a rottura sono di tutt'altra tipologia. Infatti, esistono metodi ad Interpolazione che sfruttano il fatto che le curve $R_{m/t/T}$ a Temperatura costante e a Tempo costante non siano realmente ad aspetto lineare, infatti maggiore è il tempo di esposizione e più la curva tenderà a piegarsi verso il basso. Il metodo più utilizzato è però quello a Estrapolazione, proprio perché gli sforzi di basso esercizio non permettono interpolazioni all'interno dei dati disponibili e quindi devono essere estrapolati in base al Tempo e/o alla Temperatura. L'estrapolazione può essere di tipo "lineare" e "non lineare", quest'ultima è la tipologia più affidabile poiché si basa sul concetto di utilizzare altre informazioni sperimentali per aggiungere conoscenze alla curva $R_{m/t/T}(t, T)$. In base al tipo di informazioni aggiunte, esistono diversi tipi di estrapolazione [58] – [72].

Il più conosciuto ed il più utilizzato è sicuramente il **metodo Parametrico di Larson-Miller** che appunto utilizza il parametro P per accumunare l'effetto di Temperatura e Tempo.

$$PLM = T[K](C + \log[t]) = \sum_{i=0}^n a_i \log^i(\sigma) \sigma^p$$

È ormai riconosciuto che né il parametro di Larson-Miller né gli altri parametri disponibili in letteratura riescano a descrivere realmente le “leggi naturali” o che le loro costanti siano “costanti fisiche” con significato più profondo di quello che gli si dà durante la sperimentazione. Il parametro “C” per esempio può essere scelto a discrezione purché descriva bene i dati. Solitamente a questo parametro viene dato un valore C=20, stessa cosa vale per “p” e “a_i” con i= 0, ...,4, i quali dovranno essere scelti in base ai dati presenti [58] – [72].

4. Sviluppo e Rielaborazione dei Dati Acquisiti

4.1. Introduzione

L'intento principale di questo lavoro è quello di valutare come dei provini AlSi10Mg prodotti tramite Additive Manufacturing (SLM) rispondano al processo di Creep. Descriviamo tutti gli step che sono stati effettuati, dalla produzione dei provini, fino alle conclusioni finali.

4.2. Realizzazione dei Provini

Come abbiamo detto in precedenza, il materiale utilizzato per i nostri provini è AlSi10Mg. Questi campioni sono stati studiati in collaborazione con l'Università degli Studi di Parma. La azienda produttrice, alla quale ci siamo affidati per la produzione dei campioni, è la BeamIT S.p.A. Si tratta di un'azienda emiliana con il più grande parco macchine Additive d'Europa e ciò permette di avere la miglior qualità disponibile a livello di finitura e purezza del campione. Infatti, ogni macchinario è adibito all'utilizzo esclusivo di un unico materiale. Ciò evita di incappare fin dall'inizio in problemi di impurità dovute all'impiego di altri materiali nei processi precedenti.

La forma e le dimensioni dei provini sono quelle tipicamente usate per prove di questo genere, si veda la seguente figura 16:

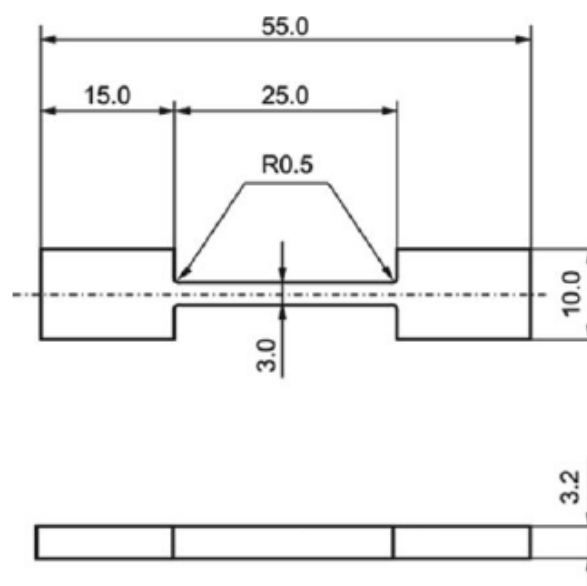


Fig. 16 - Morfologia Tipica di un Provino per Prova Creep

La realizzazione di tali campioni è stata effettuata con una macchina SML500, macchina ad alte prestazioni con quattro laser ad azione simultanea, grazie ai quali si riesce ad avere un aumento della produzione di circa il 90% se comparata con le macchine con due soli laser.

I parametri impiegati nella realizzazione dei nostri provini sono i seguenti:

- Temperatura del substrato di 150 °C
- Potenza del laser 150 W
- Spot size 80 μm
- Velocità di scansione 1,15 m/s
- Hatching spacing 170 μm (distanza tra ogni passata)
- Spessore del layer 50 μm

Da notare come i provini vengano sviluppati lungo l'asse longitudinale, sul quale avverrà la trazione. La macchina inizia delineando la base di dimensioni 10 x 3,2 [figura 16] e poi segue il procedimento in direzione appunto longitudinale, lungo la lunghezza del provino. Si impiega questo tipo di produzione per "ottimizzare gli spazi", occupando così meno volume e riuscendo ad avere più provini da un unico processo.

4.2.1. Morfologia dei Provini As Deposited

Questo procedimento presenta una microstruttura del provino particolare. La struttura principale è data da "pozze fuse", corrispondenti alle zone dove ci sono stati la fusione e il rapido raffreddamento dovuto proprio al processo di deposizione per fusione. La figura 17 dimostra questa morfologia e ci mostra un altro aspetto molto interessante.

Dalla figura possiamo notare quella parte di provino che prende il nome di "cordone". Avevamo accennato come la macchina iniziasse definendo il bordo del provino e poi "riempisse" il suo interno. Questo processo è ben visibile nella figura 17. Nella parte sinistra della figura vediamo una sovrapposizione di passate, non presenti nella zona più interna del provino. Questa morfologia è data proprio dalla metodologia di creazione utilizzata, per la quale, nella realizzazione del bordo, si va a creare questa struttura che potremo definire più compatta e sovrapposta.



Fig. 17 - Morfologia dei Campioni AlSi10Mg As Deposited, con relativo cordone e pozze fuse

Abbiamo detto che il bordo è sempre stampato per primo e ad ogni strato segue la stessa direzione mentre l'interno viene stampato successivamente al contorno. Tuttavia, le passate che vengono effettuate sul cuore, non seguono sempre la stessa direzione. Ad ogni passata infatti viene sempre cambiato il "verso" nel quale si effettua la stampa. Si utilizza questo meccanismo al fine di evitare una microstruttura poco omogenea definita da linee preferenziali (si immagini una struttura fatta di tutti cordoni paralleli, come la parte sinistra di figura 17). Una struttura del genere presenterebbe molti problemi, come forte anisotropia e spazio tra un cordone e l'altro dove potrebbero insinuarsi cricche e difetti strutturali.

È possibile avere un'idea di quanto descritto guardando figura 18, punto di incontro tra bordo e parte interna dei provini. Possiamo ben capire come questa zona possa essere considerata come la più soggetta a cricche, proprio perché punto di giunzione tra due metodi di passata differenti. Sarebbe quindi da incoscienti creare dei provini eseguendo, ad ogni strato, passate nella stessa direzione.

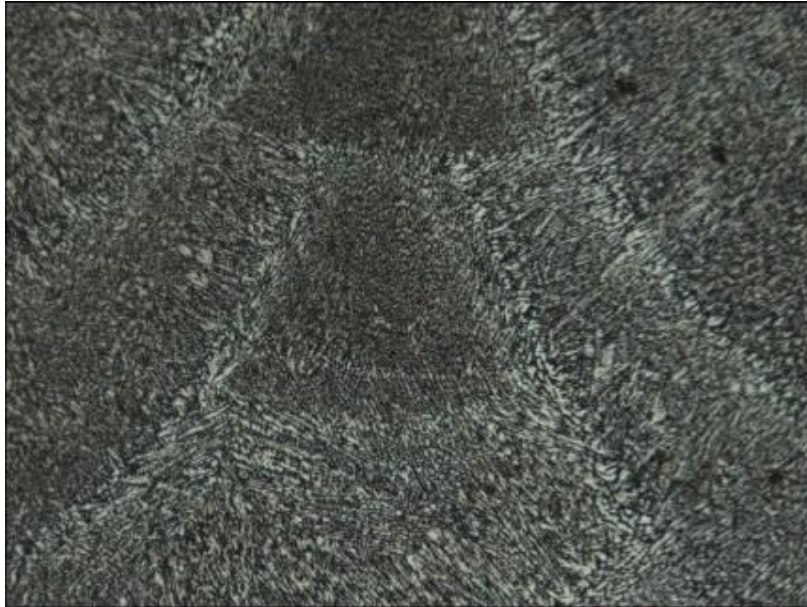


Fig. 18 - Focus sul "confine" tra parte esterna ed interna del provino

Proprio per questo motivo la direzione di passaggio del laser viene cambiata ad ogni layer ottenendo così una struttura "Fish Scale" (a squama di pesce) tipica della diversa orientazione di ogni passata [73]. Questa struttura, tipica delle leghe AlSi10Mg prodotte per AM, è costituita per gran parte da grani colonnari di circa 10 μm di diametro. L'interno del grano è composto da celle allungate. Il fatto che siano allungate è diretta conseguenza di quanto detto prima, infatti l'allungamento è lungo la direzione di passata. Questo comporta però che ad ogni passaggio del laser, le celle siano divise in sub-celle proprio perché la passata del layer successivo "rompe" quelle del layer sottostante. Nella sezione perpendicolare al verso di produzione, invece, la microstruttura sembra essere formata da grani uniformi ed equiassici.

A causa del rapido raffreddamento a cui il materiale è sottoposto, il liquido in composizione eutettica viene "espulso" dal centro e si va ad accumulare lungo i bordi di grano. Facendo riferimento alla figura 17, si tratta della parte bianca che definisce la struttura "Fish Scale". Infatti, nonostante i precipitati di Si si possano trovare anche all'interno del grano, la quantità maggiore ricade sempre al bordo [73].

Questa è la struttura principale dei provini da noi utilizzati.

4.3. Lo Studio

Una volta raccolti i dati dalla prova Creep, si è proceduto alla rielaborazione. I valori dai quali siamo partiti erano Temperatura e Carico Applicato durante la prova. La prova Creep ci ha dato il tempo impiegato totale della prova e la deformazione da questo dipendente.

Conoscendo Tempo e Deformazione, il primo step è stato quello di graficare su excel l'andamento di ogni provino. Di seguito verranno riportate tutte le curve relative a ciascun campione.

Dove possibile abbiamo messo a confronto le curve inserendole sullo stesso grafico. In alcuni casi ciò non è stato possibile data la notevole differenza di durata tra una prova e l'altra.

I valori ottenuti sono poi stati nuovamente messi a confronto e da questi abbiamo tratto le conclusioni finali riguardo lo studio fatto.

4.3.1. Campioni As Deposited

Questa tipologia di campione non è stata sottoposta a nessun trattamento termico post-produzione. Ciò significa che come usciti dalla macchina, sono stati impiegati per la prova. Temperature e Forze alle quali sono stati sottoposti sono riportate nella tabella 1. Abbiamo cercato di raggruppare i provini per Temperatura

Temperatura [°C]	σ [Mpa]
225	110
225	127
225	147
225	170
225	180
205	125
205	150
205	170
205	200
175	150
175	170
175	200
175	225
150	200
150	240
150	265
150	280

Tab. 1 - Dati AS DEPOSITED

4.3.1.1. Provini a 225°C

Temperatura 225°C – Carico 110 MPa

Primo passo è stato definire il grafico Deformazione-Tempo dai dati ottenuti, ricavandoci così l'andamento delle curve con i relativi regimi. Per le prove sostenute a $T=225^{\circ}\text{C}$ possiamo notare come in tutte siano presenti i tre stadi primario, secondario e terziario. Questo dato non è così scontato, infatti, come avevamo già introdotto nella parte di descrizione del Creep, a volte alcuni stadi possono essere più o meno accentuati, o addirittura assenti. Per ogni provino abbiamo poi individuato il tratto che descrive lo stadio secondario, partendo dal grafico ottenuto in precedenza. Una volta fatto ciò è stato il momento della velocità minima di deformazione, parametro fondamentale per la costruzione della curva con il Parametro Larson-Miller.

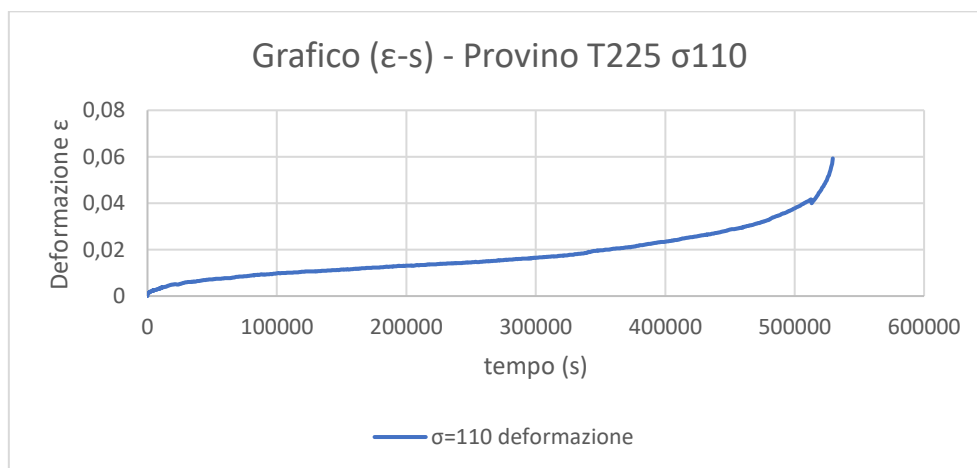


Fig. 19 - Grafico andamento Creep 225-110

Il primo campione considerato, sottoposto a carico di 110 Mpa in figura 19, dimostra un andamento abbastanza tipico. I tre regimi sono ben visibili ed è quindi stato semplice trovarci il *regime secondario*, considerandolo iniziante da circa 100000 s fino a 350000 s circa. Nonostante il tempo sia stato graficato in secondi, i valori dei singoli dati che ci siamo trovati sono stati espressi in ore [h].

In particolare, dopo aver definito il regime secondario o stazionario, abbiamo proseguito con il calcolo della *velocità minima di deformazione*. Il valore trovato $0,000129 \text{ [h}^{-1}\text{]}$, denota una velocità relativamente lenta.

Per calcolarci il parametro Larson-Miller e determinarci così le curve di andamento del provino, abbiamo utilizzato il *Tempo di Deformazione all' 1%* e *Tempo di Deformazione al 2%*.

Quindi nella formula:

$$PLM = T[K](C + \log[t])$$

abbiamo sostituito il valore "t" con "t deformazione 1%" e "t deformazione 2%".

Questi valori sono stati trovati considerando il punto in cui la deformazione del provino arrivava, rispettivamente, all' 1% ed al 2%. In questo modo siamo giunti al valore, sempre considerato in ore [h], per il quale il provino aveva quel tipo di deformazione. I valori sono rispettivamente di 28,7 h e 98,9 h.

Fatto questo si è proceduto al calcolo del PLM (Parametro Larson-Miller) per ciascuno dei due casi (1% e 2%), utilizzando la formula precedente. I valori trovati sono di 10686 per 1% 10953 per 2%.

Temperatura [°C]	σ [MPa]	Velocità Min [h ⁻¹]	t Deformaz 1% [h]	t Deformaz 2% [h]	PLM 1%	PLM 2%
225	110	0,000129	28,7	98,9	10686	10954

Tab. 2 - Tabella Riassuntiva per Provini T225- σ 110

Nelle prove seguenti la descrizione sarà meno dettagliata in quanto il procedimento utilizzato è lo stesso e l'unica cosa a variare sono i dati.

Temperatura 225°C – Carico 127 e 147 MPa

Lo stesso procedimento è stato applicato per tutti gli altri campioni, anche quelli con temperature di esercizio differenti e quelli con trattamenti termici post-produzione.

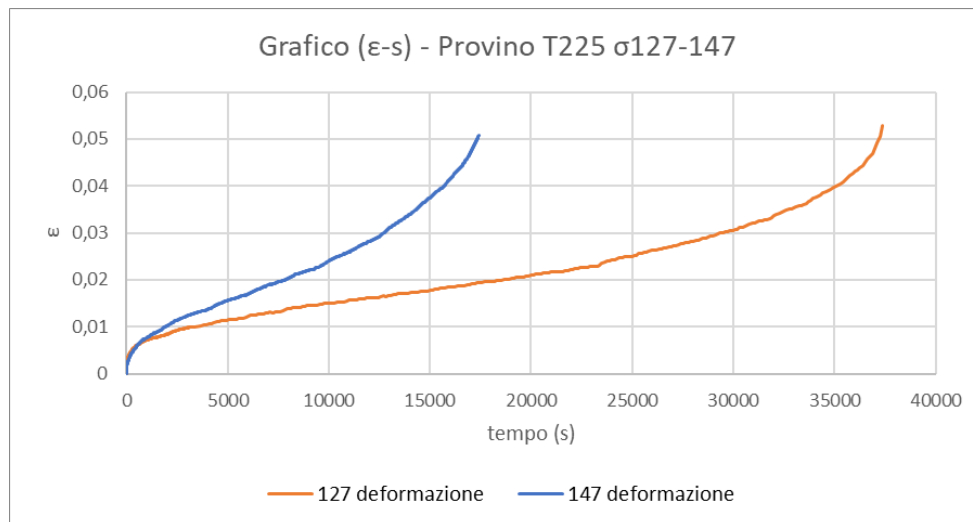


Fig. 20 - Grafico andamento Creep 225-127-147

I provini con carico 127MPa e 147MPa, sono stati posti nello stesso grafico di figura 20.

Entrambi i campioni presentano un andamento con i tre stadi ben definibili. Come detto, la parte principale su cui si è fatto lo studio è il tratto stazionario. È stato importante definire tale tratto per tutti i provini.

Inizio e fine secondario per carico 127MPa: 5043 a 28088

Inizio e fine secondario per carico 147MPa: 4157 a 12752

Temperatura [°C]	σ [MPa]	Velocità Min [h^{-1}]	t Deformaz 1% [h]	t Deformaz 2% [h]	PLM 1%	PLM 2%
225	127	0,00228	1,01	5,21	9963	10317
225	147	0,00648	0,53	2,18	9822	10128

Temperatura 225°C – Carico 170 e 180 MPa

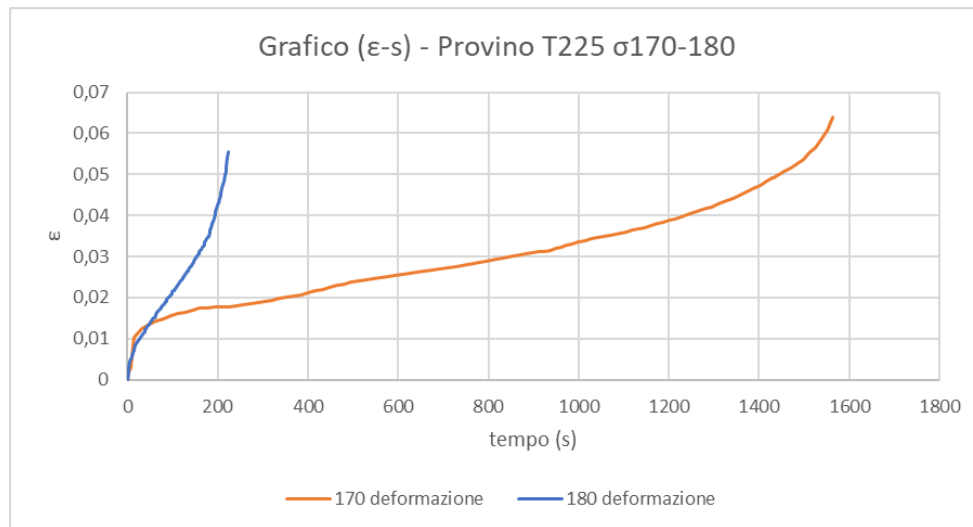


Fig. 21 - Grafico andamento Creep 225-170-180

Anche qui in figura 21, l'andamento è abbastanza regolare, si notano i tre regimi e sono ben identificabili.

inizio e fine secondario per carico 170MPa: 383 a 1239

inizio e fine secondario per carico 180MPa: 60,1 a 157

Temperatura [°C]	σ [MPa]	Velocità Min [h ⁻¹]	t Deformaz 1% [h]	t Deformaz 2% [h]	PLM 1%	PLM 2%
225	170	0,0765	0,00332	0,097	8725	9455
225	180	0,55	0,00888	0,0256	8938	9167

4.3.1.2. Provini a 205°C

Temperatura 205°C – Carico 125 MPa

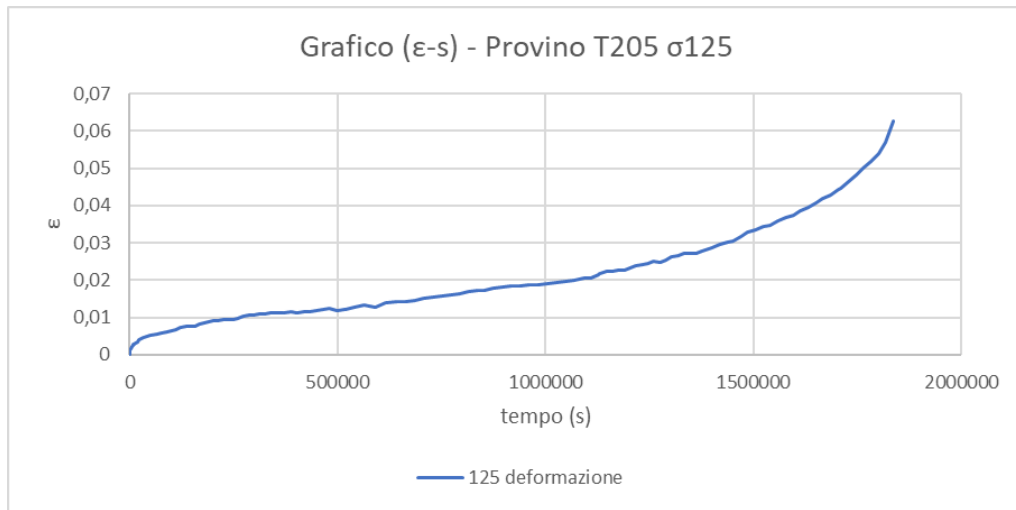


Fig. 22 - Grafico andamento Creep 205-125

Inizio e fine secondario per carico 125MPa: 615794 a 1451332

Temperatura [°C]	σ [MPa]	Velocità Min [h^{-1}]	t Deformaz 1% [h]	t Deformaz 2% [h]	PLM 1%	PLM 2%
205	125	0,0000692	75,5	297	10458	10742

Temperatura 205°C – Carico 150 e 170 Mpa

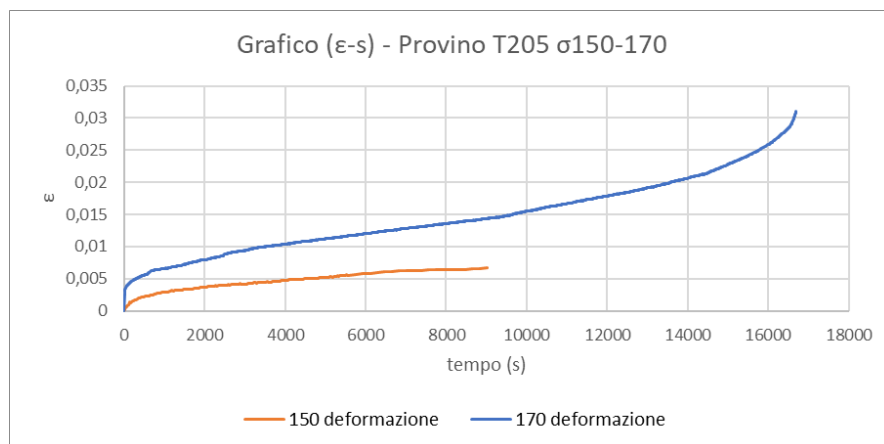


Fig. 23 - Grafico andamento Creep 205-150-170

Nella figura 23 incontriamo una prima differenza. Il provino sottoposto a carico di 150 MPa sembra non presentare uno stadio terziario nonostante il carico applicato sia inferiore a quello con cui è stato messo a confronto. Sembra avere una resistenza Creep dimezzata rispetto al campione sottoposto a stessa temperatura ma carico maggiore.

Il provino potrebbe aver presentato dei difetti strutturali, non identificabili da tale prova, che quindi hanno portato ad una rottura anticipata.

Inizio e fine secondario per carico 150MPa: 1985 a 4569

Inizio e fine secondario per carico 170MPa: 4061 a 13649

Temperatura [°C]	σ [MPa]	Velocità Min [h ⁻¹]	t Deformaz 1% [h]	t Deformaz 2% [h]	PLM 1%	PLM 2%
205	150	0,00181	x	x	x	x
205	170	0,00351	0,98	3,77	9557	9836

Temperatura 205°C – Carico 200 MPa

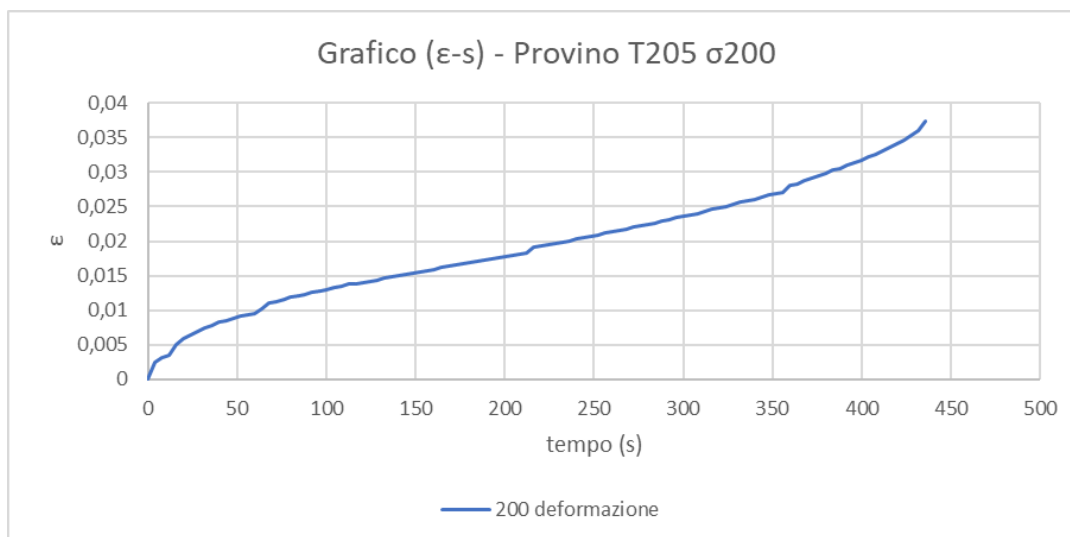


Fig. 24 - Grafico andamento Creep 205-200

Anche questo campione [fig.24] sembra avere un andamento abbastanza regolare.

Inizio e fine secondario per carico 200MPa: 143 a 327

Temperatura [°C]	σ [MPa]	Velocità Min [h ⁻¹]	t Deformaz 1% [h]	t Deformaz 2% [h]	PLM 1%	PLM 2%
205	200	0,200	0,0167	0,0644	8710	8991

4.3.1.3. Provini a 175°C

I provini sottoposti a questa temperatura presentano degli stadi terziari meno accentuati rispetto agli altri visti in precedenza.

Temperatura 175°C – Carico 150 MPa

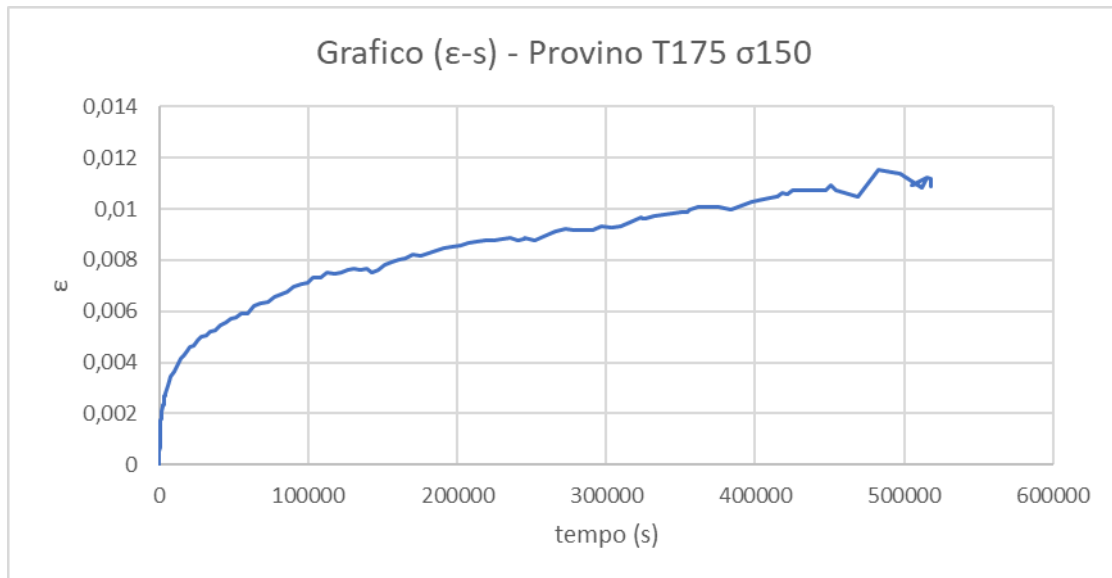


Fig. 25 - Grafico andamento Creep 175-150

Il campione T175-σ150 presenta una curva davvero peculiare. La curva non arriva al terziario, si noti figura 25. Dall'analisi della documentazione si osserva infatti che la prova a 150 MPa è stata interrotta, con un successivo aumento del carico che ha portato alla rottura quasi immediata. I dati relativi alla prova dopo l'innalzamento del carico non sono stati inclusi in questa trattazione.

Inizio e fine secondario per carico 150MPa: 103406 a 383334

Temperatura [°C]	σ [MPa]	Velocità Min [h ⁻¹]	t Deformaz 1% [h]	t Deformaz 2% [h]	PLM 1%	PLM 2%
175	150	0,0000362	100	x	9857	x

Temperatura 175°C – Carico 170 e 200 MPa

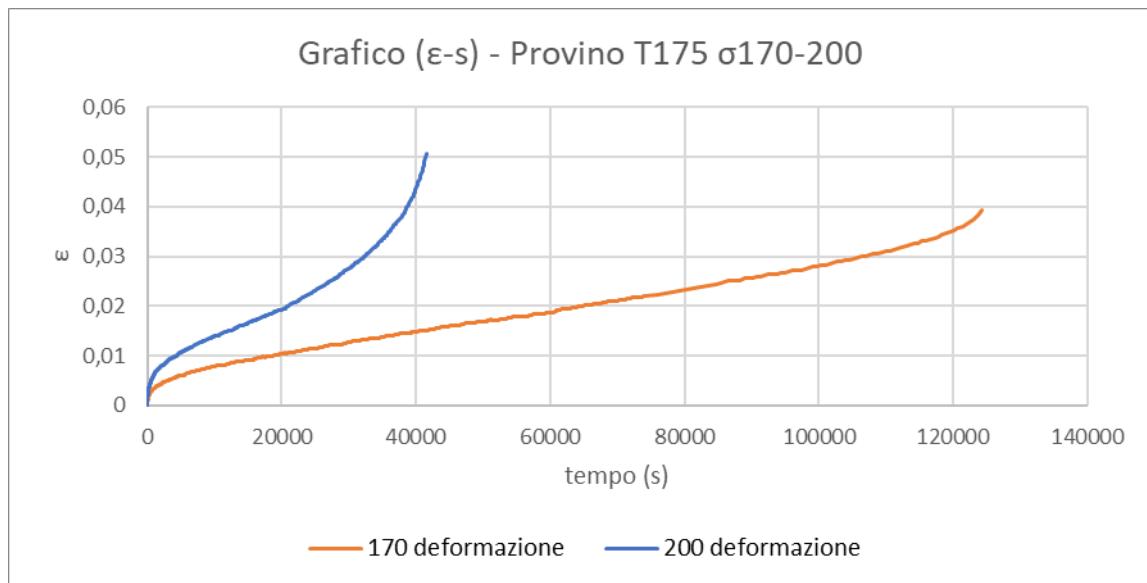


Fig. 26 - Grafico andamento Creep 175-200

In figura 26 torniamo ad un andamento “tipico” del grafico anche se il provino sottoposto al carico di 170MPa presenta un regime terziario molto breve e poco accentuato. Il campione sottoposto a 200MPa presenta i tre regimi ben visibili anche se il tempo della prova risulta essere più breve del campione con il quale è stato messo a confronto.

Inizio e fine secondario per carico 170MPa: 20076 a 106937

Inizio e fine secondario per carico 200MPa: 10308 a 32421

Temperatura [°C]	σ [MPa]	Velocità Min [h ⁻¹]	t Deformaz 1% [h]	t Deformaz 2% [h]	PLM 1%	PLM 2%
175	170	0,000781	5,22	18,0	9282	9522
175	200	0,00255	1,19	5,83	8994	9303

Temperatura 175°C – Carico 225 MPa

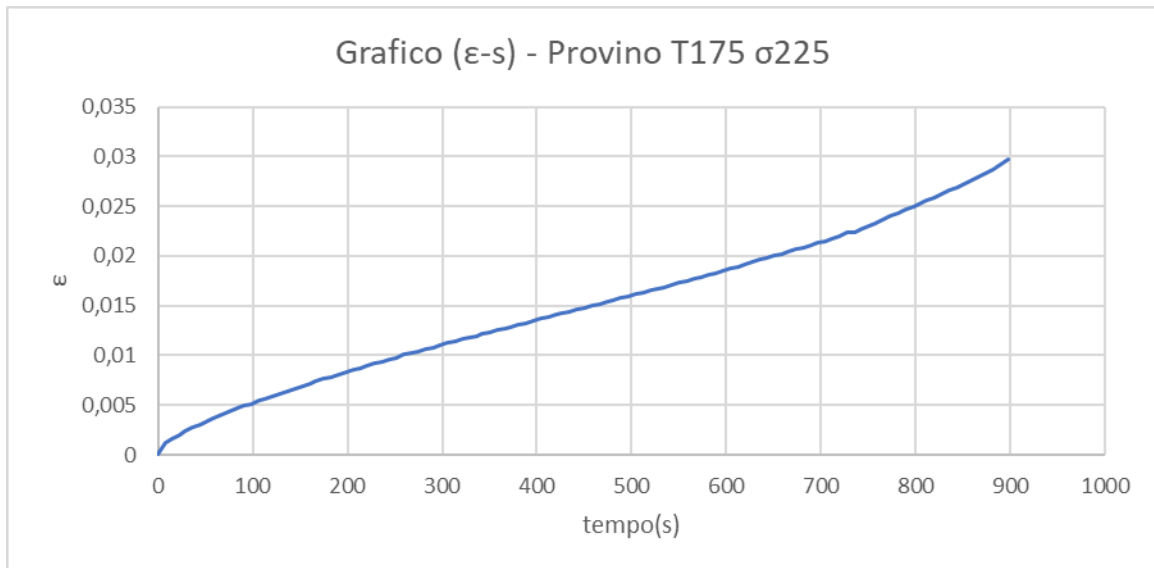


Fig. 27 - Grafico andamento Creep 175-225

Anche questo campione [fig.27] presenta un andamento particolare. Possiamo infatti notare come i regimi primario e terziario siano davvero poco accentuati, anche se comunque distinguibili. Inoltre, il tempo di esposizione alla prova è molto più basso rispetto ai provini esposti alla stessa temperatura. Segno che questa combinazione di temperatura e carico ha un forte impatto sul campione analizzato.

Inizio e fine secondario per carico 225MPa: 98,1 a 658

Temperatura [°C]	σ [MPa]	Velocità Min [h ⁻¹]	t Deformaz 1% [h]	t Deformaz 2% [h]	PLM 1%	PLM 2%
175	225	0,09	0,07	0,18	8443	8627

4.3.1.4. Provini a 150°C

Anche questa gamma di provini presenta dei terziari non accentuati o assenti.

Temperatura 150°C – Carico 200 MPa

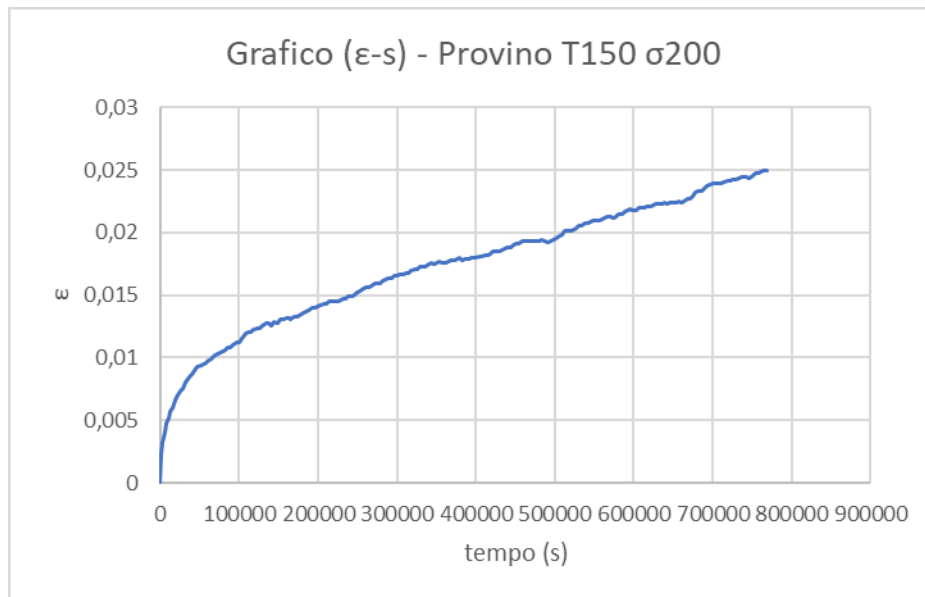


Fig. 28 - Grafico andamento Creep 150-200

In figura 28 si nota come il terziario vero e proprio sia assente e come per i casi precedenti si ha un andamento che ricorda uno snervamento della prova monoassiale e un secondario poco lineare. Nonostante ciò siamo riusciti comunque a raccogliere i dati di deformazione, presenti in tabella, per le due percentuali richieste. La prova rappresenta comunque un altro esempio di rottura prematura, presumibilmente dovuta a difetti di produzione.

Inizio e fine secondario per carico 200MPa: 100271 a 768312

Temperatura [°C]	σ [MPa]	Velocità Min [h ⁻¹]	t Deformaz 1% [h]	t Deformaz 2% [h]	PLM 1%	PLM 2%
150	200	0,0000687	18,6	142	8997	9370

Temperatura 150°C – Carico 240 MPa

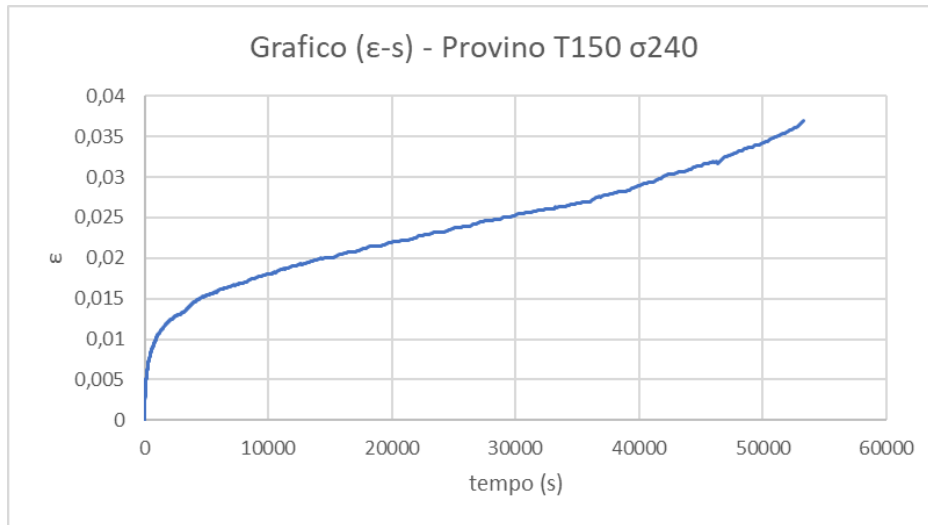


Fig. 29 - Grafico andamento Creep 150-240

In questo campione notiamo un primario molto accentuato e un terziario poco presente [fig.29].

Inizio e fine secondario per carico 240MPa: 10038 a 53278

Temperatura [°C]	σ [MPa]	Velocità Min [h^{-1}]	t Deformaz 1% [h]	t Deformaz 2% [h]	PLM 1%	PLM 2%
150	240	0,00141	0,26	4,06	8210	8718

Temperatura 150°C – Carico 265 MPa

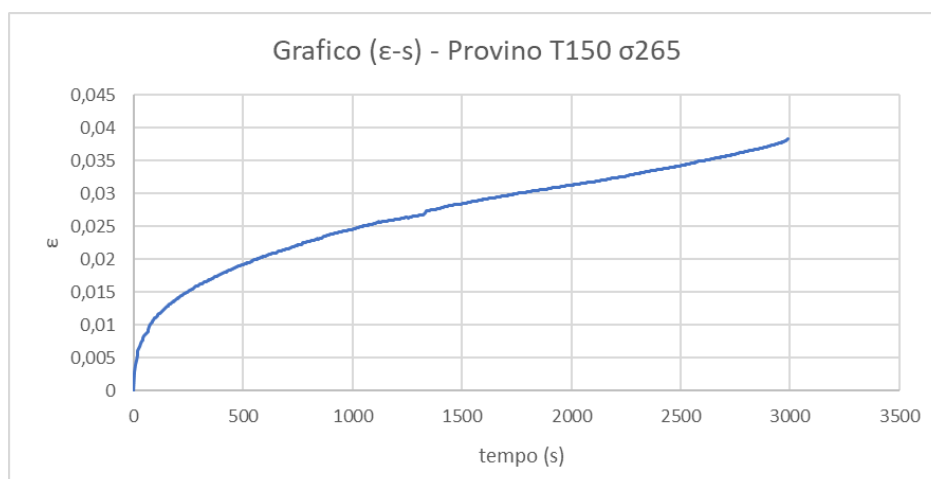


Fig. 30 - Grafico andamento Creep 150-265

Andamento molto simile al provino descritto in precedenza, seppur con la differenza di durata della prova. [fig.30]

Inizio e fine secondario per carico 265MPa: 1324 a 2992

Temperatura [°C]	σ [MPa]	Velocità Min [h ⁻¹]	t Deformaz 1% [h]	t Deformaz 2% [h]	PLM 1%	PLM 2%
150	265	0,0221	0,02	0,15	7741	8117

Temperatura 150°C – Carico 280 MPa

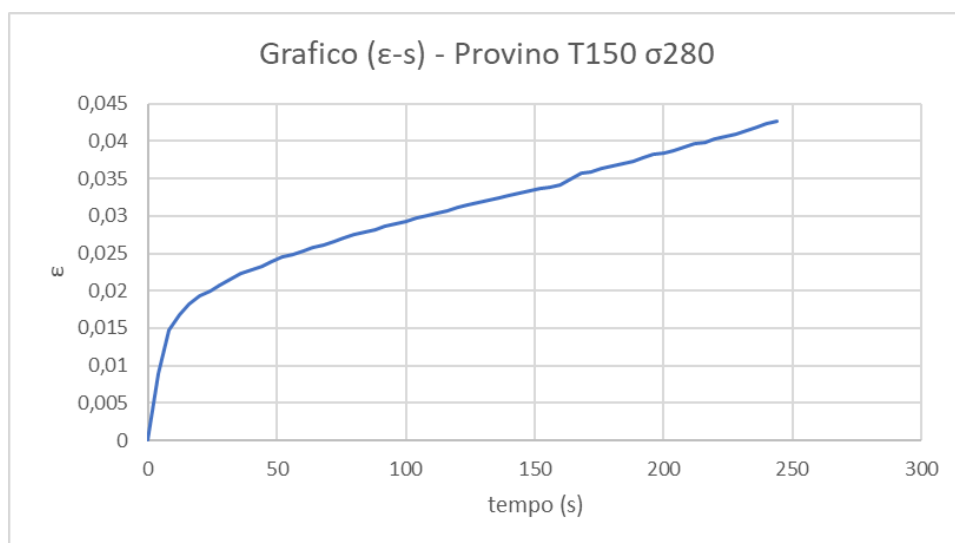


Fig. 31 - Grafico andamento Creep 150-280

Anche in figura 31 il terziario è praticamente assente e notiamo come anche questa prova sia di durata molto breve. Nonostante questo, siamo riuscita a ricavarci i tempi di deformazione.

Inizio e fine secondario per carico 280MPa: 60,1 a 244

Temperatura [°C]	σ [MPa]	Velocità Min [h ⁻¹]	t Deformaz 1% [h]	t Deformaz 2% [h]	PLM 1%	PLM 2%
150	280	0,33	0,00110	0,00667	7209	7540

4.3.1.5. Curve PLM As Deposited

Una volta che ci siamo trovati tutti i valori necessari, siamo stati in grado di graficare l'andamento della curva parametrizzata con il Larson-Miller

I grafici sottostanti, figure 32a e 32b, dimostrano l'andamento della curva Creep per il data set "As Deposited" di lega AlSi10Mg parametrizzato con Larson Miller, considerando il tempo a deformazione del 1% e del 2%

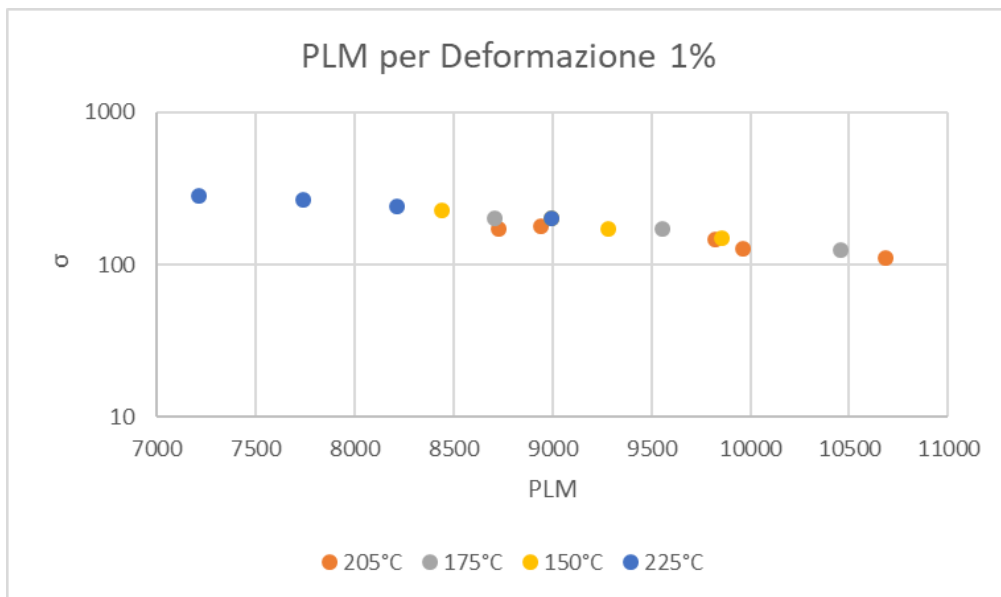


Fig. 32a – Grafico As Deposited PLM/σ per 1%

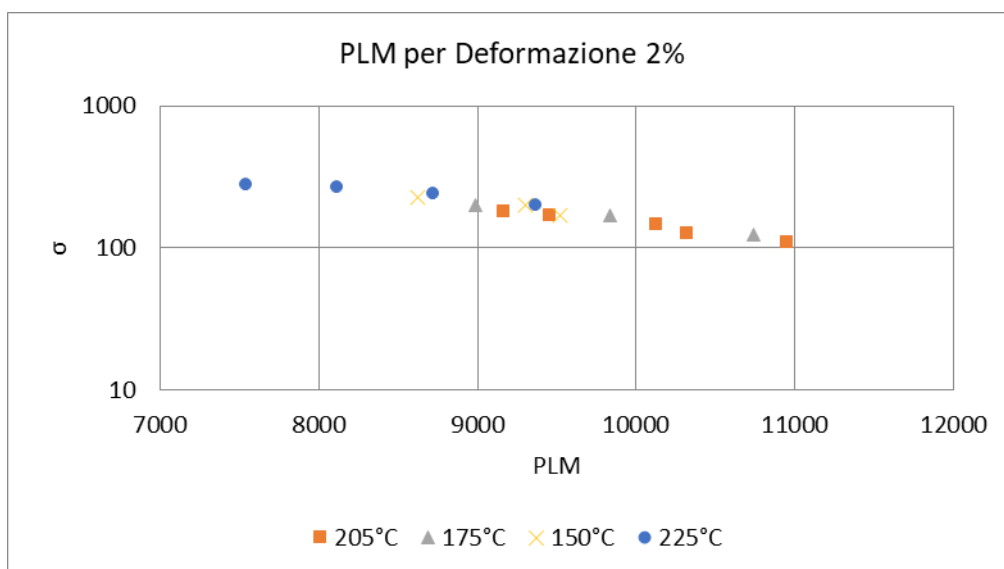


Fig. 32b – Grafico As Deposited PLM/σ per 2%

È possibile notare come ogni set di dati sia stato diviso considerando la Temperatura alla quale i relativi provini erano sottoposti. Da questi due grafici siamo in grado di ricavarci la vita utile di una serie di provini realizzati tutti nella stessa maniera, senza però trattamenti a seguire, ma sottoposti a tensioni e temperature differenti.

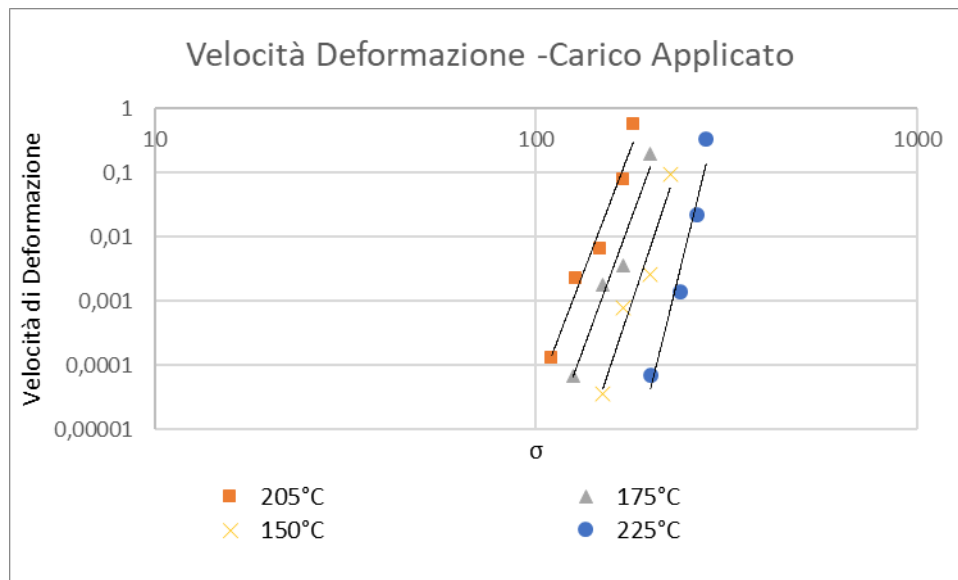


Fig.33 – Grafico As Deposited σ /velocità deformazione minima

Altro grafico importante è quello di figura 33, che mette in relazione Carico e Velocità di Deformazione Minima. La linea di tendenza inserita, ci dice, appunto, l'andamento della deformazione in corrispondenza del carico applicato.

4.3.2. Campioni Annealed

Questo gruppo di campioni è quello in cui i campioni hanno subito un trattamento post-produzione. Stiamo parlando di provini che hanno subito Ricottura (Annealing) dopo essere stati prodotti per produzione Additiva. Andiamo a definirne le caratteristiche e come variano dai campioni precedenti.

Temperatura [°C]	σ [Mpa]
225	127
225	147
175	150
175	165
175	180
175	200
150	190
150	210
150	240

Tab. 2 - Dati ANNEALED

4.3.2.1. Provini a 175°C

Temperatura 175°C – Carico 150 e 165 MPa

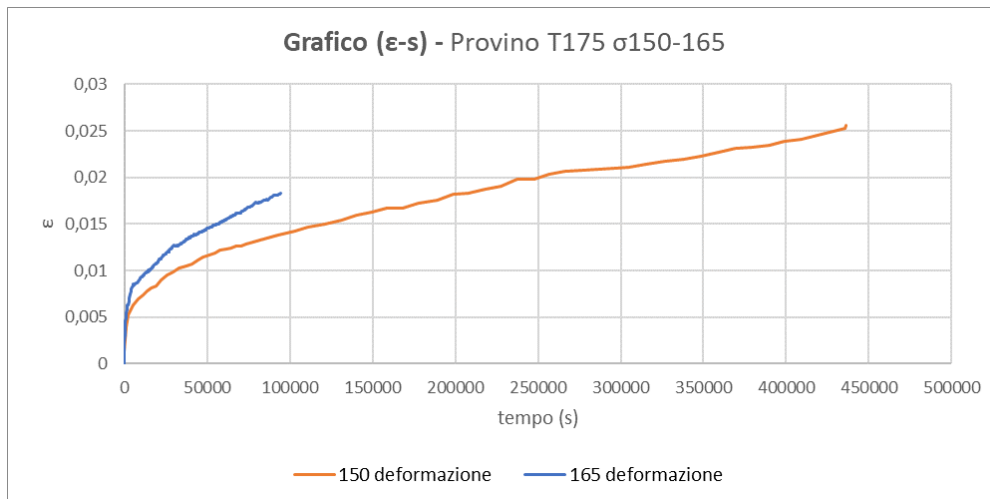


Fig. 34 - Grafico andamento Creep 175-150-160

Anche questo gruppo di provini, graficati in figura 34, presentano talvolta un andamento “non tipico” con un terziario non visibile dal grafico e il tutto che si riduce ad uno stadio primario seguito da un. Qui possiamo notare come sia il provino sottoposto a carico maggiore quello a non raggiungere la deformazione del 2% (diversamente da quanto era capitato nel campione a Temperatura 205°C – Carico 150-170 MPa, dove era stato quello a carico 150 a non raggiungere nemmeno la deformazione del 1%).

Nonostante questo, notiamo che Velocità di deformazione dei due provini è dello stesso ordine di grandezza sebbene quella del 165MPa sia leggermente più rapida, con conseguente rottura poco dopo la deformazione del 1%

Inizio e fine secondario per carico 150MPa: 70584 a 436108

Inizio e fine secondario per carico 165MPa: 14996 a 94496

Temperatura [°C]	σ [MPa]	Velocità Min	t Deformaz 1%	t Deformaz 2%	PLM 1%	PLM 2%
175	150	0,000118	19,6	71,3	9539	9790
175	165	0,000357	4,25 x		9241 x	

Temperatura 175°C – Carico 180 e 200 MPa

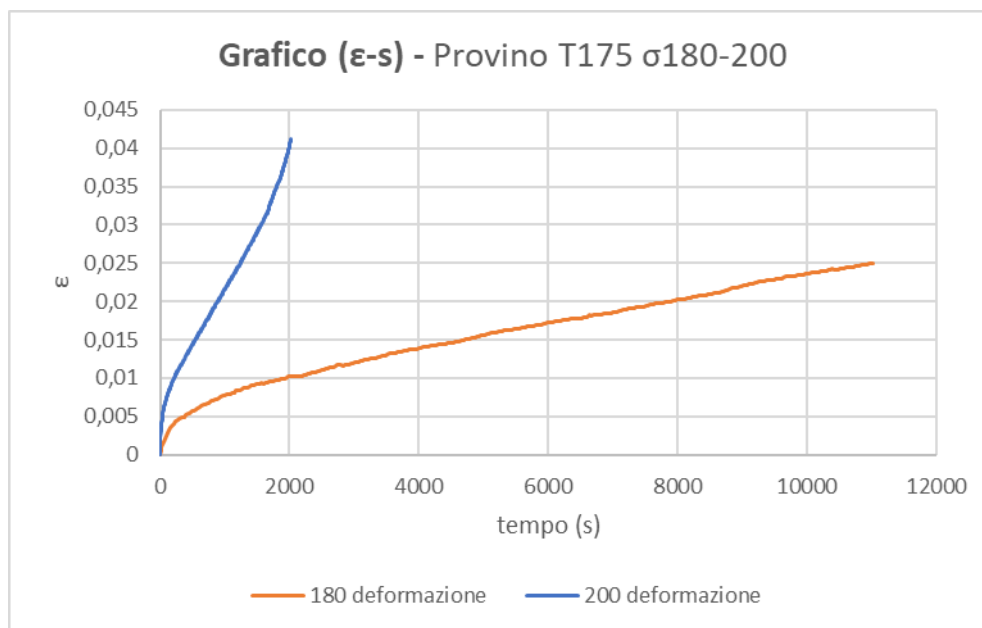


Fig. 35 - Grafico andamento Creep 175-180-200

Andamenti molto diversi quelli di figura 35, uno sicuramente più rapido e con definizione dei tre stadi (200MPa), l'altro con un breve regime primario e un secondario allungato, terziario praticamente assente. Notiamo come la velocità di deformazione del provino a 200MPa sia di un ordine di grandezza superiore a quella del provino a 180MPa.

inizio e fine secondario per carico 180MPa: 2316 a 11018

inizio e fine secondario per carico 200MPa: 498 a 1580

Temperatura [°C]	σ [MPa]	Velocità Min	t Deformaz 1%	t Deformaz 2%	PLM 1%	PLM 2%
175	180	0,00585	0,0983	2,20	8509	9113
175	200	0,0527	0,00833	0,25	8029	8688

4.3.2.2. Provini a 150°C

Temperatura 150°C – Carico 190 MPa

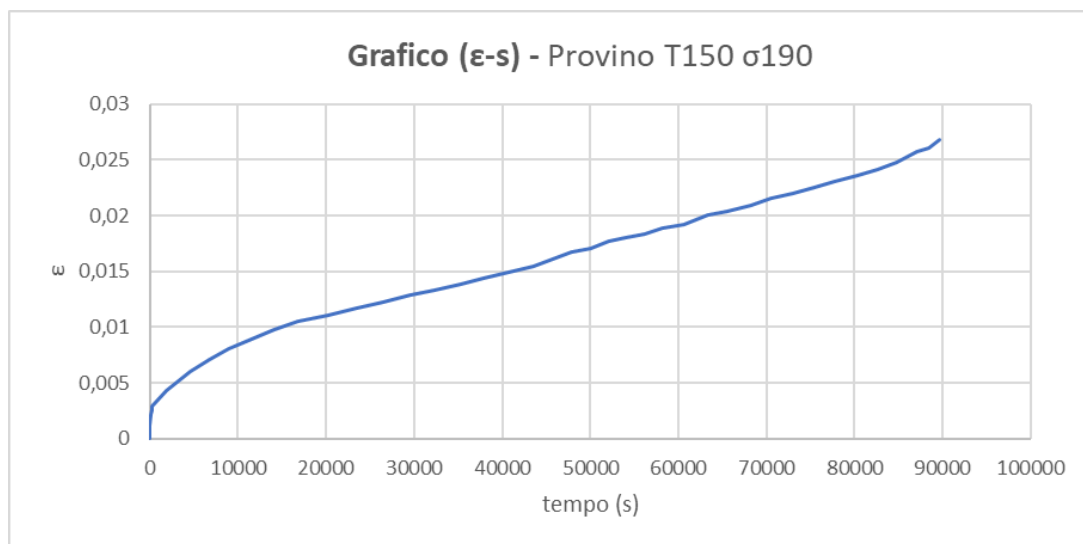


Fig. 36 - Grafico andamento Creep 150-190

Grafico abbastanza lineare quello presentato in figura 36. Primario con poca accentuazione e un terziario assente.

Inizio e fine secondario per carico 190MPa: 20158 a 84778

Temperatura [°C]	σ [MPa]	Velocità Min	t Deformaz 1%	t Deformaz 2%	PLM 1%	PLM 2%
150	190	0,000764	4,65	17,6	8742	8987

Temperatura 150°C – Carico 210 MPa

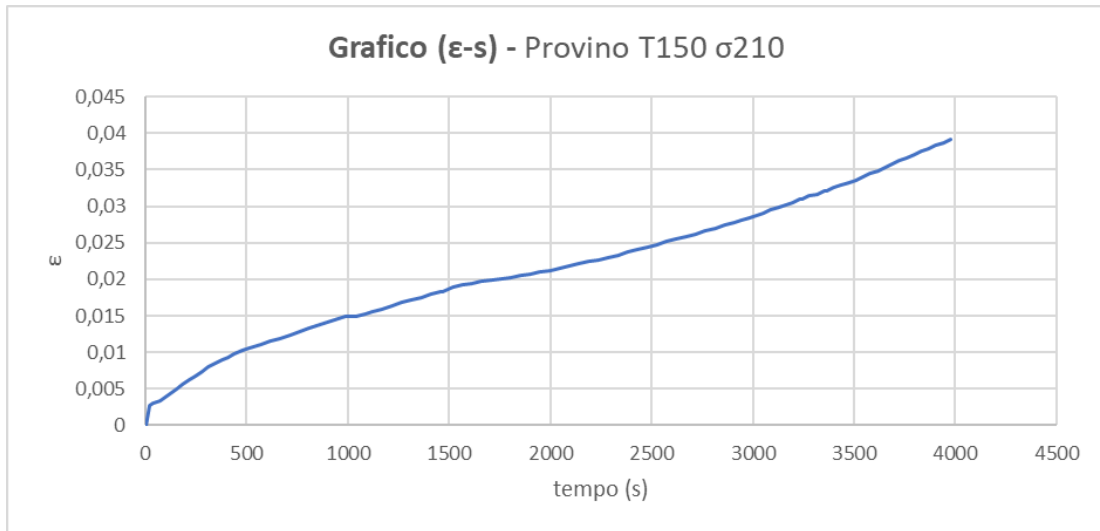


Fig. 37 - Grafico andamento Creep 150-210

Questo grafico [fig.37] presenta i tre regimi un po' più distinguibili dal precedente. Nonostante ciò anche questo ha un andamento abbastanza lineare.

Inizio e fine secondario per carico 210MPa: 1036 a 3052

Temperatura [°C]	σ [MPa]	Velocità Min	t Deformaz 1%	t Deformaz 2%	PLM 1%	PLM 2%
150	210	0,0237	0,13	0,48	8080	8326

Temperatura 150°C – Carico 240 MPa

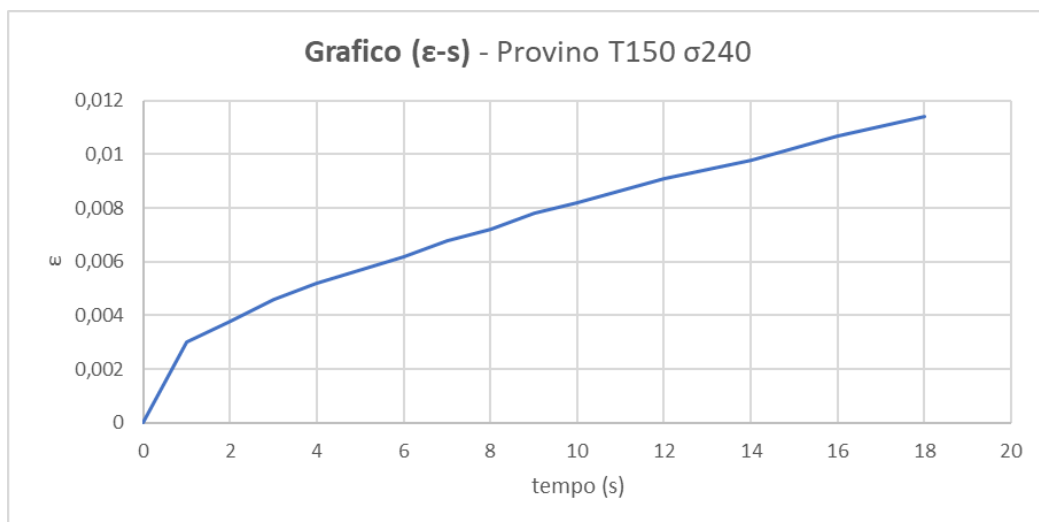


Fig. 38 - Grafico andamento Creep 150-240

Tempo della prova brevissimo, per il quale non siamo riusciti a raggiungere la deformazione del 2%. Presenta un andamento “spezzato” dovuto anche ai pochi dati che siamo riusciti a raccogliere. [fig. 38]

Velocità di deformazione molto elevata se si considera il tempo di durata della prova e si compara con tutti i provini visti in precedenza.

Inizio e fine secondario per carico 240MPa: 4 a 18

Temperatura [°C]	σ [MPa]	Velocità Min	t Deformaz 1%	t Deformaz 2%	PLM 1%	PLM 2%
150	240	1,59	0,00417	x	7453	x

4.3.2.3. Provini a 225°C

Temperatura 225°C – Carico 127 e 147 MPa

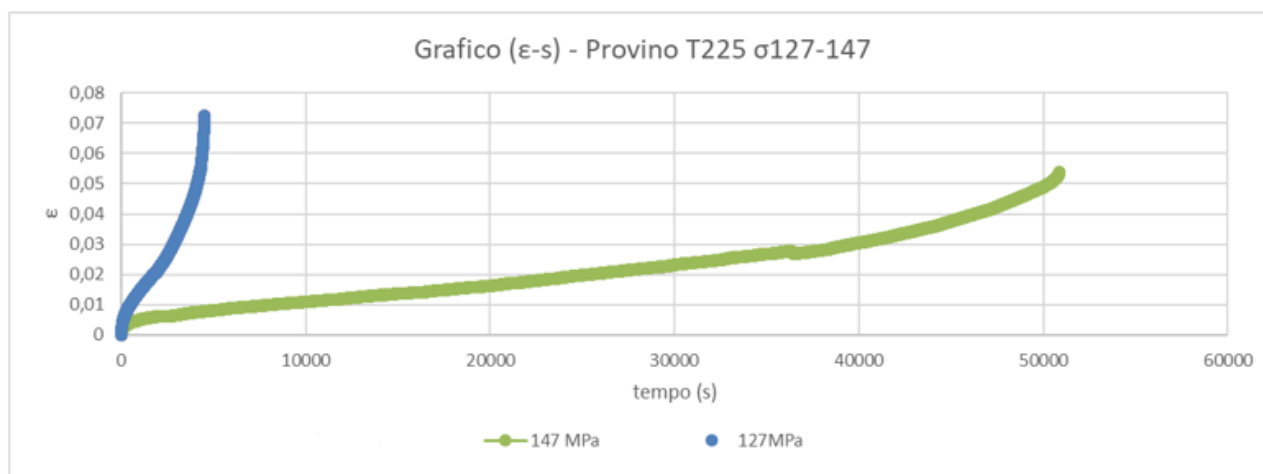


Fig. 39 - Grafico andamento Creep T225-σ127-147

Curve con tempi di durata differenti ma entrambi con i tre regimi visibili e distinguibili quelli rappresentati in figura 39.

Inizio e fine secondario per carico 127MPa: 2580 a 36612

Inizio e fine secondario per carico 147MPa: 416 a 4118

Temperatura [°C]	σ [MPa]	Velocità Min	t Deformaz 1%	t Deformaz 2%	PLM 1%	PLM 2%
225	127	0,00238	1,88	6,62	10088	10367
225	147	0,0365	0,13	0,49	9520	9804

4.3.2.4. Curve PLM Annealed

Stessa cosa è stata fatta per i campioni che hanno subito un processo di ricottura dopo lo stampaggio.

Le conclusioni ricavate dai grafici e dalla tabella sono analoghe a quelle per i set As Deposited, seppur con le differenze di un trattamento post-produzione.

I grafici in figura 40 e 41 presentano il PLM per i provini a 225°C, 175°C e 150°C. I dati sono stati rappresentati nei grafici e distinti con tre colorazioni diverse. Il range utilizzato per il PLM è da 7000 a 11000 mentre la scala logaritmica per il carico è stata impostata con un valore minimo di 10 e massimo di 1000

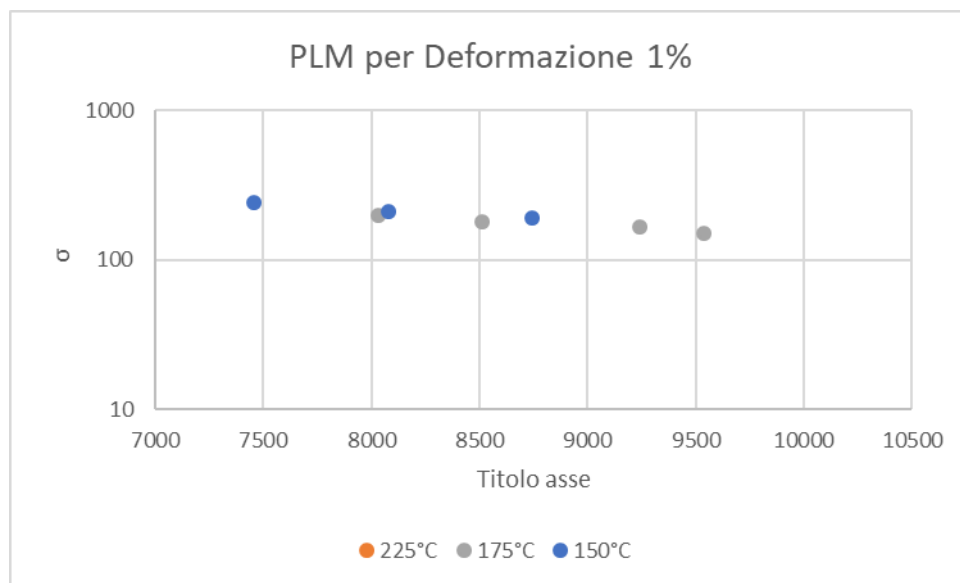


Fig.40 – Grafico Annealed PLM/ σ per 1%

Notiamo come i provini sottoposti a Temperatura di 225°C non rientrano purtroppo nel grafico proprio per il range che abbiamo scelto. Nonostante ciò l'andamento generale della curva è ben rappresentato dai grafici riportati.

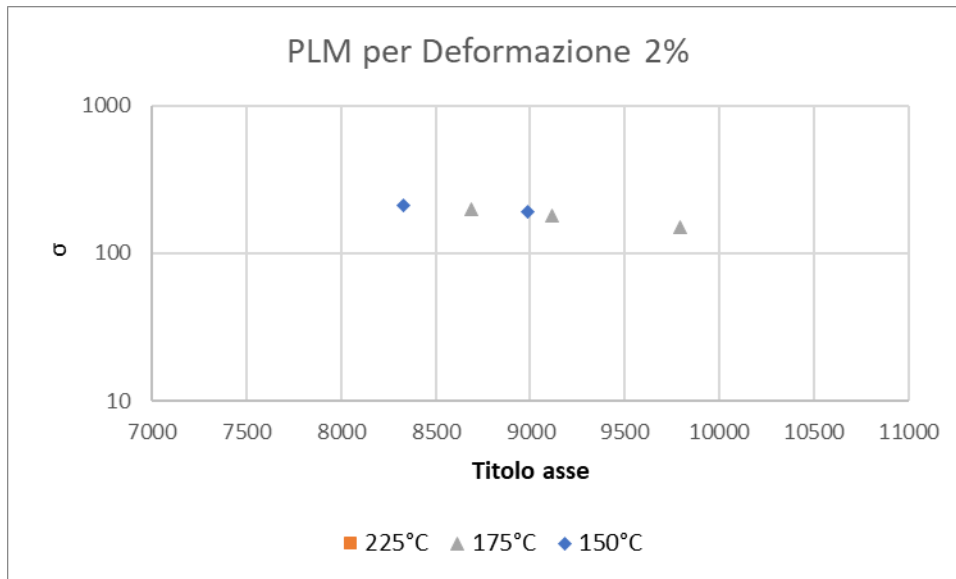


Fig.41 – Grafico Annealed PLM/ σ per 2%

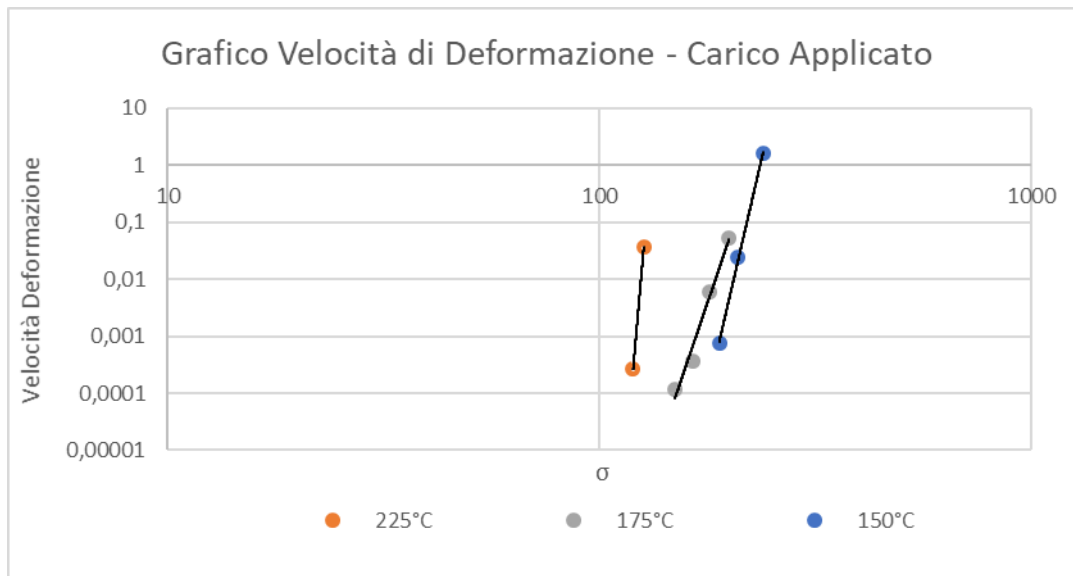


Fig.42 – Grafico Annealed σ /Velocità Minima Deformazione

Riusciamo a vedere i dati per il set Annealed nel grafico della velocità di deformazione [fig. 42], con la linea di potenza che descrive quale sia l'andamento della velocità minima di deformazione in relazione al carico applicato.

4.4. Confronto Curve PLM

Dopo aver distinto le due tipologie di provini per temperatura, è ora il momento di confrontare i due set di dati per tipologie. Le due varietà di provini sono state analizzate e messe a confronto creando le curve parametrizzate, di figura 43 e 44, per tutti i provini As Deposited (curva blu) e tutti i provini Annealed (curva arancione).

Notiamo come entrambe descrivano basicamente una curva molto simile, sia per il PLM considerato per 1% che per il 2%. Ciò ad indicare come il comportamento e risposta Creep delle due gamme di provini sia quasi analogo.

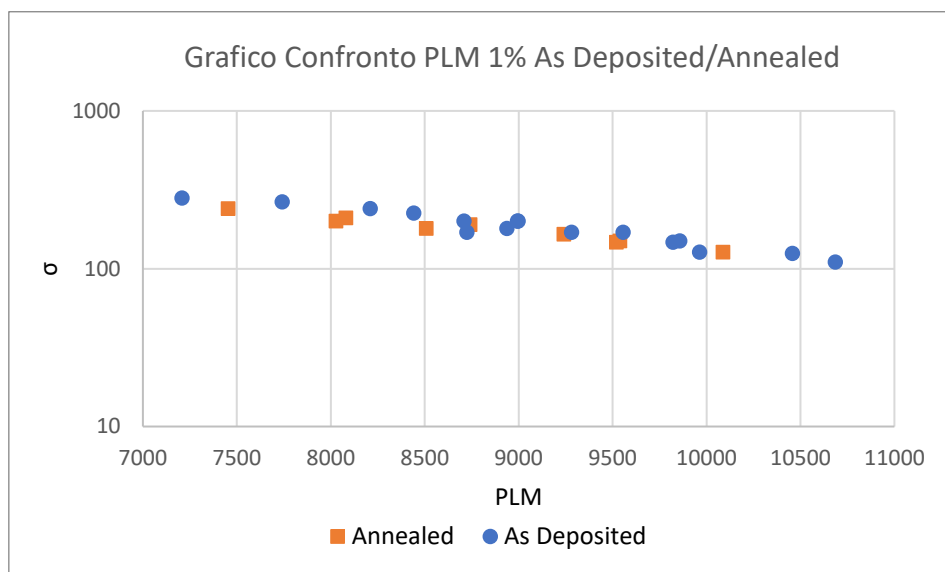


Fig. 43 – Grafico Confronto As Deposited - Annealed PLM/ σ per 1%

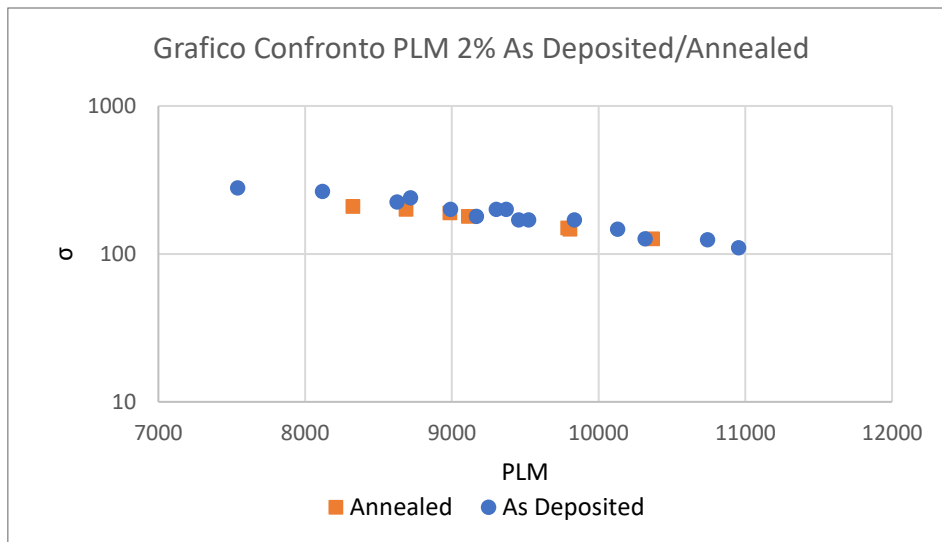


Fig. 44 - Grafico Confronto As Deposited - Annealed PLM/ σ per 2%

5. Discussione

Abbiamo quindi definito il Creep, trovato i valori per i quali possiamo determinarne l'andamento e disegnato le curve parametriche che meglio riescono a definire questo fenomeno. È giunto il momento di trarre delle conclusioni dagli studi che abbiamo fatto, confrontando i dati trovati da ciascuna tipologia di provino.

Quello che abbiamo riscontrato dallo studio di ciascun campione è che spesso i trattamenti post-produzione sono risultati influenti nel miglioramento delle proprietà meccaniche. Infatti, i provini As Deposited (AD), confrontati con gli Annealed (A), presentano caratteristiche e valori migliori. Da notare come questa differenza non sia abissale, anzi, spesso si tratta di differenze minime. Tuttavia, questo ci fa capire come aggiungere costi per un processo termico, che non aumenti notevolmente la risposta a Creep, sembra essere un procedimento superfluo.

Questa differenza è ben nota mettendo a confronto i provini di tipologia differente ma sottoposti a stesso Carico e Temperatura. Abbiamo scelto quei provini che pur essendo di diversa tipologia, presentavano stesso set di dati iniziali ($T - \sigma$). In particolare:

- T 225 – σ 127 (Confronto AD/A)
- T 225 – σ 147 (Confronto AD/A)

- T 175 – σ 150 (Confronto AD/A)
- T 175 – σ 200 (Confronto AD/A)
- T 150 – σ 240 (Confronto AD/A)

I dati che sono stati messi a confronto invece:

- Velocità Minima di Deformazione
- Tempo per deformazione del 1%
- Tempo per deformazione del 2%

Confronto T 225 – σ 147

Iniziando con i dati dei provini T 225 – σ 147 riportati in figura 45, notiamo immediatamente la differenza tra As Deposited (AD) ed Annealed (A).

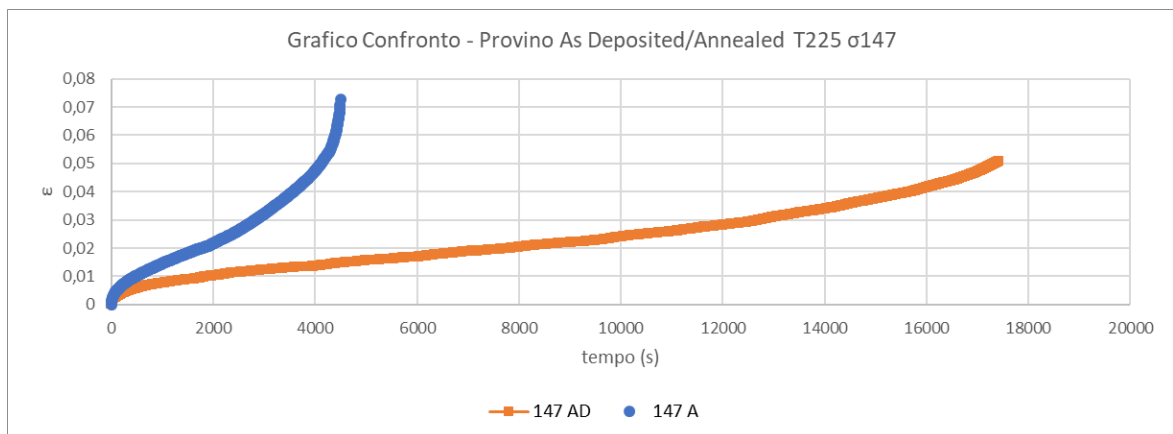


Fig. 45 - Grafico confronto AD/A T225- σ 147

Si nota principalmente la differenza di durata della prova e la sua inclinazione. Il provino annealed (A - curva blu) molto più breve e con pendenza maggiore, dimostra una inferiore resistenza alla prova, con conseguente deduzione che il trattamento termico ha influenzato in maniera negativa la resistenza del campione al creep. Le tempistiche per il conseguimento della deformazione del 1% e 2% sono maggiori nel provino AD, come visibile dal grafico.

Analogo il caso per la velocità minima di deformazione, minore per il campione AD.

Confronto T 175 – σ 150

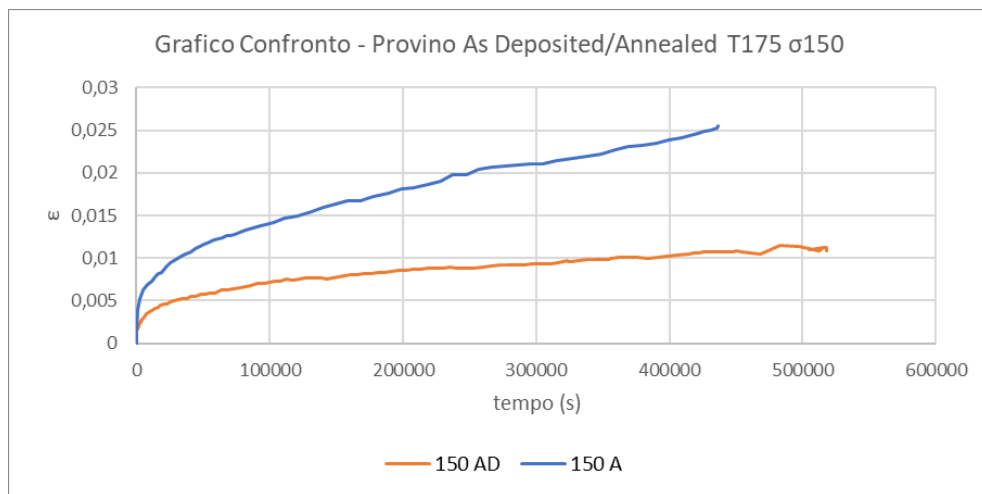


Fig. 46 - Grafico confronto AD/A T175- σ 150

Anche in questo confronto notiamo come la curva del campione AD si estenda per un tempo maggiore rispetto al campione Annealed [fig.46]. Tuttavia, notiamo come, sebbene entrambe non abbiano un regime terziario, il provino ricotto riesce a raggiungere la deformazione di 1% e 2%, cosa che invece non fa il campione as deposited, rompendosi poco dopo aver raggiunto la deformazione del 1%. Nonostante ciò, il provino AD risulta avere comunque una risposta migliore del campione ricotto.

Confronto T 175 – σ 200

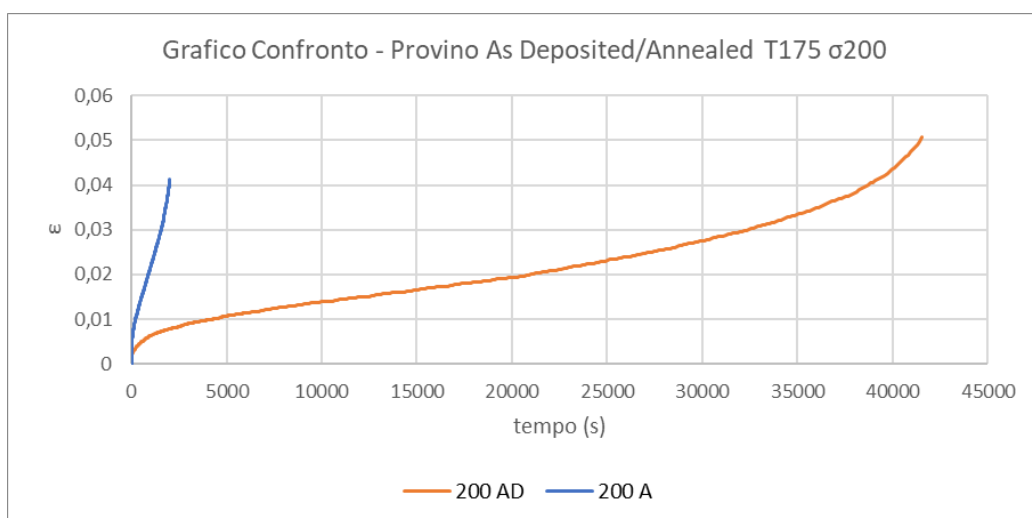


Fig. 47 - Grafico confronto AD/A T175- σ 200

Per il set T 175 – σ 200 la differenza è ben più chiara. La figura 47 mostra come il campione AD ha una resistenza a creep di gran lunga maggiore a quella del campione Annealed. Il tutto è chiaramente intuibile dal grafico.

Confronto T 150 – σ 240

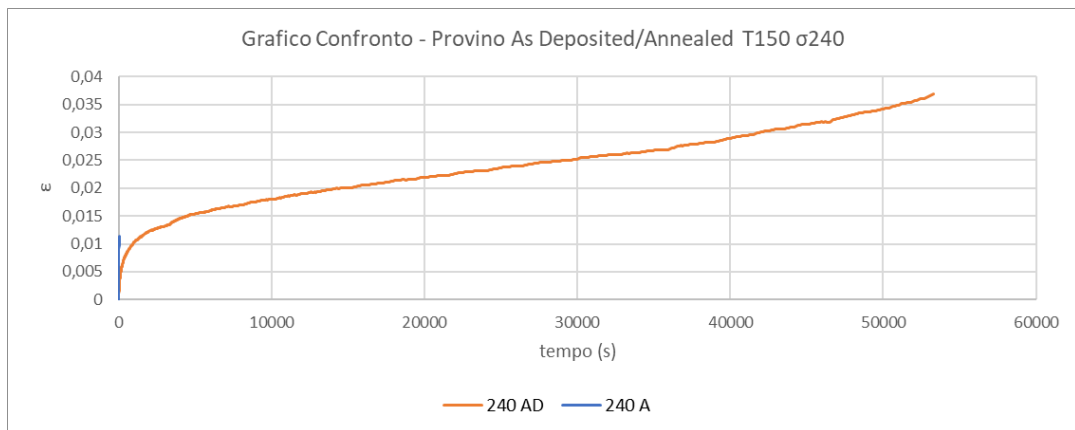


Fig. 48 - Grafico confronto AD/A T150- σ 240

Stessa cosa vale per i T150 – σ 240. Facilmente intuibile dalla figura 48 come anche in questa situazione gli As Deposited abbiano caratteristiche che li rendono maggiormente resistenti al Creep. Notiamo come il campione annealed sia ben poco visibile quando comparato con l'AD e come non riesca a raggiungere la deformazione del 2% e presenti rottura anticipata.

Confronto T 1225 – σ 127

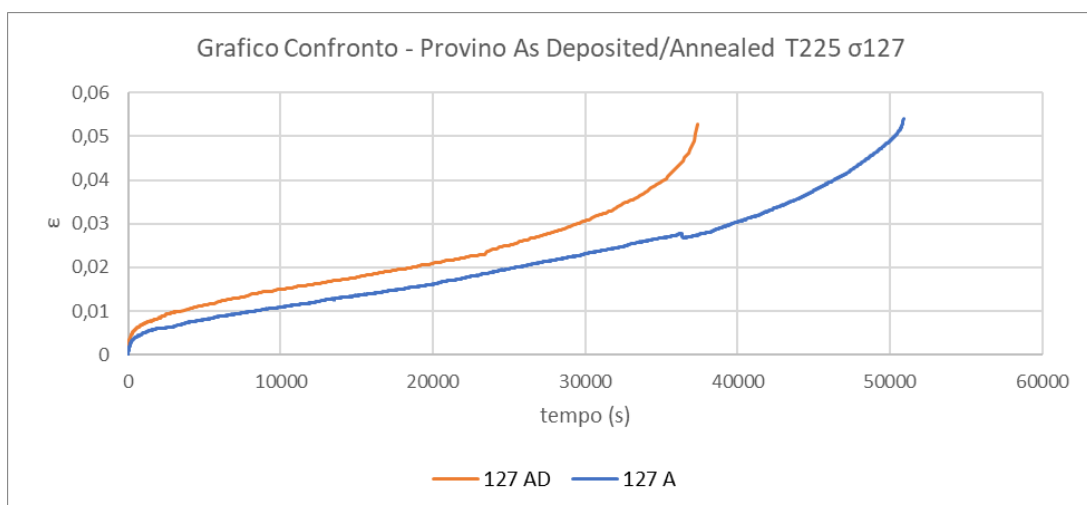


Fig. 49 - Grafico confronto AD/A T225- σ 127

L'unica condizione differente è presentata dal set T225 - σ_{127} , nel quale è il campione annealed ad avere un andamento migliore. Infatti, notiamo come sia chiaramente visibile che a tale temperatura e carico il provino annealed abbia una risposta creep migliore, in termini di velocità di deformazione e percentuale di deformazione [fig 49].

6. Conclusione

La risposta a Creep della lega di alluminio AlSi10Mg è stata oggetto principale di questa tesi. È stata studiata tramite l'applicazione di range di temperature differenti 225, 205, 175, 150°C combinate a stress da carichi costanti di diverse intensità.

L'andamento della risposta a creep dei due set di provini a nostra disposizione è stato graficato grazie alla parametrizzazione di Larson-Miller; inizialmente considerando per ciascun set le diverse temperature e poi mettendo a confronto le due tipologie (As Deposited, Annealed) nello stesso grafico.

Anche la velocità minima di deformazione è stata studiata inserendola in un grafico in relazione al carico applicato. Abbiamo così ottenuto l'andamento della velocità minima di deformazione relativa ad ogni temperatura considerata (225,205,175,150°C) per ciascuna delle due tipologie di provini.

La resistenza a creep dei provini As Deposited risulta essere migliore di quella degli Annealed, con conseguente considerazione che per materiali creati per produzione Additiva SLM (Selective Laser Melting), l'impiego di trattamenti termici post-produzione sia superfluo e in alcune condizioni addirittura deleterio poiché potrebbe ridurre la resistenza e durezza già raggiunte grazie al processo AM.

Concludiamo dicendo che la resistenza a creep è determinata dalla microstruttura, caratterizzata da grani fini, circondati zone eutettiche Al-Si e ricche di nanoparticelle di Si, che si raggiunge grazie al processo di produzione Additive.

I miei più sentiti ringraziamenti vanno al Professor Spigarelli e alla Dottoressa Paoletti che avendomi dato l'opportunità di svolgere questa tesi, nonostante le difficoltà dettate dalla situazione attuale, mi hanno aiutato e supportato in questo percorso, permettendomi così di coronare una prima parte di un sogno.

Ringrazio i miei genitori e mio fratello per l'appoggio e l'affetto mostrato in questi anni, soprattutto nei momenti più difficili di questo percorso.

Ringrazio i miei compagni di carriera e tutti gli amici conosciuti in questi anni di avventure, da Liverpool a Barcellona per concludere con Sarajevo.

A voi tutti Grazie

7. Bibliografia

- [1] Hideo Kodama. "Automatic method for fabricating a three-dimensional plastic model with photo-hardening polymer". In: *Review of scientific instruments* 52.11 (1981), pp. 1770–1773.
- [2] Carl Deckard. "Part Generation by Layer-Wise Selective Laser Sintering". PhD thesis. University of Texas, 1986.
- [3] Dirk Herzog, Vanessa Seyda, Eric Wycisk, and Claus Emmelmann. "Additive manufacturing of metals". In: *Acta Materialia* 117 (2016), pp. 371–392.
- [4] Todd M Mower and Michael J Long. "Mechanical behavior of additive manufactured, powder-bed laser-fused materials". In: *Materials Science and Engineering: A* 651 (2016), pp. 198–213.
- [5] S. Leuders, M. Thone, A. Riemer, T. Niendorf, T. Troster, HA. Richard, and HJ. Maier. "On the mechanical behaviour of titanium alloy TiAl6V4 manufactured by selective laser melting: Fatigue resistance and crack growth performance". In: *International Journal of Fatigue* 48 (2013), pp. 300–307.
- [6] Victor Chastand, Astrid Tezenas, Yannick Cadoret, Philippe Quaegebeur, Wilson Maia, and Eric Charkaluk. "Fatigue characterization of Titanium Ti-6Al-4V samples produced by Additive Manufacturing". In: *Procedia Structural Integrity* 2 (2016), pp. 3168–3176.
- [7] S Beretta and S Romano. "A comparison of fatigue strength sensitivity to defects for materials manufactured by AM or traditional processes". In: *International Journal of Fatigue* 94 (2017), pp. 178–191.
- [8] Amanda Sterling, Nima Shamsaei, Brian Torries, and Scott M Thompson. "Fatigue Behaviour of Additively Manufactured Ti-6Al-4V". In: *Procedia Engineering* 133 (2015), pp. 576–589.
- [9] Eric Wycisk, Andreas Solbach, Shafaqat Siddique, Dirk Herzog, Frank Walther, and Claus Emmelmann. "Effects of defects in laser additive manufactured Ti-6Al-4V on fatigue properties". In: *Physics Procedia* 56 (2014), pp. 371–378.
- [10] Shafaqat Siddique, Muhammad Imran, Miriam Rauer, Michael Kaloudis, Eric Wycisk, Claus Emmelmann, and Frank Walther. "Computed tomography for characterization of fatigue performance of selective laser melted parts". In: *Materials & Design* 83 (2015), pp. 661–669.
- [11] Shafaqat Siddique, Muhammad Imran, and Frank Walther. "Very high cycle fatigue and fatigue crack propagation behavior of selective laser melted AlSi12 alloy". In: *International Journal of Fatigue* 94 (2017), pp. 246–254.
- [12] HV. Atkinson and S. Davies. "Fundamental aspects of hot isostatic pressing: an overview". In: *Metallurgical and Materials Transactions A* 31.12 (2000), pp. 2981–3000.
- [13] ASTM International. *ASTM F2792-12a, Standard Terminology for Additive Manufacturing Technologies, (Withdrawn 2015)*. West Conshohocken, PA, 2012.
- [14] Mary Kathryn Thompson, Giovanni Moroni, Tom Vaneker, Georges Fadel, R Ian Campbell, Ian Gibson, Alain Bernard, Joachim Schulz, Patricia Graf, Bhriгу Ahuja, et al. "Design for Additive Manufacturing: Trends, opportunities, considerations, and constraints". In: *CIRP annals* 65.2 (2016), pp. 737–760.
- [15] Ian Gibson, David Rosen, and Brent Stucker. Engineering. Boston, MA: Springer US, 2010. isbn: 978-1-4419-1119-3. url: <https://doi.org/10.1007/978-1-4419-1120-9>.
- [16] Julien Gardan. "Additive manufacturing technologies: state of the art and trends". In: *International Journal of Production Research* 54.10 (2016), pp. 3118–3132.
- [17] Ian Gibson, David Rosen, and Brent Stucker. Engineering. New York, NY: Springer, 2015. isbn: 978-1-4939-2112-6. url: <https://doi.org/10.1007/978-1-4939-2113-3>.
- [18] Flaviana Calignano, Diego Manfredi, Elisa Paola Ambrosio, Sara Biamino, Mariangela Lombardi, Eleonora Atzeni, Alessandro Salmi, Paolo Minetola, Luca Iuliano, and Paolo Fino. "Overview on additive manufacturing technologies". In: *Proceedings of the IEEE* 105.4 (2017), pp. 593–612.
- [19] Concept Laser. *X-LINE 2000R Metal Laser Melting System Brochure*. 2017. url: https://www.concept-laser.de/fileadmin/Blaue_Broschueren/1708_X_LINE_2000R_EN_update_2__lowres_einzel.pdf.
- [20] E Herderick. "Additive manufacturing of metals: A review". In: *Materials Science and Technology* MS (2011), p. 1413.
- [21] William J. Sames, FA. List, Sreekanth Pannala, Ryan R. Dehoff, and Sudarsanam Suresh Babu. "The metallurgy and processing science of metal additive manufacturing". In: *International Materials Reviews* 61.5 (2016), pp. 315–360.
- [22] William E. Frazier. "Metal additive manufacturing: a review". In: *Journal of Materials Engineering and Performance* 23.6 (2014), pp. 1917–1928.
- [23] EOS. *EOS M400-4 Brochure*. 2017. url: https://cdn0.scrvt.com/eos/bd4b8d14bf1e79f1/6928a708eeae/EOS_System_Data_Sheet_EOS_M_400-4_EN_V13_web.pdf.
- [24] Concept Laser. *M-LINE Factory Metal Laser Melting System Brochure*. 2017. url: https://www.concept-laser.de/fileadmin/Blaue_Broschueren/1708_M_LINE_FACTORY_EN_update_3__lowres_einzel.pdf.
- [25] Ralf Larson. "Method and device for producing three-dimensional bodies". US Patent US5786562 A. 1993.
- [26] Arcam AB. *Arcam History*. 2017. url: <http://www.arcam.com/company/aboutarcam/history/>.
- [27] Arcam AB. *Arcam EBM Brochure*. 2017. url: <http://www.arcamebm.com/>.
- [28] Markforged. *Markforged Metal X Brochure*. 2017. url: <http://www.markforged.com/>.

- [29] Esmat Sheydaei, Zachary Fishman, Mihaela Vlasea, and Ehsan Toyserkani. "On the effect of throughout layer thickness variation on properties of additively manufactured cellular titanium structures". In: *Additive Manufacturing* 18 (2017), pp. 40–47.
- [30] Farzad Liravi and Mihaela Vlasea. "Powder bed binder jetting additive manufacturing of silicone structures". In: *Additive Manufacturing* 21 (2018), pp. 112–124. [31] Roland Berger Strategy Consultants GmbH. "Additive manufacturing: a game changer for the manufacturing industry". In: (2013).
- [32] Adam Hehr and Marcelo J Dapino. "Dynamics of ultrasonic additive manufacturing". In: *Ultrasonics* 73 (2017), pp. 49–66.
- [33] Ross J. Friel and Russell A. Harris. "Ultrasonic additive manufacturing—a hybrid production process for novel functional products". In: *Procedia CIRP* 6 (2013), pp. 35–40.
- [34] Anatoliy Popovich and Vadim Sufiiarov. "Metal Powder Additive Manufacturing". In: *New Trends in 3D Printing*. InTech, 2016.
- [35] WJ. Sames, F. Medina, WH. Peter, SS. Babu, and RR. Dehoff. "Effect of process control and powder quality on Inconel 718 produced using electron beam melting". In: *8th International Symposium on Superalloy 718 and Derivatives*. John Wiley & Sons, Inc. 2014, pp. 409–423.
- [36] EOS GmbH. *Materials for Additive Manufacturing*. 2017. url: <https://www.eos.info/material-m>.
- [37] Concept Laser. *AM Materials*. 2017. url: <https://www.concept-laser.de/en/products/materials.html>.
- [38] SLM Solutions. *SLM Metal Powder*. 2017. url: <https://slm-solutions.com/products/accessories-and-consumables/slm-metal-powder>.
- [39] Malgorzata Warmuzek. *Aluminum-silicon casting alloys: an atlas of microfractographs*. ASM international, 2004.
- [40] Cassiopée Galy, Emilie Le Guen, Eric Lacoste, and Corinne Arvieu. "Main defects observed in aluminum alloy parts produced by SLM: from causes to consequences". In: *Additive Manufacturing* (2018).101
- [41] Noriko Read, Wei Wang, Khamis Essa, and Moataz M. Attallah. "Selective laser melting of AlSi10Mg alloy: Process optimisation and mechanical properties development". In: *Materials & Design (1980-2015)* 65 (2015), pp. 417–424.
- [42] Liu A, Chua CK, Leong KF. Properties of test coupons fabricated by selective laser melting. *Key Eng Mater* 2010;447–448:780–4.
- [43] Olakanmi EO. Selective laser sintering/melting (SLS/SLM) of pure Al, Al–Mg, and Al–Si powders: Effect of processing conditions and powder properties. *J Mater Process Technol* 2013;213:1387–405.
- [44] Louvis E, Fox P, Sutcliffe CJ. Selective laser melting of aluminium components. *J Mater Process Technol* 2011;211:275–84.
- [45] Casavola C, Campanelli SL, Pappalettere C. Preliminary investigation on distribution of residual stress generated by the selective laser melting process. *J Strain Anal Eng Des* 2009;44:93–104.
- [46] Osakada K, Shiomi M. Flexible manufacturing of metallic products by selective laser melting of powder. *Int J Mach Tools Manuf* 2006;46:1188–93.
- [47] Olakanmi EO, Cochrane RF, Dalgarno KW. Densification mechanism and microstructural evolution in selective laser sintering of Al–12Si powders. *J Mater Process Technol* 2011;211:113–21.
- [48] Yan C, Shi Y, Yang J, Liu J. Preparation and selective laser sintering of nylon-12 coated metal powders and post processing. *J Mater Process Technol* 2009;209:5785–92.
- [49] Vutova K, Vassileva V, Koleva E, Georgieva E, Mladenov G, Mollov D, et al. Investigation of electron beam melting and refining of titanium and tantalum scrap. *J Mater Process Technol* 2010;210:1089–94.
- [50] Liu A, Chua CK, Leong KF. Properties of test coupons fabricated by selective laser melting. *Key Eng Mater* 2010;447–448:780–4.
- [51] Gu D, Wang Z, Shen Y, Li Q, Li Y. In-situ TiC particle reinforced Ti–Al matrix composites: powder preparation by mechanical alloying and selective laser melting behavior. *Appl Surf Sci* 2009;255:9230–40.
- [52] Amato KN, Gaytan SM, Murr LE, Martinez E, Shindo PW, Hernandez J, et al. Microstructures and mechanical behavior of Inconel 718 fabricated by selective laser melting. *Acta Mater* 2012;60:2229–39.
- [53] Dadbakhsh S, Hao L. Effect of Al alloys on selective laser melting behaviour and microstructure of in situ formed particle reinforced composites. *J Alloy Compd* 2012;541:328–34.
- [54] ECCC Recommendations, Volume 5, Issue 2, part 1, 2001, 'Data Generation and Assessment Procedures', Editor Holdsworth S.R., Publ. ERA Technology Ltd., Leatherhead, UK,
- [55] Merckling G. Procedure per incrementare significatività ed affidabilità della previsione della vita rimanente da calcolo, Convegno ISPESL di Siracusa, 2001
- [56] ISO 6303: 1981 Annex "Pressure Vessel Steels not Included in ISO 2604, Parts 1 to 6 - derivation of Long Time Stress Rupture Properties", 1981 ISO 6303: 1981 Annex "Pressure Vessel Steels not Included in ISO 2604, Parts 1 to 6 - derivation of Long Time Stress Rupture Properties", 1981
- [57] Larson F.R., Miller J., "A Time-Temperature Relationship for Rupture and Creep Stresses"; *Trans. ASM*, 74, 1952
- [58] ECCC Data Sheets, Pubbl. ERA Technology, 1999
- [59] Manson S.S., Haferd A.M., "A linear Time-Temperature Relation for Extrapolation of Creep and Stress Rupture Data" *NACA TN* 2890, 1953.
- [60] L.Kloc, S.Spigarelli, E.Cerri, E.Evangelista, T.G.Langdon, *Acta Materialia*, 45 (1997) 529.
- [61] J. Cadek, *Creep in Metallic Materials*, Elsevier, Amsterdam, 1988, 80
- K.-T.Park, E.J. Lavernia and F.A. Mohamed, *Acta metall.mater.* 42 (1994) 667
- [62] L.Kloc, S.Spigarelli, E.Cerri, E.Evangelista, T.G.Langdon, *Metall. Mater. Trans.* 27A (1996) 3871.
- [63] Y. Li, S.R. Nutt F.A. and Mohamed, *Acta mater.* 45 (1997) 2607
- [64] Y. Li and T.G. Langdon, *Metall. Mater. Trans.* 29° (1998) 2523.

- [65] E. Evangelista, S. Spigarelli, *Met. Mater. Trans.* 33A (2002) 373
- [66] J. Cadek, K. Kucharova and S. J. Zhu, *Mater. Sci. Eng.* A283 (2000) 172.
- [67] E. Orowan, in *Dislocations in Metals*, edited by M.
- [68] S. Spigarelli, M. Regev, E. Evangelista, A. Rosen, *Materials Sci. Techn.*, 14 (2001) 627.
- [69] S. Spigarelli, M. Cabibbo, E. Evangelista, S. Cucchieri, *Materials Letters*, 56/6 (2002) 1059.
- [70] S. Spigarelli, L. Kloc, P. Bontempi, *Scripta Metall.* 37 (1997) 399.
- [71] S. Spigarelli, M. Cabibbo, E. Evangelista, T. G. Langdon, *Material Sci. and Eng.*, A328 (2002)
- [72] S. Spigarelli, *Material Sci. and Eng.*, A337/1-2 (2002) 306.
- [73]. Wu, X.Q. Wang, W. Wang, M.M. Attallah, M.H. Loretto, Microstructure and strength of selectively laser melted AlSi10Mg, *Acta Mater.* 117 (2016) 311–320
- [74] T6 heat-treated AlSi10Mg alloys additive-manufactured by selective laser melting Xianglong Yua, Lianfeng Wangb
CAS Key Laboratory of Mechanical Behavior and Design of Materials (LMBD), University of Science and Technology of China, Hefei, Anhui 230026, China; Shanghai Aerospace Equipment Manufacturer, Shanghai, 200245, China

8. Indice Figure

[Figura 1] Julien Gardan. "Additive manufacturing technologies: state of the art and trends". In: International Journal of Production Research 54.10 (2016), pp. 3118–3132.

[Figura 2] <https://www.primaadditive.com/it/il-processo-powder-bed-fusion/>

[Figura 3] <https://www.primaadditive.com/it/il-processo-powder-bed-fusion/>

[Figura 4] https://it.wikipedia.org/wiki/Fusione_laser_selettiva_di_metalli#/media/

[Figura 5a – 5b] https://www.researchgate.net/figure/Schematic-drawing-of-an-electron-beam-melting-system_fig2_269836411

[Figura 6a – 6b] <http://www.additalab.com/it/blog/binder-jetting-and-fdm-a-comparison-with-laser-powder-bed-fusion-and-metal-injection-moulding/>

[Figura 6c] <https://www.insidemetaladditivemanufacturing.com/blog/applications-of-ultrasonic-additive-manufacturing>

[Figura 7] <https://www.digitalalloys.com/blog/directed-energy-deposition/>

[Figura 8] <https://www.digitalalloys.com/blog/directed-energy-deposition/>

[Figura 9] <https://www.insidemetaladditivemanufacturing.com/blog/applications-of-ultrasonic-additive-manufacturing>

[Figura 10] <https://www.insidemetaladditivemanufacturing.com/blog/applications-of-ultrasonic-additive-manufacturing>

[Figura 11] http://www.aimnet.it/allpdf/pdf_pubbli/9/spigarelli.pdf

[Figura 12] <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/B9780857092397500031>

[Figura 13] http://www.aimnet.it/allpdf/pdf_pubbli/9/spigarelli.pdf

[Figura 14] http://www.aimnet.it/allpdf/pdf_pubbli/9/spigarelli.pdf

[Figura 15] http://www.aimnet.it/allpdf/pdf_pubbli/9/spigarelli.pdf

[Figura 16] http://www.aimnet.it/allpdf/pdf_pubbli/9/spigarelli.pdf

[Figura 17] <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/B9780857092397500031>

[Figura 18] <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/B9780857092397500031>

[Figura 19 -49] estrapolazione dai dati