



POLITECNICO DI TORINO  
Corso di Laurea in Ingegneria Aerospaziale

Tesi di laurea magistrale

**Caratterizzazione a fatica a basso  
numero di cicli di Ti-48Al-2Cr-2Nb  
fabbricato mediante electron beam  
melting**

**Relatori**

prof. Daniele Botto  
prof. Mauro Filippini

**Candidato**

Gianluca Carossino  
matricola: 251240

Dicembre 2019

# Sommario

L'utilizzo di leghe al nichel è ad oggi diffuso in applicazioni ad alta temperatura, ambiente corrosivo ed elevate sollecitazioni, quali i propulsori aerospaziali. In quest'ambito, i sistemi intermetallici rappresentano un potenziale sostituto delle superleghe grazie al superiore rapporto resistenza-peso. Nonostante gli evidenti possibili risparmi, il loro utilizzo è stato finora fortemente limitato dai problemi tipici delle leghe intermetalliche, legati alla bassa tenacità che ne rende difficile la lavorazione con i tradizionali metodi, dall'alta sensibilità del materiale all'ossigeno e dall'alta variabilità delle proprietà meccaniche. In questo contesto, la produzione con metodi di fabbricazione additiva può ovviare a molti di questi aspetti ed abilitare l'impiego di questi materiali in un recente futuro. Il presente lavoro ha lo scopo di determinare le proprietà a fatica, a basso numero di cicli, in temperatura (circa 500-600°C), per Ti-48Al-2Cr-2Nb prodotto in fabbricazione additiva. Il lavoro svolto si è articolato nel disegno della prova di fatica, dalla definizione della forma dei provini al progetto dell'assemblaggio, nello svolgimento delle prove, eseguite in temperatura mediante riscaldamento a induzione e nell'elaborazione ed interpretazione finale dei risultati. Durante il lavoro si è reso necessario uno studio agli elementi finiti ai fini di minimizzare il fattore di concentrazione di sforzi nella definizione della forma del provino, la definizione e calibrazione del sistema di controllo della temperatura durante le prove svolte e la determinazione di un sistema adeguato alla misurazione delle deformazioni del provino stesso.

# Indice

<b>Sommario</b>	II
<b>1 Introduzione</b>	1
1.1 Introduzione al problema	1
<b>2 Stato dell'arte</b>	3
2.1 Turbine di bassa pressione: materiali utilizzati	3
2.1.1 Microstruttura delle superleghe	4
2.1.2 Metodi di fabbricazione	5
2.1.3 Tendenze attuali	6
2.2 Fabbricazione additiva	7
2.2.1 Generalità e classificazione	7
2.2.2 Electron Beam Melting	11
2.3 Ti-48Al-2Cr-2Nb	12
2.3.1 Leghe $\gamma$ TiAl	12
2.3.2 Microstruttura	13
2.3.3 Proprietà meccaniche	14
2.3.4 Processi produttivi	15
2.3.5 Vantaggi e svantaggi	16
2.3.6 Ti-48Al-2Cr-2Nb in fabbricazione additiva	17
2.4 Fatica a basso numero di cicli	21
2.4.1 Cosa è la fatica	21
2.4.2 Un fenomeno microscopico	22
2.4.3 Il punto di vista fenomenologico	23
2.4.4 Risposta ciclica alla plasticizzazione	24
2.4.5 Un approccio alla LCF	25
2.4.6 Effetti che influenzano la vita a fatica	27
2.4.7 Modelli energetici per LCF	33
2.5 Normativa sulle prove di fatica	35
2.5.1 Linee guida sulla prova di fatica	35
2.5.2 Linee guida sull'analisi dei dati (ISO 12107)	37

<b>3</b>	<b>Definizione apparato sperimentale</b>	43
3.1	Progettazione forma provini	43
3.1.1	Vincoli di progetto	43
3.1.2	Forme valutate	44
3.1.3	Analisi agli elementi finiti	47
3.1.4	Scelta del provino	53
3.1.5	Disegno e fabbricazione	54
3.2	Generazione e controllo della temperatura	56
3.2.1	Sistema di riscaldamento	56
3.2.2	Sistema di misura e controllo	58
3.3	Misurazione delle deformazioni	62
3.3.1	Valutazione del vibrometro	63
3.3.2	Utilizzo di un estensimetro telescopico	65
3.4	Macchina di fatica e assemblaggio sperimentale	66
3.4.1	Macchina di fatica	66
3.4.2	Assemblaggio sperimentale	66
<b>4</b>	<b>Risultati e analisi</b>	70
4.1	Cicli di isteresi	70
4.1.1	Plasticità	70
4.1.2	Leggi di incrudimento	71
4.1.3	Modelli avanzati - modello elastoplastico di Chaboche	73
4.1.4	Simulazioni con ANSYS	74
4.2	Fatica di contatto	77
4.2.1	Apparato sperimentale e risultati	78
4.2.2	Simulazioni con ANSYS	80
4.2.3	Elaborazione dei dati	82
<b>5</b>	<b>Conclusioni e sviluppi futuri</b>	88
<b>A</b>	<b>ANSYS MAPDL Provino ø8</b>	89
<b>B</b>	<b>ANSYS MAPDL fatica di contatto</b>	92
	<b>Bibliografia</b>	99

# Capitolo 1

## Introduzione

### 1.1 Introduzione al problema

Negli ultimi decenni lo sviluppo dell'industria aeronautica ha favorito il processo di globalizzazione permettendo il trasposto di persone e merci a velocità, distanze e costi prima inimmaginabili. Fin dalla fine degli anni '80, il traffico aereo civile è stato in forte crescita, avendo visto raddoppiare il proprio volume all'incirca ogni 15 anni (in termini di passeggero-chilometro); nel futuro a medio termine, si prevede una crescita annua del 4.4% e ciò sarà accompagnato come in passato da crescenti costi ambientali legati alle emissioni inquinanti dei motori per aeromobili [1]. In quest'ottica, in Europa, è nato nel 2001 l'ACARE (Advisory Council for Aviation Research and innovation in Europe), organismo che riconosce l'importanza strategica dell'aeronautica civile ed il cui obiettivo è pianificare programmi nazionali ed europei di ricerca, ai fini di orientare strategicamente l'aviazione verso percorsi di sostenibilità ambientale. Il primo passo dell'ACARE fu la determinazione di obiettivi a lungo termine ("2020 ACARE targets" e, più recentemente, "FlightPath 2050 Goals" [2][3]) nei quali si sono fissati precisi traguardi riguardo la riduzione di combustibile consumato, emissioni di CO<sub>2</sub> ed NO<sub>x</sub> e rumore generato rispetto alle tecnologie attuali.

Ai fini di diminuire le emissioni è possibile seguire diverse strade [4]: il miglioramento dei sistemi propulsivi (dal punto di vista delle temperature dei combustori, del rapporto di pressioni totali al propulsore e nell'introduzione di concetti avanzati quali rigenerazione e interraffreddamento), l'utilizzo di combustibili alternativi, sintetici o bio-derivati, capaci di ridurre l'impatto ambientale sul ciclo di utilizzo, migliorate strutture dei velivoli (dal punto di vista aerodinamico e di pesi) e transizione parziale verso impianti elettrici ed la riprogettazione delle operazioni ATM. In ogni caso è necessario migliorare le efficienze attuali cambiando i parametri di progetto, le architetture, i componenti ed i materiali utilizzati.

In questo contesto, la riduzione in peso dei componenti del propulsore può

certamente contribuire ad una diminuzione delle emissioni e dei costi operativi.

Quest'opera di tesi si inserisce perciò nell'ambito di un progetto più ampio, volto a studiare le caratteristiche ed il comportamento di una lega intermetallica gamma-TiAl che può essere impiegata nella costruzione delle palette della turbina di bassa pressione, componente fondamentale di un motore aeronautico, nel quale viene sviluppata la maggior parte della potenza all'albero. L'utilizzo di questa lega in luogo delle più tradizionali superleghe al nichel può ridurre del 20% il peso della turbina [5] con ovvi guadagni in termini di consumo ed efficienza. Inoltre, il materiale in studio non è prodotto con metodi tradizionali, considerati sottrattivi, bensì con metodi di fabbricazione additiva, permettendo la produzione di nuove forme complesse, tradizionalmente non ottenibili, e quindi migliore applicazione di tecniche di ottimizzazione topologica. Il presente lavoro si pone ad integrazione quindi nello studio di applicabilità Ti-48Al-2Cr-2Nb prodotto in fabbricazione additiva nelle turbine di bassa pressione, proponendosi di colmare un vuoto nella letteratura riguardante le proprietà meccaniche del materiale ed in particolare il comportamento a fatica a basso numero di cicli in temperatura, condizioni operative riscontrate dalle palette nella turbina di bassa pressione. Il lavoro di tesi è costituito dall'ideazione dell'apparato sperimentale (dal disegno dei provini al montaggio), dall'esecuzione delle prove e dall'interpretazione dei risultati ottenuti.

# Capitolo 2

## Stato dell'arte

### 2.1 Turbine di bassa pressione: materiali utilizzati

Tipicamente i motori aeronautici di maggior utilizzo sono architetture turbofan aventi, per motivi di disaccoppiamento tra generazione di spinta e potenza, più turbine poste in serie tra loro. In particolare, è detta turbina di bassa pressione la turbina calettata all'albero del fan che deve quindi estrarre dal fluido gran parte della potenza del motore. A causa della tendenza di aumento del valore del rapporto di bypass e quindi delle dimensioni del fan, si è riscontrato negli ultimi decenni un aumento delle temperature e delle dimensioni delle turbine di bassa pressione con la conseguente nascita di nuove necessità. Come in ogni turbomacchina assiale, lo scambio di energia tra fluido ed albero avviene attraverso lo scambio di lavoro tra un organo rotante (rotore) ed il flusso nella macchina stessa: tale organo è composto da un disco sul quale sono calettate delle palette. Affinché lo scambio energetico sia efficiente ed avvenga in dimensioni contenute, vincolo tipico dei motori aeronautici, le velocità di rotazione devono essere elevate e perciò le palette si ritrovano a dover supportare elevati carichi centrifughi, termici e fluidodinamici, aventi natura ciclica, che determinano così una vita ridotta del componente a causa dei fenomeni legati alla fatica del materiale. I fenomeni di fatica hanno un impatto negativo sui costi e sulla disponibilità del propulsore e possono includere sia caratteristiche legate alla fatica ad alto numero di cicli (high cycle fatigue, HCF), dovutamente alle vibrazioni ed ai carichi dinamici, sia fenomeni legati alla fatica oligociclica relativamente ai cicli ground-air-ground tipici dell'aeronautica.

Appare chiaro che i materiali utilizzati in questo campo non possano essere convenzionali: tradizionalmente per costruire le palette sono impiegate superleghe a base di nichel e cromo che presentano ottime prestazioni meccaniche alle alte temperature di esercizio e resistenza alla corrosione [6]. Tali leghe hanno prestazioni in temperatura superiori agli acciai legati e sono utilizzate (vedi figura 2.1) in applicazioni ad alta temperatura (tipicamente oltre i 500°C) [8].

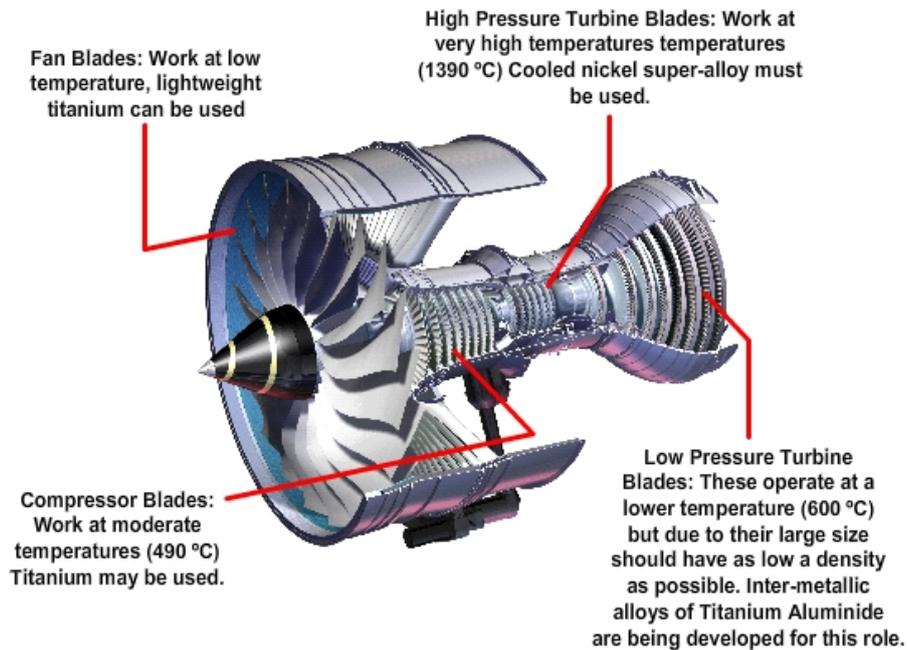


Figura 2.1. Panoramica dei principali materiali utilizzati nei motori aeronautici.

Le superleghe si dividono in tre famiglie: ferro-nichel, nichel-, e leghe al cobalto; tra queste la famiglia certamente più importante è quella delle leghe ferro-nichel (a cui appartengono anche le celebri leghe Inconel basate su Ni-Cr). Introdotte nei tardi anni '20 a partire dall'aggiunta di piccole quantità di Al e Ti ad una lega 80Ni-20Cr (wt.%), fu presto chiaro che tale lega potesse essere rinforzata anche da altri elementi quali Fe e Co. Negli anni sono stati studiati gli effetti delle aggiunte di diversi elementi quali Mo, Rh, Mn, W, Cu eccetera, con i quali è possibile controllare le proprietà delle leghe.

### 2.1.1 Microstruttura delle superleghe

La microstruttura delle superleghe è tipicamente costituita da differenti fasi, che concorrono a determinare le proprietà meccaniche della stessa. Le fasi più importanti sono [12]:

**fase  $\gamma$**  è la fase costituente la matrice cristallina a reticolo cubico a facce centrate (fcc); è composta principalmente da Ni ed è solitamente indurita per soluzione da alte percentuali di altri elementi (Co, Fe, Cr, Mo, W)

**fase  $\gamma'$**  è una fase fcc coerente con la principale, composta da precipitato dovuto all'aggiunta di elementi quali Ti, Al (i precipitati sono perciò i composti intermetallici degli stessi). Tale fase migliora le prestazioni meccaniche in alta

temperatura (resistenza al creep)

**fase  $\gamma''$**  la presenza di niobio in combinazione con il nichel forma strutture  $Ni_3Nb$  che possono provocare, sebbene coerenti con la matrice, effetti di mismatch tra matrice e precipitato, regolando ulteriormente le proprietà della superlega

**carburi** il carbonio, aggiunto in percentuali esigue, tende a combinarsi con elementi reattivi, formando carburi che durante l'esercizio ed i trattamenti termici migrano e precipitano a bordograno, promuovendo resistenza e indurimento del materiale

**boruri** la presenza di B si manifesta in precipitati a bordograno che migliorano le proprietà a creep del materiale; effetti analoghi ha lo zirconio Zr

In generale la microstruttura delle superleghe è piuttosto complicata e la complessità principale deriva dalla moltitudine di fasi e meccanismi contemporaneamente presenti, che rendono il materiale molto sensibile alla composizione ed alla morfologia della microstruttura. È stato ampiamente provato [12] che le proprietà meccaniche delle superleghe sono dipendenti fortemente dalla dimensione dei grani; perciò l'attenzione della ricerca nell'ultimo trentennio è stata dedicata ai metodi di fabbricazione delle stesse.

### 2.1.2 Metodi di fabbricazione

Negli ultimi decenni, i più significativi miglioramenti sono dovuti alle innovazioni nel processo di fabbricazione delle palette in superlega, comunemente prodotte con microfusione (investment casting), grazie all'introduzione di processi di solidificazione direzionale e monocristallo dei pezzi, invece della tradizionale solidificazione policristallina (che avviene in assenza di particolari accorgimenti). Se durante la fase di solidificazione viene applicato un controllo termico direzionale è possibile 'controllare' la microstruttura del pezzo ottenendo strutture del tipo columnar grain (policristallina direzionale) oppure single crystal; in tale maniera, oltre agli ovvi guadagni in termini di proprietà meccaniche direzionali dovute all'orientamento dei grani, per palette monocristalline è possibile modificare la composizione della lega evitando elementi come Zr,C,B (tipicamente presenti nei bordi di grano) ed aumentare così la temperatura di fusione della lega stessa (vedi figura 2.2). [9]

La microfusione è l'unico metodo di fabbricazione tradizionale che permette la realizzazione di forme complicate e una rete di passaggi di raffreddamento all'interno del pezzo, con tolleranze dimensionali piuttosto precise (nel caso delle superleghe 0.075mm è la tolleranza dimensionale tipica, con uno spessore minimo delle pareti di 1.25mm [9]).

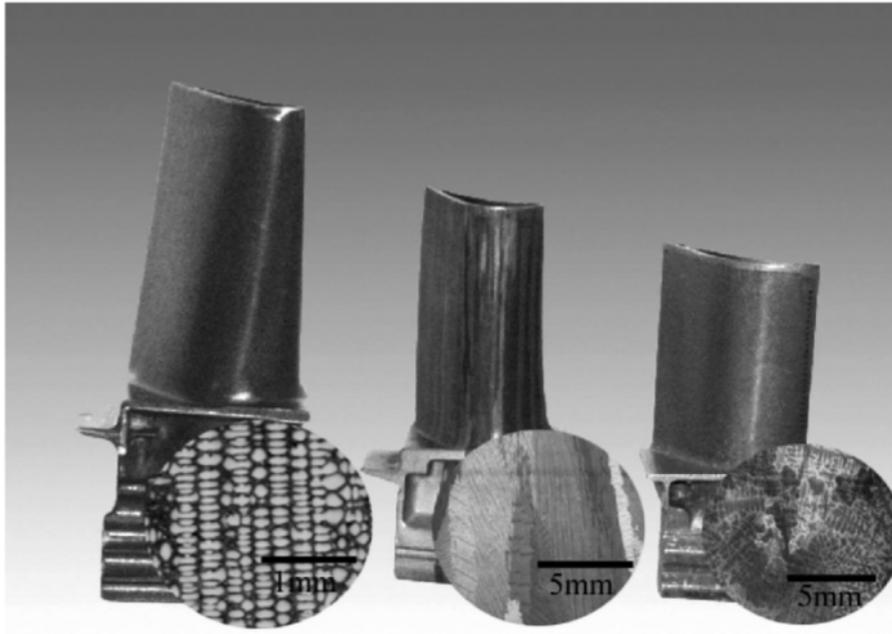


Figura 2.2. Palette di turbina in superlega dalle differenti strutture: monocristallina, a solidificazione direzionale e convvenzionale (da sinistra a destra). cristalline:

### 2.1.3 Tendenze attuali

Negli ultimi anni, l'interesse della ricerca per l'applicazione di nuovi materiali nelle palette di turbina si è rivolto ai cosiddetti materiali intermetallici, la cui struttura cristallina è formata da atomi di diversi metalli che occupano in maniera regolare i punti di un reticolo, non necessariamente uguale a quello degli atomi costituenti. In particolare, i composti con Al di Fe, Ni e Ti ( $\text{NiAl}$ ,  $\text{Ni}_3\text{Al}$ ,  $\text{FeAl}$ ,  $\text{Fe}_3\text{Al}$ ,  $\text{TiAl}$ ,  $\text{Ti}_3\text{Al}$ ) sono particolarmente attrattivi per applicazioni ad alta temperatura in quanto posseggono ottime proprietà meccaniche ad alta temperatura, basse densità ed il contenuto in Al è sufficientemente elevato da formare uno strato di allumina  $\text{Al}_2\text{O}_3$  superficiale protettivo in ambienti ossidanti. Tuttavia, questi materiali intermetallici si presentano fragili a basse temperature e poco duttili, e ciò ne limita fortemente le possibilità di lavorazione. Inoltre, rispetto alle superleghe al nichel tuttora in uso per le palette di turbine, i composti intermetallici presentano, oltre ai vantaggi già descritti, una struttura monofasica forte (e perciò la necessità di trattamenti termici viene meno), caratteristiche meccaniche che aumentano all'aumentare della temperatura (con massimi nell'intorno di  $500^\circ\text{C}$ - $700^\circ\text{C}$ ) e potenziale costo inferiore una volta sviluppata una produzione su larga scala.

Nelle sezioni seguenti si approfondiscono il materiale oggetto di tesi, la lega intermetallica  $\text{Ti-48Al-2Cr-2Nb}$ , e i metodi di fabbricazione additiva del provino.

## 2.2 Fabbricazione additiva

### 2.2.1 Generalità e classificazione

Secondo gli ASTM Standards si definiscono di fabbricazione additiva (additive manufacturing) tutte le tecnologie di lavorazione dei materiali che lavorano sul principio di addizione di materiale anziché di sottrazione. Ad oggi la fabbricazione additiva ha alle spalle oltre venticinque anni di storia e si prevede che sarà un principio trainante della nascente industria 4.0 [13]. I possibili vantaggi che la fabbricazione additiva può portare con se spaziano da considerazioni di carattere più gestionale a valutazioni di carattere più tecnico [14]:

- può far diminuire i costi poiché elimina la necessità di lavorazioni successive alla stampa e necessita di una unica macchina di lavoro
- è una tecnologia scalabile e sono possibili lavorazioni più economiche per lotti più piccoli
- riduce gli scarti di lavorazione ed i costi dipendono solo dalle dimensioni del pezzo e non dalla sua complessità, almeno in prima considerazione
- aumenta la possibilità di personalizzare il prodotto e permette variazioni di disegno durante la fase produttiva

Tuttavia, la fabbricazione additiva presenta ad oggi anche dei limiti dovuti all'immaturità tecnologica dei vari processi:

- dimensione dei pezzi vincolata alla grandezza della macchina
- ristretta gamma di materiali utilizzabili in ciascuna tecnologia
- velocità di lavorazione ancora inferiori a tecniche sottrattive tradizionali

Poiché quando si parla di fabbricazione additiva si ci può riferire ad una varietà di tecnologie e processi, di seguito sono riportate cinque categorie in cui si possono classificare i processi basati sul principio della fabbricazione additiva, che differiscono per vantaggi, svantaggi e applicabilità [15]:

**Processi laser-based** Utilizzano un mezzo di sorgente laser a bassa potenza per fondere, solidificare o vulcanizzare il materiale, fornito sotto forma di polvere sulla parte in lavorazione; a seconda che il materiale venga fuso dal raggio laser (e quindi solidificato localmente per formare il pezzo), oppure polimerizzato (come nel caso di alcune resine fotosensibili), si distinguono processi a fusione laser o a polimerizzazione laser. In figura 2.3 è mostrato il principio.

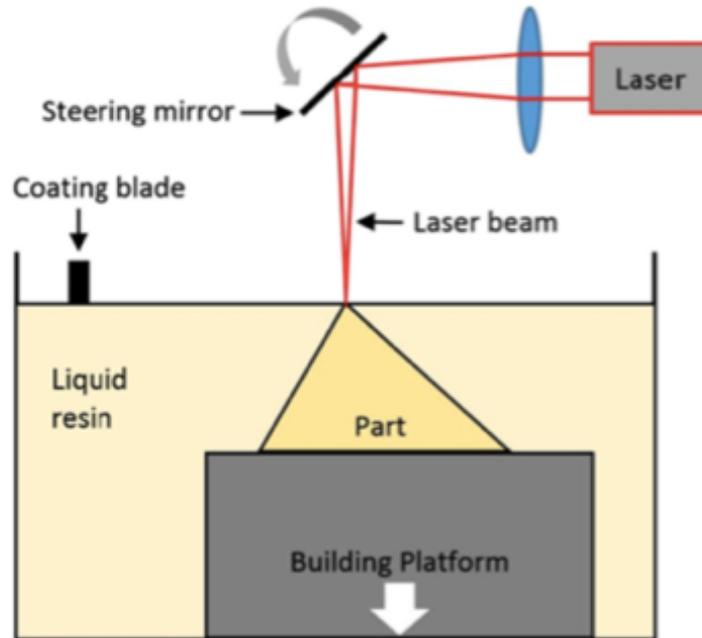


Figura 2.3. Principio della fabbricazione additiva a fascio laser.

### Processi estrusivi

Utilizzano un ugello di estrusione riscaldato per ammorbidire o fondere il materiale, di solito di natura plastica, che viene posato sotto forma di filo per formare la geometria finale. In figura 2.4 è illustrato il principio di funzionamento.

**Processi a getto** Concettualmente simile ai metodi basati su laser, il materiale viene espulso da un ugello in maniera controllata sotto forma di polvere insieme ad un legante adesivo, ai fini di formare la geometria desiderata. In figura sotto 2.5 è mostrato il funzionamento.

**Processi adesivi** Sono basati sul principio di sovrapposizione di più fogli di materiale (solitamente composti di carta o plastica), opportunamente sagomati da un laser nei contorni desiderati e compattati tra loro da una pressa riscaldata che attiva un adesivo indurente; è un processo che trova scarso impiego. In figura 2.6 è mostrato il funzionamento.

**Processi a fascio di elettroni** Sono analoghi ai processi di fusione laser, con la differenza sostanziale che la fonte di energia per fondere il materiale è costituita da un fascio di elettroni anziché da un fascio laser, con conseguenti vantaggi di precisione nell'applicazione su materiali buoni conduttori di calore (quali, ad esempio, i

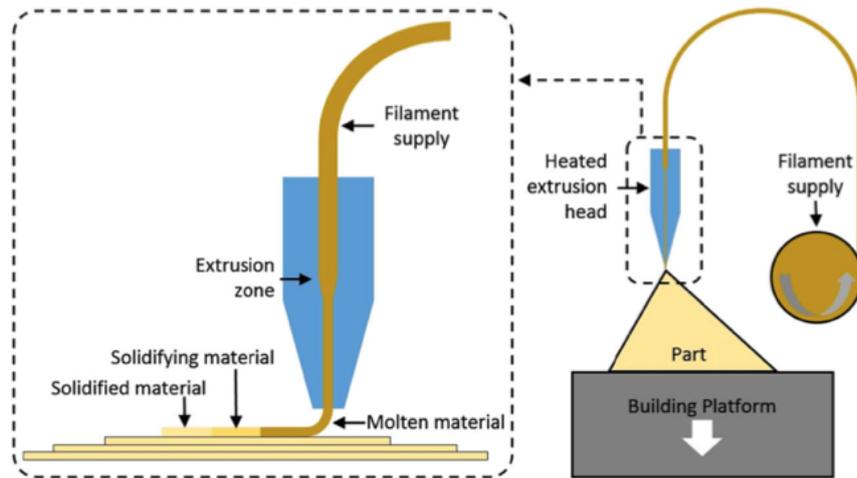


Figura 2.4. I processi estrusivi sono solitamente utilizzati in applicazioni di prototipazione.

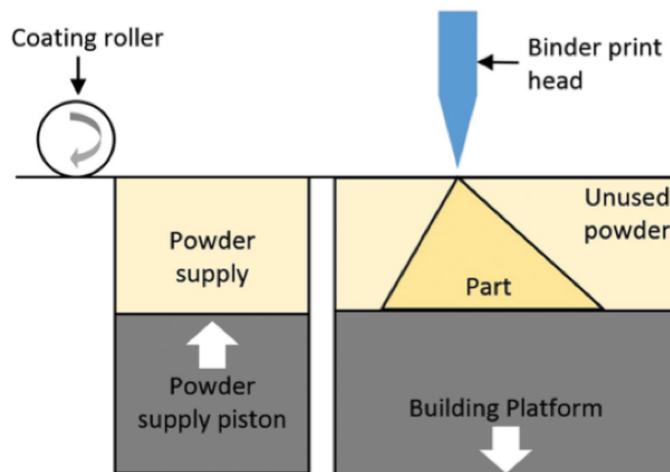


Figura 2.5. Principio di funzionamento dei processi a getto.

metalli). Si veda figura 2.7 per il principio di funzionamento.

Le tecnologie di fabbricazione additiva trovano ad oggi applicazione in diversi settori manifatturieri quali automotive (nell'interesse di diminuire i tempi di sviluppo del prodotto e inserimento nel mercato), biomedicale (per la facilità di convertire immagini 3D in oggetti solidi) ed aerospaziale (per la possibilità di realizzare prodotti complessi e ad alte prestazioni) e sono in forte crescita nei prossimi anni [16]. Nel prossimo paragrafo verrà trattato più nel dettaglio il processo a fascio di elettroni.

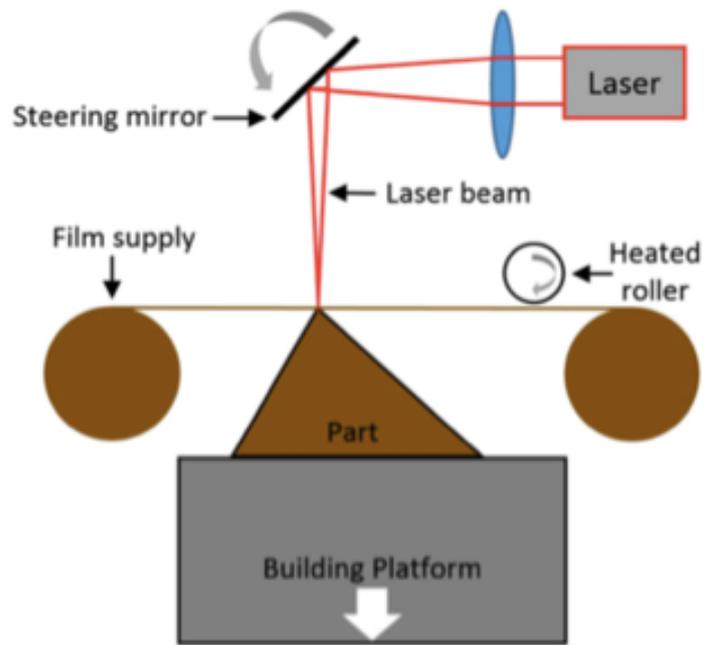


Figura 2.6. I processi adesivi trovano scarso impiego a causa della scarsa qualità dei prodotti.

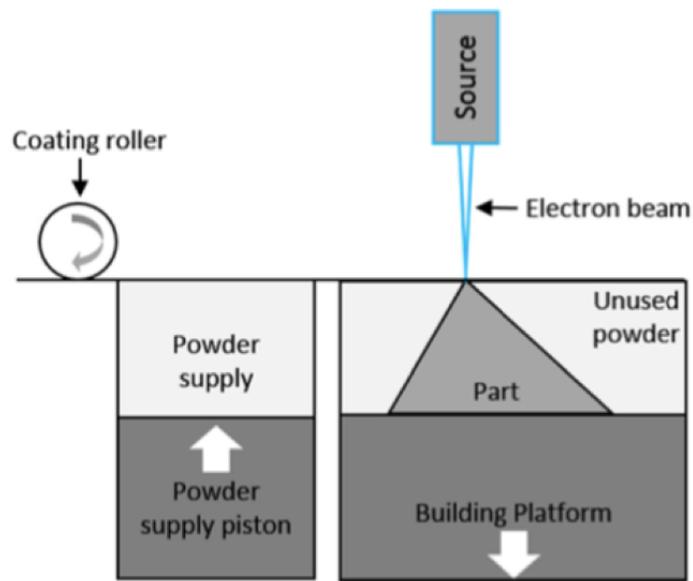


Figura 2.7. Principio dei sistemi a fascio di elettroni.

## 2.2.2 Electron Beam Melting

L'interesse riguardo la fabbricazione additiva è giustificato in questa tesi specificatamente per le tecnologie a fascio di elettroni con le quali è stato fabbricato il materiale in studio. Con questa tecnica, utilizzata esclusivamente per materiali metallici, un fascio di elettroni ad alto voltaggio (tipicamente  $30kV \div 60kV$ ) viene sparato sulla polvere metallica da modellare, che tipicamente ha diametro medio dell'ordine dei  $80 \pm 40\mu m$ , al fine di fondere localmente il materiale e solidificarlo quindi nella forma desiderata. Nel caso di leghe metalliche la polvere deve essere già composta dai metalli legati al fine di evitare disomogeneità di composizione a livello microscopico. Tipicamente, il fascio di elettroni è controllato nell'intervallo  $1 \div 50mA$  e direzionato da un sistema di spire magnetiche ai fini di evitare parti mobili nella macchina, garantendo maggiore precisione.

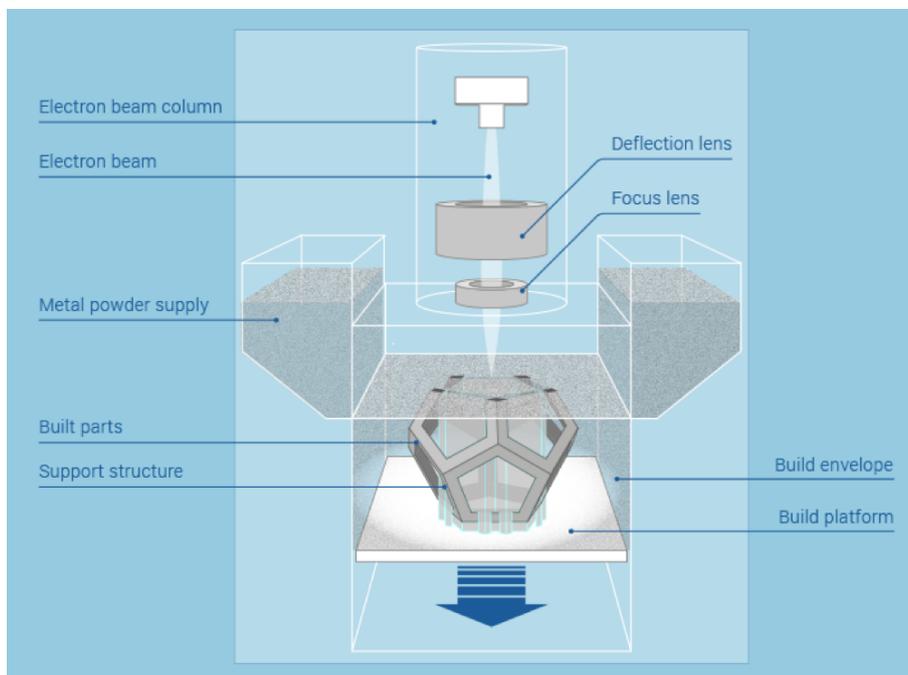


Figura 2.8. Schema di una moderna macchina per la fabbricazione EBM: tipicamente è richiesto l'utilizzo di supporti per la costruzione di pezzi dalla geometria complicata.

Il processo di costruzione del pezzo avviene solitamente per strati, dello spessore di  $0.05 \div 0.2mm$  ed avviene a velocità dell'ordine del  $10^3mm/s$ . Sono solitamente adottati particolari accorgimenti quali il preriscaldamento della polvere a temperature prossime a quelle di fusione del materiale, al fine di mantenere in posizione la polvere e ridurre i gradienti termici e quindi le tensioni residue nella geometria già prodotta [18]. La fusione della polvere avviene di norma nel vuoto, a pressioni che possono raggiungere  $1 \cdot 10^{-5}mbar$ , oppure in atmosfera rarefatta inerte (He,

$2 \cdot 10^{-3} \text{ mbar}$ ), e ciò permette un miglior controllo del fascio di elettroni e di evitare indesiderate interazioni dei metalli altamente reagenti con agenti atmosferici (Ti, Al) ed inclusioni di atomi di N, O che potrebbero indebolire le caratteristiche meccaniche del metallo [19]. Con i macchinari ad oggi disponibili sul mercato (schematizzazione in figura 2.8) è possibile costruire pezzi fino a dimensioni dell’ordine  $0.5 \times 0.5 \times 0.5 \text{ m}^3$ , con tolleranze dell’ordine del decimo di millimetro; lo spessore minimo producibile è inferiore al decimo di millimetro ( $0.05 \text{ mm}$ ). Tali qualità sono analoghe o superiori a quelle ottenibili con processi di microfusione tradizionalmente adottati, in particolare per quanto riguarda omogeneità nella composizione del materiale (a livello microscopico) e assenza di porosità [20][21][22]. I pezzi prodotti con questa tecnologia possono ovviamente ricevere trattamenti termici e superficiali successivi.

## 2.3 Ti-48Al-2Cr-2Nb

La lega intermetallica nel titolo è il materiale oggetto di studio e risulta di particolare interesse poiché dimostra ottime proprietà per le applicazioni nei motori aeronautici, sia nella costruzione del casing di compressore e turbina, sia per la costruzione delle palette degli stadi intermedi di turbina [24]. Sviluppato inizialmente da GE [23], Ti-48Al-2Cr-2Nb è oggetto di studio in quanto offre ottime prestazioni meccaniche e comportamento in temperatura in rapporto al proprio peso specifico. Inoltre, le più recenti tecniche di fabbricazione additiva potrebbero in un prossimo futuro risolvere i presenti problemi riguardo l’impegno del materiale, legati in particolare alla sua fabbricazione, e promuoverne un utilizzo più esteso [24].

Nei seguenti paragrafi verranno dapprima presentate le leghe intermetalliche TiAl e quindi nel particolare la lega in studio.

### 2.3.1 Leghe $\gamma$ TiAl

La lega Ti-48Al-2Cr-2Nb è una lega intermetallica appartenente alle leghe  $\gamma$ TiAl. A differenza delle tradizionali leghe metalliche, una lega intermetallica presenta una alta percentuale atomica di un legante principale, in questo caso alluminio (la lega è a base di titanio), che perciò fa sì che gli elementi leganti non siano presenti solamente come fasi secondarie nel materiale, bensì vadano a costituire in maniera regolare parte del reticolo cristallino, costituendo una unica fase che può avere proprietà differenti dai metalli originari stessi. Tale fase si comporta come un ‘nuovo metallo’ e può quindi essere a sua volta legato ad altri elementi ai fini di alterarne le proprietà.

Esistono due leghe intermetalliche di titanio ed alluminio ( $\text{Ti}_x\text{Al}$ ), basate sui seguenti composti (in figura 2.9 sono mostrati i reticoli cristallini):

- $\gamma$ TiAl: in composizione stechiometrica vi è un atomo di titanio per ogni atomo di alluminio; ha reticolo  $\gamma$  (fcc) e vi appartiene la nostra lega

- $\alpha_2\text{Ti}_3\text{Al}$ : in composizione stechiometrica ha 3 atomi di Ti per ogni atomo di Al; il reticolo  $\alpha_2$  ha struttura esagonale

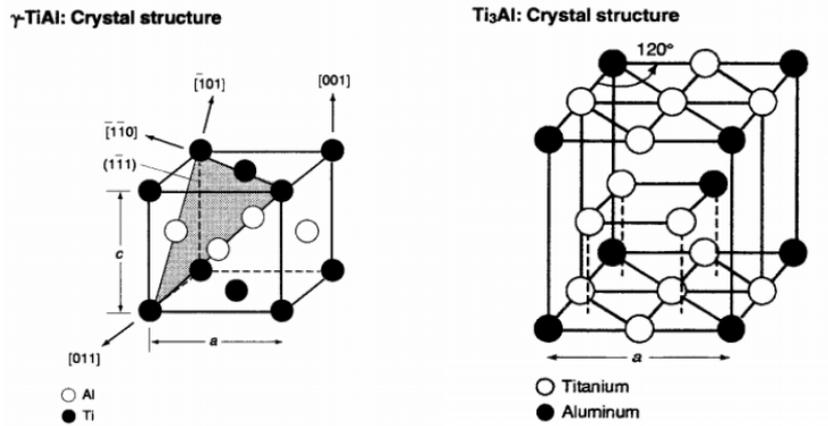


Figura 2.9. Reticolo cristallino delle leghe intermetalliche di titanio ed alluminio: a sinistra è mostrato il reticolo tipico dei sistemi  $\gamma\text{TiAl}$ , cubico a facce centrate, mentre sulla destra è mostrato il reticolo esagonale dei sistemi  $\text{Ti}_3\text{Al}$

I principali interessi per leghe intermetalliche  $\gamma\text{TiAl}$  piuttosto che  $\text{Ti}_3\text{Al}$  derivano dalla loro bassa densità, prossima a  $4\text{kg}/\text{dm}^3$ , al loro alto punto di fusione ( $>1400^\circ\text{C}$ ), e alle loro elevate proprietà meccaniche (fino a  $\text{UTS} \sim 1000\text{MPa}$  per alcune leghe a temperatura ambiente) [25]. Inoltre, rispetto alle leghe  $\text{Ti}_3\text{Al}$ , le leghe  $\gamma\text{TiAl}$  presentano un elevato contenuto di alluminio e perciò ottime capacità di resistenza alla corrosione: ciò le rende adatte ad applicazioni strutturalmente esigenti in ambienti ad alta temperatura (quali i motori aeronautici).

### 2.3.2 Microstruttura

Quattro diversi tipi di microstruttura si possono presentare per una lega nominalmente ' $\gamma\text{TiAl}$ ' [21]:

- Near gamma – struttura monofasica gamma
- Duplex – struttura bifasica formata da una percentuale di fase  $\gamma$  ed una percentuale di fase  $\alpha$ ; può avere morfologie differenti a seconda della composizione e dei trattamenti
- Near fully lamellar – struttura quasi totalmente lamellare (fase  $\alpha$ )
- Fully lamellar

'Duplex' e 'fully lamellar' sono le microstrutture più studiate finora per le loro interessanti proprietà meccaniche. In una lega quale Ti-48Al-2Cr-2Nb, leggermente ricca in titanio rispetto alla composizione stechiometrica (vedi tabella 2.1), si presenta uno stato bifase  $\alpha_2 + \gamma$ , se prodotta per fusione. Tale struttura può essere alterata in fasi successive da processi termici e/o meccanici ai fini di ottenere particolari proprietà attraverso la costruzione di determinate microstrutture. In generale, le proprietà meccaniche di una lega  $\gamma$ TiAl dipendono dalla presenza o meno di struttura lamellare, dalla orientazione di queste lamelle rispetto alle direzioni di carico, dalla loro distribuzione e dalle dimensioni dei grani. La presenza di lamelle promuove alcune importanti proprietà meccaniche quali tenacità di frattura, resistenza a fatica e creep-resistance in temperatura rispetto alla fase omogenea gamma; tuttavia, un materiale completamente lamellare presenterebbe scarsa duttilità, perciò strutture duplex sono la più indicate per disporre di ottime proprietà meccaniche abbinate a duttilità e lavorabilità.

Al	Cr	Nb	Fe	O	N	C	Ti
[wt.%]							
34.1	2.4	4.8	0.03	0.06	0.004	0.005	58.7

Tabella 2.1. Composizione atomica percentuale (in peso) della lega in studio Ti-48Al-2Cr-2Nb.

### 2.3.3 Proprietà meccaniche

Come già accennato, per questo tipo di leghe si ha grande dipendenza delle caratteristiche meccaniche dalla microstruttura. Senza scendere nel merito, in figura 2.10 è mostrata la variabilità di  $R_{p02}$  e  $UTS$  per una stessa lega che ha subito trattamenti termici differenti, appartenente alla famiglia delle leghe TiAl.

Per quanto riguarda il comportamento in temperatura, nell'intorno di 600°C si ha la temperatura di transizione duttile-fragile per questa classe di materiali e quindi una diminuzione delle  $R_{p02}$  e  $UTS$  ed un aumento dell'allungamento a rottura. Il comportamento è qualitativamente descritto in figura 2.11.

Il comportamento all'ossidazione a temperatura ambiente è ottimo per queste leghe, ricche in Al, che tendono a formare una patina protettiva di  $Al_2O_3$ . Una delle maggiori sfide in questo campo riguarda il comportamento in ossidazione in temperatura, in quanto la tendenza a formare  $Al_2O_3$  è sopraffatta dalla formazione di  $TiO_2$  e si ha perciò degrado delle proprietà meccaniche. Una maniera per migliorare la resistenza all'ossidazione è aggiungere piccole percentuali di Cr nella classe di leghe  $\gamma$ TiAl, come si può evincere dal grafico ??.

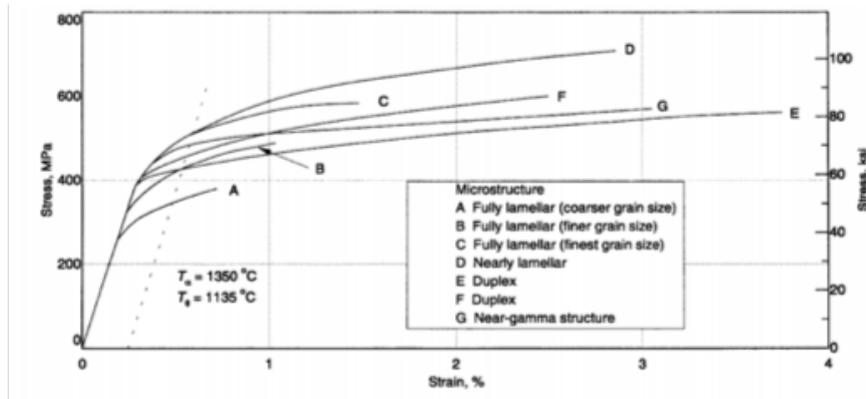


Figura 2.10. La figura mostra le curve di rottura per provini di Ti-48Al-2Cr-2Nb per differenti trattamenti termici: a seconda del trattamento termico, che va a modificare la microstruttura del provino, si ottiene una alta variabilità delle proprietà meccaniche a rottura statica (fonte [26]).

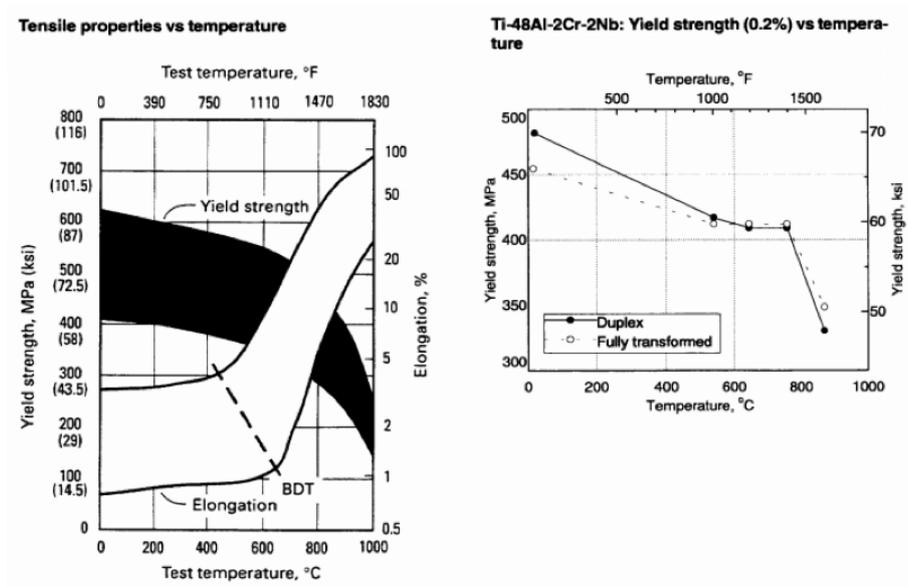


Figura 2.11. In figura si mostrano per il materiale in studio, prodotta con metodi tradizionali, le proprietà meccaniche al variare della temperatura (fonte [26]).

### 2.3.4 Processi produttivi

I processi produttivi ed i trattamenti successivi, come accennato, sono particolarmente importanti nel caso delle leghe  $\gamma$ TiAl in quanto possono andare a modificare la microstruttura e quindi le proprietà meccaniche in maniera molto sensibile [24][26][21][27]. Tipicamente, le parti in lega  $\gamma$ TiAl sono prodotte a partire da lingotti, con tecniche di metallurgia delle polveri (quale ad esempio le tecniche

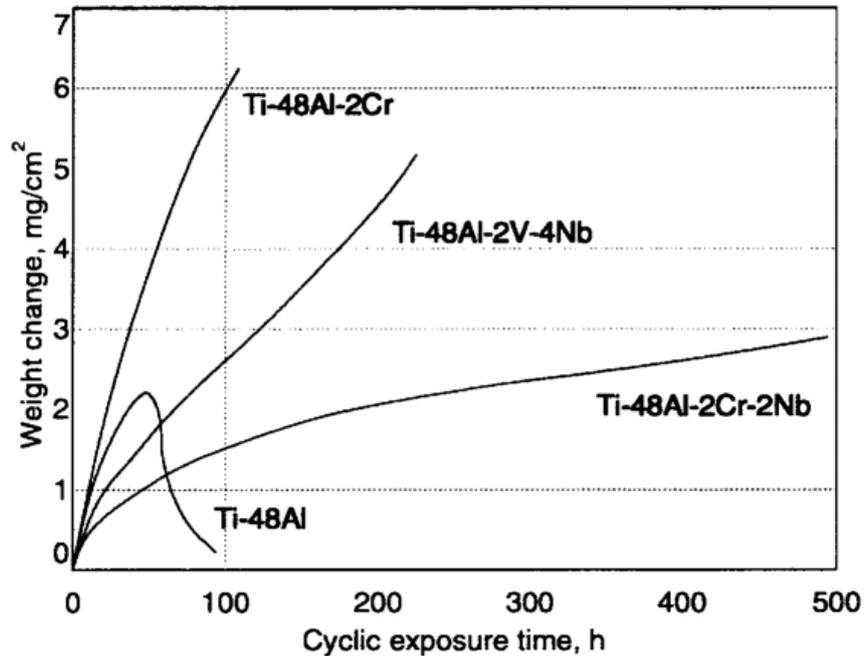


Figura 2.12. In figura è riportato il comportamento all'ossidazione di alcune leghe  $\gamma$ TiAl, mostrando la variazione di peso in relazione alla superficie ossidata nell'intervallo di tempo in ascissa (fonte [26], temperatura di esposizione  $T = 850^\circ\text{C}$ ). Tale variazione dipende ovviamente dalla reazione con elementi atmosferici (ossigeno principalmente).

descritte di EBM di fabbricazione additiva) o per processi di stampaggio (microfusione prevalentemente)[25]. I pezzi così ottenuti sono quindi sottoposti a pressatura isostatica a caldo (HIP, hot isostatic pressing), trattamento che ha il fine di omogeneizzare il materiale riducendone le porosità e precede eventuali lavorazioni a caldo qualora il pezzo fosse stato semifinito. Durante il processo produttivo, è necessario ottimizzare morfologia e dimensione del grano, ai fini di ottenere le desiderate proprietà meccaniche: tali parametri nelle leghe  $\gamma$ TiAl sono dipendenti fortemente dalla composizione chimica, dal trattamento termico (temperatura, tempo di ricottura e tempi di raffreddamento) e non è quindi possibile generalizzare.

### 2.3.5 Vantaggi e svantaggi

Riassumendo, le leghe intermetalliche presentano i seguenti vantaggi:

- bassa densità, dovuta all'alto contenuto di Al
- ottimo comportamento all'ossidazione
- alto punto di fusione, dovuto alla stabilità del reticolo

- ottime proprietà meccaniche: in particolare, sono proprio le alte proprietà meccaniche specifiche a suggerirne l'utilizzo negli organi rotanti in quanto la maggiore sollecitazione a cui sono sottoposte le palette di turbina è la forza centrifuga (proporzionale alla densità stessa della pala)

Tali pregi delle leghe intermetalliche sono però accompagnati da difetti che finora ne hanno impedito la diffusione nelle applicazioni, sebbene siano oggetto di studio da più di quaranta anni [23][24][26]:

- eccessiva fragilità del materiale a temperatura ambiente e temperature di transizione duttile fragile elevata (intorno ai 600°C per TiAl): ciò limita sia la dimensione di cricca massima accettabile (e quindi il ciclo di vita dei pezzi ed i costi relativi alla loro certificazione), sia la lavorabilità del materiale (che non può subire i tradizionali processi deformativi e di stampaggio)
- comportamento alla corrosione in temperatura (500°C-900°C) scarso in leghe senza Cr [24]
- alta sensitività delle leghe intermetalliche alla composizione chimica: essendo nei composti intermetallici presente un preciso reticolo, piccole variazioni nella composizione (che possono essere dovute a segregazioni o variazioni locali di concentrazione degli elementi leganti) provocano elevate variazioni delle proprietà meccaniche (esempio in figura 2.13); secondo [24] questo fatto costituisce una delle principali sfide nell'utilizzo di composti intermetallici
- scarse proprietà meccaniche minime ( $-3\sigma$ ): a causa di possibili variazioni della composizione chimica (come descritto sopra), inomogeneità nella microstruttura e variabilità spaziale dei composti interstiziali, è possibile che le proprietà meccaniche specifiche minime siano tali da perdere ogni vantaggio dovuto alla bassa densità del materiale [24]

Come descritto nel paragrafo successivo, alcuni di questi svantaggi possono essere largamente superati grazie alla fabbricazione additiva.

### 2.3.6 Ti-48Al-2Cr-2Nb in fabbricazione additiva

Ad oggi, Ti-48Al-2Cr-2Nb è scarsamente impiegato nei motori aeronautici poiché nelle precedenti decadi è stato studiato il materiale prodotto con metodi tradizionali (prevalentemente stampaggio-microfusione) [23]. Le leghe  $\gamma$ TiAl possono essere utilizzate solamente in alcune sezioni del motore, debitamente alla temperatura di esercizio, all'ambiente ossidativo ed alle proprietà meccaniche richieste. Tuttavia, a causa la loro alta sensibilità ai difetti (porosità, inclusioni, cricche o difetti superficiali causati dal maneggiamento), dovuta alla bassa tenacità di frattura, la

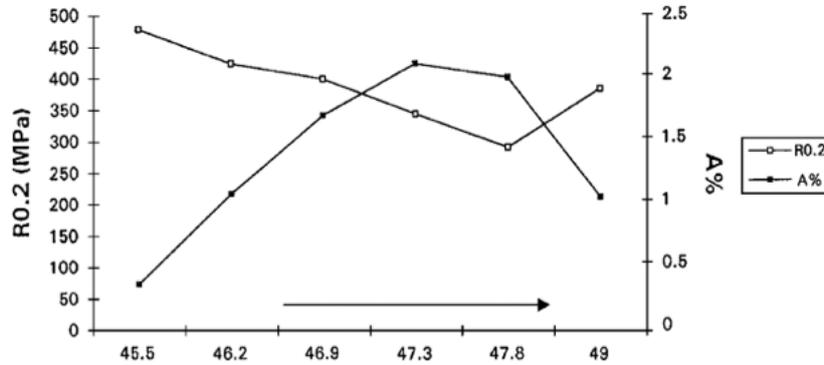


Figura 2.13. La figura mostra la grande influenza della composizione (in ascissa la percentuale atomica di Al) in una lega puramente TiAl, rispetto a  $R_{p0.2}$  e allungamento a rottura  $A\%$ . Si noti che per la nostra lega, che ha il 48%at di Al, si ha duttilità massima.

eccessiva variabilità delle proprietà meccaniche e lo sfavorevole bilancio di proprietà per alcune applicazioni (ad esempio scarsa resistenza all'usura, scarsa resistenza agli impatti)[24], ne hanno impedito l'impiego che farebbe risparmiare tra il 20% ed il 50% in peso nei componenti sostituiti. La fabbricazione additiva con la tecnica EBM può ovviare molti dei problemi di questa lega.

In primo luogo, il processo di fabbricazione additiva minimizza la segregazione degli elementi durante il processo di solidificazione, utilizzando una polvere metallica già legata con composizione fissa (dalla cui qualità è dipendente la qualità finale del pezzo). In [22] viene studiato con spettroscopia EDX la distribuzione dei vari leganti sia lungo la direzione di fabbricazione del pezzo, sia lungo le sezioni di questo mostrando omogeneità nella composizione chimica (figura 2.14).

Tuttavia, il processo di produzione attraverso EBM provoca una variazione nella composizione chimica della lega [21][22], a causa della sublimazione degli elementi più volatili (Al) durante la fase di fusione che avviene a basse pressioni (variazioni inferiori a 1.0wt% e 1.5wt% di Al sono state misurate rispettivamente in [21] e [22]). L'utilizzo di una atmosfera controllata permette di evitare inclusioni indesiderate di atomi (O, H, N) responsabili di deterioramento delle prestazioni meccaniche (vedi figura 2.15).

In secondo luogo, con fabbricazione EBM e adeguati successivi trattamenti (in particolare HIP) è possibile eliminare quasi completamente porosità e difetti interni al materiale, possibili responsabili di generazione di cricche in fatica [27]. In figura 2.16 è mostrato uno studio con tomografica a raggi-X sulle porosità interne prima e dopo HIP per Ti-48Al-2Cr-2Nb fabbricato con EBM [22].

Infine, con il processo di EBM, è possibile controllare la microstruttura del materiale (distribuzione e percentuali di fase  $\alpha$  e  $\gamma$ ) variando i parametri di fabbricazione

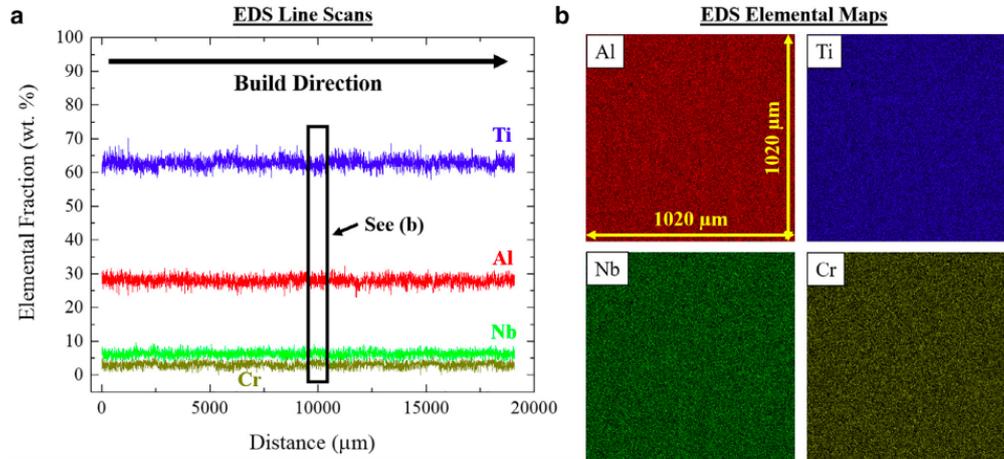


Figura 2.14. Sulla sinistra (a) è mostrato il risultato della spettroscopia EDX sulla composizione chimica del materiale lungo la direzione di fabbricazione. Sulla destra (b) è mostrata una mappa della densità spaziale dei vari elementi, in un piano trasversale a quello di fabbricazione. In entrambi i casi si denota omogeneità del risultato.

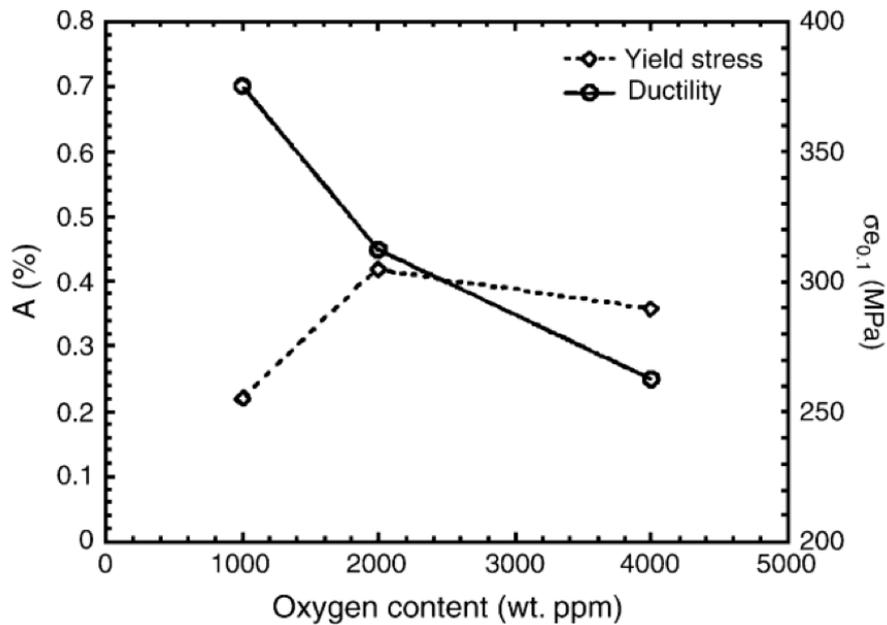


Figura 2.15. Deterioramento delle proprietà meccaniche all'aumentare delle inclusioni dovute ad atomi di ossigeno (fonte [24]). Per azoto ed idrogeno valgono comportamenti simili.

(spessore degli strati, dimensioni della polvere, temperatura di preriscaldamento,

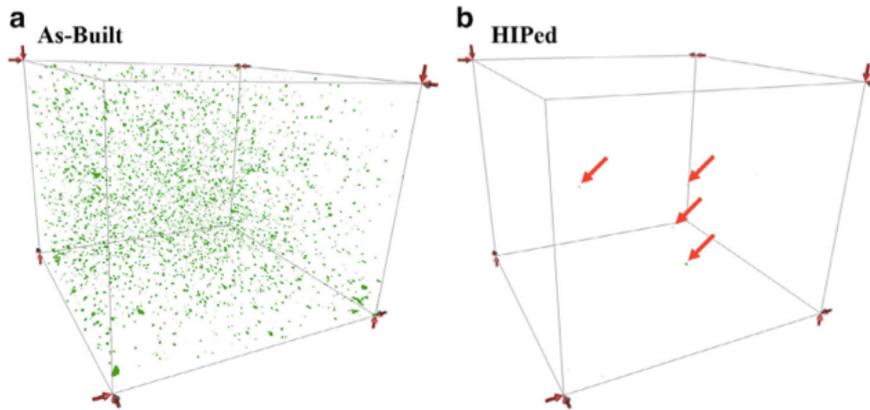


Figura 2.16. Distribuzione spaziale delle porosità presenti all'interno del materiale immediatamente dopo il processo di fabbricazione EBM (a) e successivamente ad HIP (b).

velocità di preriscaldamento, velocità di fusione, etc.) [27]. Inoltre, poichè la polvere metallica può essere preriscaldata a temperature piuttosto alte (fino a 1100°C), è possibile minimizzare le tensioni termiche residue e prevenire la formazione di cricche nel materiale.

Per quanto detto, il processo di fusione a fascio di elettroni ha il pregio di produrre materiali di alta qualità aventi composizioni controllate (a meno della perdita di Al in produzione che è comunque limitata), con microstrutture desiderate e ciò ha il pregio di ridurre notevolmente la variabilità ( $\sigma$ ) delle proprietà del materiale, uno dei maggiori ostacoli nell'impiego di queste leghe 2.10. Secondo Biamino et al., che hanno misurato la dispersione dei dati riguardanti le proprietà meccaniche statiche di Ti-48Al-2Cr-2Nb prodotto con EMB (vedi figura 2.17), tale valore è non solo inferiore alle convenzionali leghe  $\gamma$ TiAl, ma addirittura alle superleghe al Nichel convenzionali [21].

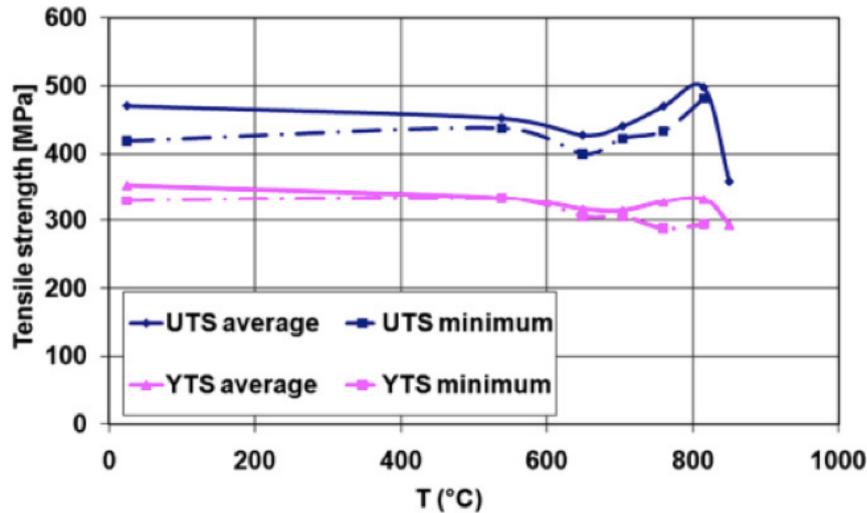


Figura 2.17. Il grafico compara  $UTS$  ed  $YTS$  ( $R_{p0.2}$ ) medi e minimi ottenuti durante le prove statiche; la variabilità tra provini è decisamente ridotta.

## 2.4 Fatica a basso numero di cicli

La fatica si configura come una delle possibili modalità di cedimento dei materiali ed è perciò un aspetto fondamentale da tenere in considerazione sia in fase di progetto che in fase di verifica per tutte le parti meccaniche soggette nella loro vita utile a carichi alternati o cicli di carico. Nella seguente sezione verrà brevemente presentato il fenomeno della fatica da un punto di vista microscopico e fenomenologico con particolare interesse per la cosiddetta fatica oligociclica.

### 2.4.1 Cosa è la fatica

L'ATSM (American Society for Testing and Materials International) definisce la fatica come “una progressiva, localizzata e permanente alterazione strutturale che si verifica in materiali soggetti a tensioni e deformazioni variabili che può produrre cricche o fratture dopo un sufficiente numero di fluttuazioni” [28]. La fatica si configura perciò come un fenomeno irreversibile e degenerativo associato a sollecitazioni cicliche si verifica nella microstruttura di un materiale, provocandone da macroscopiche variazioni di prestazioni fino al cedimento. L'importanza dello studio della fatica è quindi dettata dalla necessità di prevedere la vita utile di un componente meccanico strutturale: poiché il fenomeno è dipendente da molti fattori e piccole variazioni della microstruttura possono avere forte influenza sui risultati di sperimentazioni e prove, il progetto a fatica è da sempre caratterizzato da alti livelli di incertezza e perciò alti coefficienti di sicurezza. Il fenomeno della fatica può essere analizzato secondo diversi punti di vista, nel seguito illustrati.

## 2.4.2 Un fenomeno microscopico

Il punto di vista microscopico costituisce l'interpretazione fisica del fenomeno della fatica. È possibile dividere in 3 fasi distinte il processo di rottura per fatica:

### Nucleazione

Costituisce il processo di generazione di una cricca (figura 2.18) ed avviene a tensioni nominali notevolmente inferiori alla tensione di snervamento del materiale. Il processo è dipendente dalle caratteristiche cristallografiche del materiale ed avviene tipicamente a causa delle tensioni alternate ed allo spostamento delle dislocazioni nel materiale vengono a generarsi piani di scorrimento cristallini dati da coppie di inclusioni ed estrusioni. Se questi piani incontrano una superficie libera (o si generano in corrispondenza) il processo è favorito e lo scorrimento può risultare irreversibile con conseguente generazione della cricca all'interno del grano del materiale. Processi di nucleazione si possono verificare anche tra diversi grani (si parla di cricche intergranulari), per motivi associati alla geometria degli stessi. È evidente il fatto che per composti legati o eterogenei (nei quali sono presenti più fasi precipitate, segregazioni o inclusioni) la modifica della microstruttura può favorire la nucleazione di cricche e permettere nuovi meccanismi. Tipicamente difetti ed intagli, dove viene raggiunto il massimo dello stress locale, sono i siti più esposti alla nucleazione di cricche. Si noti che la nucleazione non è una fase necessaria affinché si verifichi cedimento per fatica poiché difetti e cricche possono essere naturalmente presenti nel materiale.

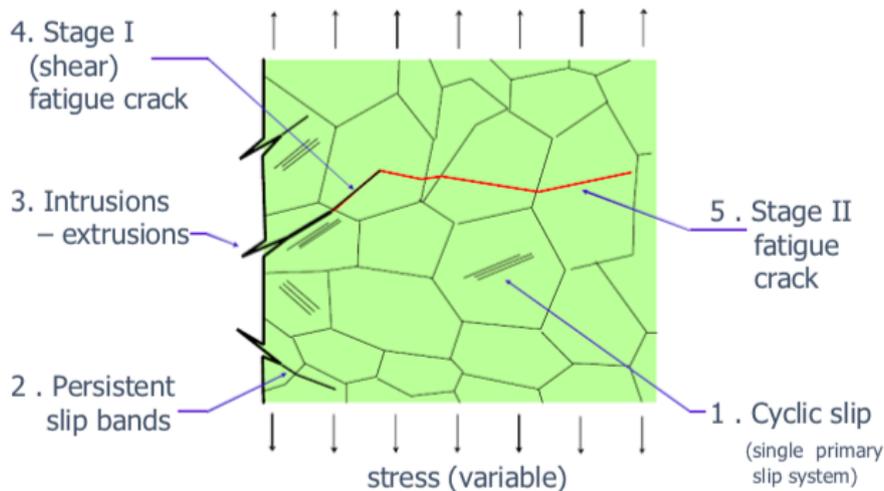


Figura 2.18. La figura mostra le varie fasi della nucleazione delle cricche di fatica.

## Propagazione

La propagazione (figura 2.19) consiste nell'accrescimento della cricca formatasi per nucleazione. Tale accrescimento può avvenire semplicemente a causa dei meccanismi che generano le cricche oppure per coalescenza di diverse cricche [29]. Quando la cricca è sufficientemente grande (rispetto alle dimensioni dei grani) è possibile studiarne la propagazione con la meccanica della frattura e prevedere perciò la vita utile del pezzo e la dimensione critica della stessa.

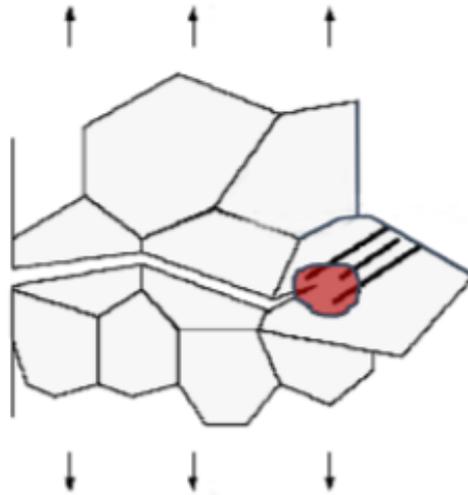


Figura 2.19. La propagazione delle cricche, intergranulare o intragranulare, avviene di solito ortogonalmente alla sollecitazione imposta.

## Frattura

Una volta raggiunta una lunghezza critica di cricca, dipendente dalla geometria e dal carico applicato, si ha instabilità e rottura 'statica' del pezzo, incapace di sopportare le sollecitazioni.

Come si può intuire, essendo il fenomeno della nucleazione prevalentemente superficiale, l'effetto delle condizioni ambientali può essere piuttosto marcato, e ambienti corrosivi possono alterare fortemente le proprietà a fatica dei materiali.

### 2.4.3 Il punto di vista fenomenologico

Dal punto di vista applicativo, considerazioni sulla microstruttura risultano poco pratiche nelle fasi di progetto e calcolo ed è certamente più interessante analizzare la fatica da un punto di vista fenomenologico. Essendo tipicamente un fenomeno non deterministico, sono stati classificati diversi tipi di fatica legati al cedimento del materiale, a seconda delle cause e delle modalità:

- Fatica ad alto numero di cicli HCF – fatica in controllo di sforzo  $N > 10^4$
- Fatica a basso numero di cicli LCF - fatica in controllo di deformazione  $N > 10^5$

La differenza principale tra le due risiede nella distanza del punto di lavoro dalla tensione di snervamento del materiale e quindi da una serie di fenomeni che vanno ad influenzare la vita a fatica (plasticizzazione, tensioni residue, incrudimento del materiale ...)

- Fatica termica
- Fatica superficiale
- Fatica da impatto
- Fatica da corrosione
- Fretting fatigue

Storicamente la fatica ad alto numero di cicli è stata la prima ad essere studiata. Per un materiale sottoposto a tensione alternata monoassiale  $\sigma_a$  e tensione media  $\sigma_m = 0$  nulla è possibile costruire il cosiddetto diagramma di Wöhler (figura 2.20), riportante, per un certo livello di probabilità di sopravvivenza del pezzo, la tensione alternata in funzione del numero di cicli sopportati.

Tipicamente le prove per lo studio della HCF sono eseguite in campo elastico e non interessano eventuali fenomeni di plasticizzazione del materiale. Per tale ragione, per semplicità concettuale lo svolgimento avviene in controllo di tensione e le proprietà sono riportate in funzione delle  $\sigma$ . In questo lavoro l'interesse ricade in particolare sulla fatica a basso numero di cicli (LCF) per la quale le tensioni raggiunte sono tipicamente tali da superare il limite di proporzionalità del materiale  $R_{p02}$  e produrre deformazioni permanenti ciclo dopo ciclo. In questo caso l'approccio basato sugli sforzi non è sufficiente a descrivere il fenomeno ed è necessario utilizzare la deformazione quale variabile indipendente.

#### 2.4.4 Risposta ciclica alla plasticizzazione

In primo luogo, nel campo della LCF a causa della presenza di zone plasticizzate, sarà necessario conoscere la risposta ciclica del materiale alla sollecitazione, ossia la curva di isteresi  $\sigma - \epsilon$  di risposta del materiale, piuttosto che la sola curva monotona. Tale approccio è necessario poiché per ogni ciclo la componente di energia dissipata all'interno del materiale non è trascurabile e questo cambia di conseguenza la sua risposta ad una sollecitazione esterna rendendo il comportamento dipendente dalle sollecitazioni subite dal materiale.

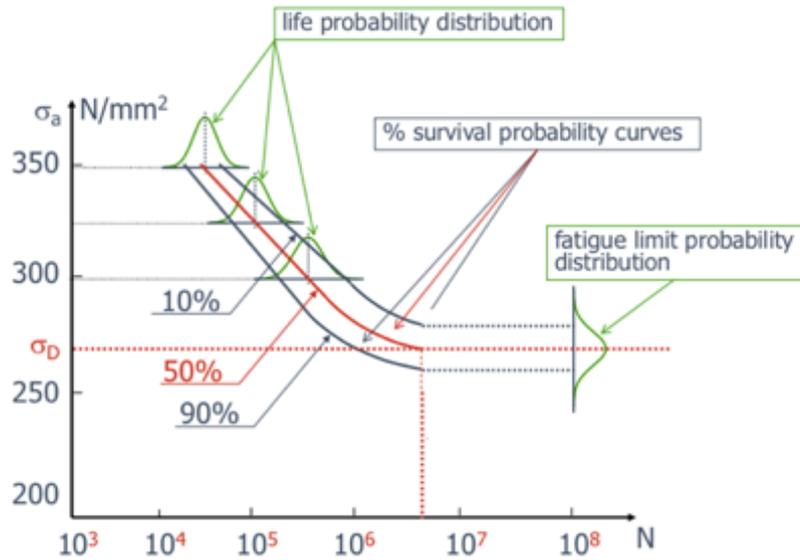


Figura 2.20. Curve  $\sigma - N$  tipicamente utilizzate per descrivere il comportamento a fatica. Si riporta, ad un fissato livello di probabilità di sopravvivenza del pezzo e per una data tensione media  $\sigma_m$ , la tensione alternata  $\sigma_a$  che il materiale è capace di sopportare per il numero di cicli  $N$ .

Tipicamente i materiali variano la propria risposta durante i primi cicli di plasticizzazione nei quali si ha maggior movimento delle dislocazioni all'interno del materiale. A causa di ciò, a sollecitazioni controllate in deformazione varia la risposta in tensione del materiale stesso e si possono avere due comportamenti differenti (vedi figura 2.21):

- incrudimento (hardening), per cui la medesima deformazione diventa sempre più onerosa ad ogni ciclo
- addolcimento (softening), per cui la medesima deformazione diventa sempre meno difficoltosa ad ogni ciclo

In ogni caso, la risposta ciclica tende a stabilizzarsi dopo un elevato numero di cicli ed il ciclo risultante, detto ciclo di isteresi, è utilizzato per descrivere la risposta ciclica stabilizzata del materiale.

### 2.4.5 Un approccio alla LCF

La risposta ciclica ottenuta (figura 2.22) è impiegata nello studio della fatica a basso numero di cicli, nel quale le prove vengono condotte solitamente in controllo di deformazione totale, riportando i dati sottoforma di una curva  $\Delta\epsilon = f(N)$ .

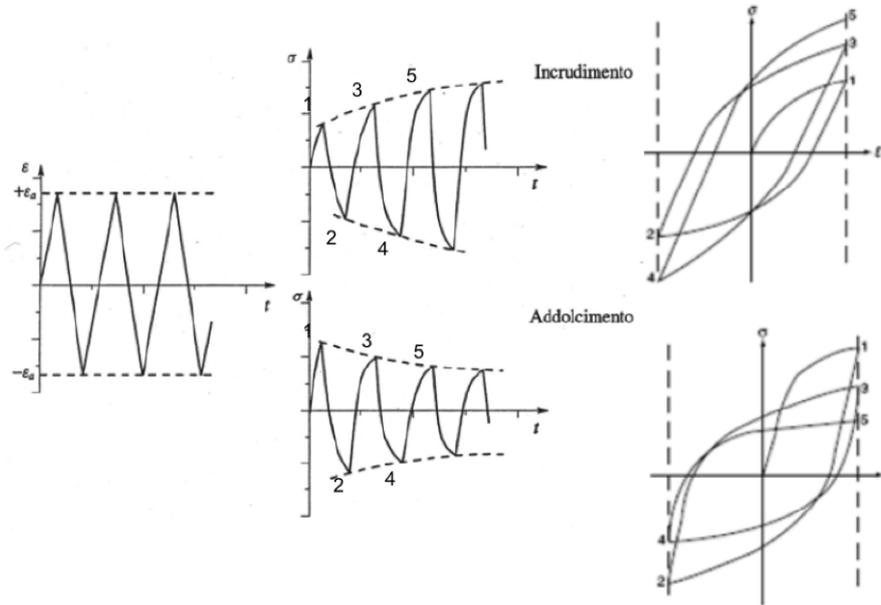


Figura 2.21. Uno stesso materiale può esibire incrudimento o addolcimento a seconda delle condizioni di lavorazione (temperatura di lavorazione, trattamenti termici ricevuti, ..).

In un diagramma doppio logaritmico  $N - \Delta\epsilon$  i dati sperimentali tendono a disporsi lungo due rette (figura 2.23), mostrando indipendenza tra i termini di deformazione plastica ed i termini di deformazione elastica.

Suddividendo la deformazione totale come somma delle due componenti:

$$\Delta\epsilon = \Delta\epsilon_e + \Delta\epsilon_p$$

è possibile scrivere le seguenti relazioni per la vita a fatica  $N$ :

relazione di Basquin:

$$\frac{\Delta\epsilon_e}{2} = \frac{\Delta\sigma_a}{E} = \sigma'_f (2N)^b$$

relazione di Coffin-Manson:

$$\frac{\Delta\epsilon_p}{2} = \epsilon'_f (2N)^c$$

con:

- $b, c$  esponenti di fatica (tipicamente  $-0.15 < b < 0.06$ ,  $-0.7 < c < 0.5$ )
- $\sigma'_f$  coefficiente di resistenza a fatica (tipicamente  $0.8UTS < \sigma'_f < 1.7UTS$ )
- $\epsilon'_f$  coefficiente di duttilità a fatica (tipicamente  $0.35\epsilon_{UTS} < \epsilon'_f < \epsilon_{UTS}$ )

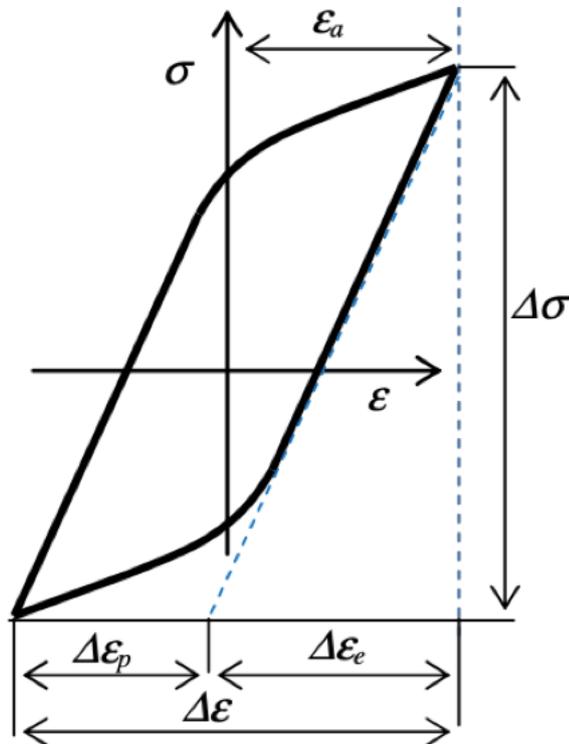


Figura 2.22. Ciclo di isteresi stabilizzato (misurato solitamente a metà della vita del pezzo): la deformazione  $\Delta\epsilon$  è scomponibile nelle sue parti elastica  $\Delta\epsilon_e$  e plastica  $\Delta\epsilon_p$ .

Unendo tali relazioni è possibile ottenere la curva di Coffin-Manson (fig. 2.23) del materiale:

$$\epsilon_a = \frac{\sigma'_f}{E}(2N)^b + \epsilon'_f(2N)^c \quad (2.1)$$

Tale approccio è in un certo senso comprensivo dell'approccio basato sulle tensioni tradizionalmente utilizzato per la HCF poichè per  $N$  molto grande e il termine di Coffin-Manson è trascurabile (e 2.1 si riduce alla nota relazione di Basquin per HCF, essendo  $c < b$ ).

#### 2.4.6 Effetti che influenzano la vita a fatica

La vita a fatica può essere prevista, per un certo livello di probabilità di sopravvivenza, con l'equazione 2.1 per un caso puramente monoassiale, a tensione (e deformazione) media nulla ed in assenza di intagli. In realtà, le parti meccaniche differiscono in forma, lavorazione e condizioni di carico da un tipico provino di laboratorio, e

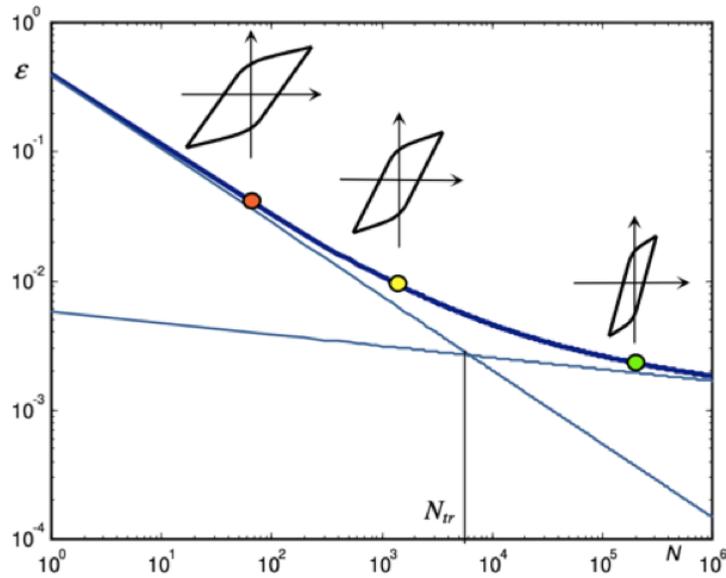


Figura 2.23. Diagramma deformazione-cicli  $\epsilon - N$  in assi doppiologaritmici. È possibile interpretare la curva di fatica in questo diagramma come l'involuppo di due rette rappresentanti il comportamento della parte elastica e plastica rispettivamente.

tutti questi fattori sono stati oggetto di test specifici ai fini di comprendere la loro influenza sulla vita a fatica. Nei seguenti sottoparagrafi sono elencati i principali fattori che possono influenzare la vita a fatica e le modalità per le quali ciò avviene.

### Effetti di intaglio

Si definisce intaglio una qualsiasi variazione di geometria di una parte meccanica. La presenza di intagli può influenzare fortemente la vita a fatica di un materiale in quanto è possibile che porzioni più o meno ridotte di materiale vadano a sperimentare tensioni e deformazioni locali superiori a quelle imposte al pezzo, per via di un inadeguato disegno della geometria. Si definisce tensione nominale:

$$\sigma_{nom} = \frac{1}{A} \int \sigma dA$$

In corrispondenza di un intaglio, debitamente alla variazione di geometria, la tensione massima supera la tensione nominale (esempio in figura 2.24)

La tensione massima  $\sigma_{max}$  può superare di diverse volte la tensione nominale ed il calcolo degli effetti di fatica non può non considerare questi aspetti. Si definisce fattore di concentrazione delle tensioni  $K_t = \frac{\sigma_{max}}{\sigma_{nom}}$

Poiché tipicamente la determinazione dei  $K_t$  corrispondenti ad un intaglio non è banale, ed è possibile solamente in alcuni casi semplici con l'utilizzo di tabelle e/o

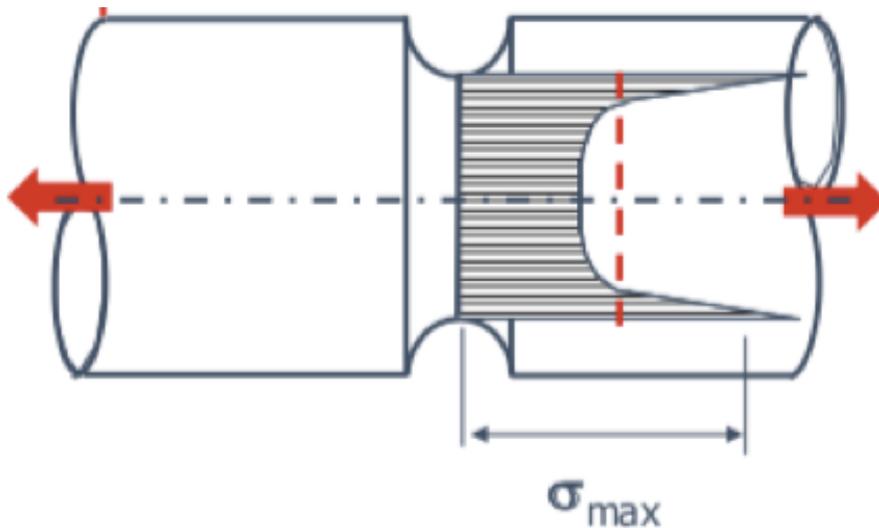


Figura 2.24. Pezzo con intaglio. Si riporta l'andamento delle tensioni assiali  $\sigma$ .

grafici, il problema è spesso affrontato con il calcolo numerico agli elementi finiti. Quanto detto finora è valido per un caso statico. Per quanto riguarda il comportamento a fatica degli intagli, è necessario introdurre un fattore  $K_f$  (solitamente  $K_f < K_t$ ) ai fini di correggere le tensioni nominali alternate applicate. Tale fattore è legato alla geometria, in maniera del tutto analoga al  $K_t$ , ma dipende anche dal tipo di carico e dal materiale. L'interpretazione fisica di ciò, osservata nei dati sperimentali, è stata data da Neuber con la teoria del gradiente, che ipotizza che il fenomeno della fatica avvenga su un volumetto di dimensioni piccole ma finite (dell'ordine del grano del materiale) e gli effetti di fatica siano correlati alla tensione media su questo volumetto. Ingegneristicamente, questo effetto può essere riassunto in un fattore  $q$  di sensibilità all'intaglio, tipico del materiale, definito come:

$$q = \frac{K_f - 1}{K_t - 1}, \quad 0 < q < 1$$

### Tensione/deformazione media non nulla

Sebbene nell'equazione 2.1 compaia solamente la componente alternata di deformazione, anche deformazioni (o tensioni) medie non nulle hanno influenza sulla vita a fatica dei materiali. Per la fatica ad alto numero di cicli l'effetto di una tensione media non nulla (e quindi cicli di carico scarico asimmetrici) è ben documentata e diverse curve sono state proposte ai fini di valuta il limite di fatica  $\sigma_D$  in funzione di  $\sigma_{D-1}$  (ovvero il limite di fatica per  $\sigma_m = 0$ ) e parametri del materiale ( $R_{p02}$ ). La relazione più semplice ed utilizzata, per il suo ottimo adattamento ai dati sperimentali

è la retta di Goodman:

$$\frac{\sigma_D}{\sigma_{D-1}} + \frac{\sigma_m}{R_m} = 1$$

Per quanto riguarda la fatica a basso numero di cicli, poiché tipicamente il processo avviene in controllo di deformazione ha senso parlare di deformazione media. Imponendo deformazione media non nulla, per effetto delle deformazioni plastiche in LCF si verifica una ‘caduta’ della tensione media nel pezzo, tanto più rapida quanto più è rilevante la componente plastica  $\epsilon_p$  sul totale della deformazione  $\epsilon_{tot}$ . Per tale ragione tipicamente è possibile trascurare le deformazioni medie in LCF (figura 2.25).

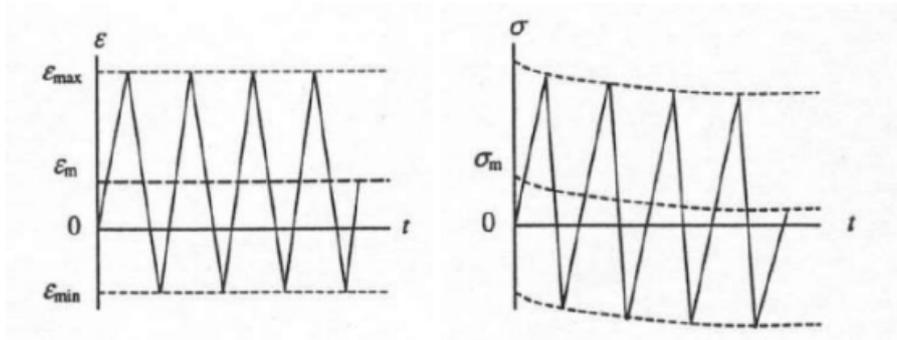


Figura 2.25. Comportamento ciclico del materiale in presenza di deformazione media nulla: la risultante tensione media non nulla tenderà ad attenuarsi a causa delle deformazioni plastiche.

### Finitura superficiale, lavorazioni e tensioni residue

Essendo il fenomeno della fatica legato microscopicamente alla porzione superficiale di materiale, appare chiaro come la finitura superficiale possa giocare un ruolo determinante nella generazione di una cricca di fatica. Sperimentalmente, è appurato che la finitura superficiale può influenzare il limite di fatica del materiale, provocandone una diminuzione all'aumentare della rugosità. Perciò, differenti lavorazioni possono influire sul limite di fatica (attraverso azione sui meccanismi di generazione della cricca) ed in maniera del tutto analoga hanno influenza eventuali rivestimenti del materiale e trattamenti superficiali. Si noti è possibile migliorare le prestazioni a fatica con alcuni trattamenti superficiali (ad esempio con pallinatura), inducendo tensioni residue desiderate nel materiale.

### Effetti della temperatura

Poiché l'interesse di questa tesi è la determinazione delle caratteristiche in temperatura a fatica di Ti-48Al-2Cr-2Nb, è opportuno parlare degli effetti della temperatura

sul comportamento a fatica dei materiali. Tali effetti non sono da confondersi con la fatica termica, ovvero la fatica associata al susseguirsi di cicli termici per un materiale, a cui si associano deformazioni e tensioni dovute a variazioni di temperatura e vincoli imposti. Solitamente, all'aumentare della temperatura variano le proprietà del materiale a causa del favorito scorrimento dei bordi di grano e dei piani cristallini a livello microstrutturale; si registra generalmente una diminuzione del modulo di Young  $E$ , di  $R_{p0.2}$  ed  $UTS$  e del limite di fatica. Al contrario, tendono ad aumentare duttilità e tenacità del materiale. Tali effetti agiscono anche sul comportamento a fatica e possono avere importanti influenze sulle proprietà a fatica del materiale. Nel considerare gli effetti della temperatura, non è da trascurare il fenomeno del 'creep' (scorrimento viscoso), e le interazioni con il comportamento a fatica del materiale.

Il creep è un fenomeno che avviene quando un materiale è soggetto ad uno sforzo di trazione costante ad alta temperatura (ASTM E139-70): ciò che si verifica è un allungamento continuo del materiale, fino a rottura, dovuto a fenomeni di scorrimento delle dislocazioni (figura 2.26).

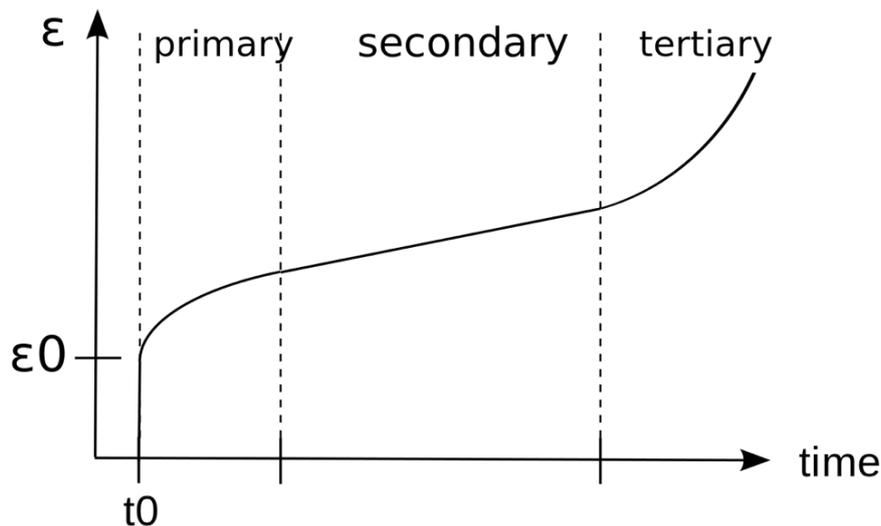


Figura 2.26. Tipicamente le prove di creep misurano la deformazione  $\epsilon$  globale in funzione del tempo  $t$ , a data tensione applicata  $\sigma$  e temperatura  $T$ . Si distinguono 3 differenti zone: una zona primaria, dove il materiale presenta incrudimento dovutamente alle deformazioni e la velocità di creep  $\frac{d\epsilon}{dt}$  va diminuendo, una zona secondaria dove si ha rateo di creep minimo ma costante, dovuto ad un equilibrio tra fenomeni di incrudimento e ricristallizzazione ed una zona terziaria dove a causa della eccessiva riduzione di area resistente si ha un accelerarsi della deformazione e quindi rottura per strizione.

Tale fenomeno diventa possibile per temperature superiori alla temperatura di scorrimento (tipicamente  $T_s > 0.4T_{fus}$ ) e non è perciò trascurabile nello studio di LCF ad alta temperatura. Generalmente, i test di creep richiedono un carico assiale

costante, non presente in prove di fatica. In ogni caso, è provato che l'applicazione di carichi ciclici in temperatura coinvolga sia il comportamento a fatica di un materiale che il suo comportamento a creep. I fenomeni di interazione creep-fatica sono stati studiati variando in controllo di deformazione in temperatura, variando i parametri della prova di fatica (principalmente frequenza e durata della stessa), evidenziando come basse frequenze di test favoriscano l'insorgere di fenomeni di creep, ed all'aumentare del tempo della prova i fenomeni di creep abbiano un ruolo sempre più rilevante nel modo rottura del provino [31].

In [30] è stato analizzato l'effetto dell'alta temperatura sul comportamento LCF per Ti-48Al-2Cr-2Nb, ed in particolare sono stati analizzati sia gli aspetti microstrutturali che fenomenologici. Innanzitutto, si è notato un differente comportamento a sforzi ciclici di plasticizzazione: a temperatura ambiente si è riscontrato un continuo indurimento fino a rottura mentre per  $T=750^{\circ}\text{C}$  si è ottenuta una rapida stabilizzazione; tale comportamento è stato spiegato nelle diverse modalità microscopiche di deformazione a RT (room temperature) e  $T=750^{\circ}\text{C}$ . In secondo luogo, si è notato che sia a RT che  $750^{\circ}\text{C}$ , il tipo di nucleazione di cricca superficiale osservata non è stata influenzata dalla temperatura (propagazione intralamellare e translamellare).

In [33] sono riportati i dati di creep riguardanti Ti-48Al-2Cr-2Nb ed in particolare i dati riguardanti la tensione di rottura per 100h a differenti temperature per il materiale avente differenti microstrutture (prodotto per microfusione) (figura 2.27).

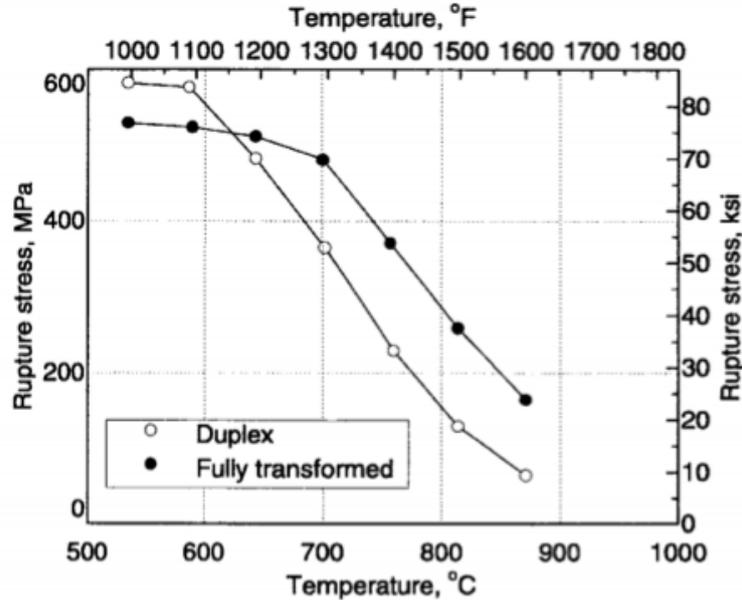


Figura 2.27. Diagramma di rottura per Ti-48Al-2Cr-2Nb (100h). Appare chiaro che per temperature inferiori ai  $700^{\circ}\text{C}$  il fenomeno ha ancora una bassa influenza sulla vita del materiale.

### 2.4.7 Modelli energetici per LCF

Un approccio alternativo ai modelli classici di previsione classici illustrati nei precedenti paragrafi (in particolare il modello di Coffin Manson), è rappresentato dai modelli energetici per la previsione della vita a fatica residua di un materiale. In generale un criterio di fatica  $\phi$  può essere espresso come una funzione generica dello stato tensionale del materiale  $\phi = \phi(\epsilon, \epsilon_p, \sigma, \Omega)$  [36] nella maniera che segue:

$$\phi(\epsilon, \epsilon_p, \sigma, \Omega) N^\beta = C$$

dove  $N$  è la vita a fatica e  $\beta$ ,  $C$  sono costanti tipiche del materiale (nel caso del modello di Coffin-Manson si ha ad esempio  $\phi \equiv \Delta\epsilon_p$ ). Poichè fisicamente il fenomeno della fatica è associato dal punto di vista microscopico alla formazione di microdifetti, al movimento delle dislocazioni ed a tutti i fenomeni che concorrono alla nucleazione della cricca di fatica, appare naturale pensare ad un criterio energetico al fine di quantificare la presenza di questi microdifetti. Sulla base delle considerazioni di Skelton [37] sul comportamento in campo plastico dei materiali, riguardanti i fenomeni di incrudimento o addolcimento (ed eventuali comportamenti di ratcheting e shakedown approfonditi in sezione 4.1), diversi autori ([38], , [39]) hanno approfondito ed indagato un modello predittivo per LCF basato esclusivamente sull'energia dissipata all'interno del materiale durante il ciclo di isteresi. Scrivendo l'equilibrio di energia locale per un materiale di ha infatti ([39]):

$$\frac{dU}{dt} + \frac{dK}{dt} = \frac{dW}{dt} + \frac{dQ}{dt}$$

con  $U$  energia interna,  $K$  energia cinetica,  $W$  lavoro meccanico e  $Q$  calore prodotto. Poichè  $K$  è trascurabile e  $Q$  può essere anch'essa trascurata in condizioni isoterme (poichè il calore dissipato meccanicamente è trasmesso all'ambiente), si può vedere come l'energia interna accumulata sia solo funzione del lavoro meccanico  $\frac{dU}{dt} = \frac{dW}{dt}$ . Per tale ragione è stato proposto quale criterio per la LCF:

$$\phi(\mathbf{x}) = \int \sigma(\mathbf{x}) : \dot{\epsilon}(\mathbf{x}) dt$$

quantità che corrisponde all'area racchiusa dal ciclo di isteresi, l'energia meccanica dissipata all'interno del materiale. In particolare, il criterio diventa

$$\left[ \max_{\mathbf{x}} \phi(\mathbf{x}) \right] N^\beta = C \quad (2.2)$$

se si considera che il campo di tensioni e deformazioni non è uniforme all'interno del materiale. I valori di  $\beta$ ,  $C$  devono essere determinati sperimentalmente e la loro dipendenza, oltre che dal materiale (composizione e microstruttura), dalla temperatura  $T$  a cui sono condotte le prove di fatica, e dal rapporto di tensioni  $R = \frac{\sigma_{max}}{\sigma_{min}}$

è dibattuta in letteratura e sembra dipendente dai materiali analizzati (si vedano [38], [40] e le referenze lì citate). Nel caso di leghe di TiAl, [40] riporta l'applicazione di modelli energetici per il materiale in studio Ti-48Al-2Cr-2Nb prodotto sia per fusione che con tecniche di metallurgia delle polveri, per diverse temperature  $T = 25^\circ\text{C}$ ,  $750^\circ\text{C}$  e stress ratio  $R = -1, 0$ . I risultati principali riguardano la capacità di predizione dei modelli energetici per Ti-48Al-2Cr-2Nb: tipicamente la presenza di difetti interni rende inadatta l'adozione del modello di Coffin-Manson, e l'applicazione del modello energetico descritto sembra aver riscontrato ottimi risultati per la predizione della vita a fatica in test monoassiali, sebbene i parametri del modello siano molto variabili con le condizioni di test. In figura 2.28 è riportato per  $R = -1, 0$  in un diagramma doppio logaritmico l'energia dissipata funzione del numero di cicli alla rottura.

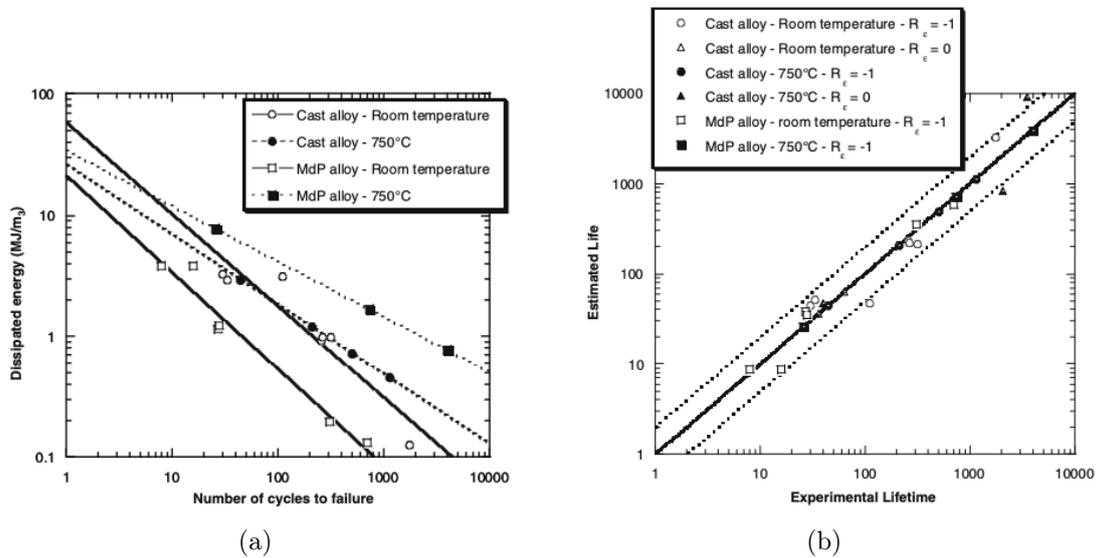


Figura 2.28. (a) Per diverse microstrutture e temperature  $T$  si riporta l'energia dissipata in funzione dei cicli alla rottura.

(b) Si riporta la vita stimata del materiale (con un modello energetico analogo a 2.2) in funzione dei dati sperimentali.

## 2.5 Normativa sulle prove di fatica

Nei successivi paragrafi verranno descritti i principi essenziali riportati dalla normativa ISO 12106:2017, ASTM E606/E606M ed ISO 12107 riguardanti rispettivamente le prove di fatica in controllo di deformazione assiale e l'analisi statistica dei dati ottenuti da tali prove.

### 2.5.1 Linee guida sulla prova di fatica

#### Macchina di prova

Secondo la normativa, la macchina utilizzata per lo svolgimento delle prove di fatica deve essere capace di misurare sforzi e deformazioni applicando una determinata forma d'onda durante la prova di fatica. Se la prova, come nel nostro caso, avviene in temperatura, deve essere assicurato un uniforme riscaldamento del provino e la temperatura deve essere misurata da almeno un sensore indipendente da quello utilizzato per il controllo della stessa (tipicamente si utilizzano termocoppie che non devono però favorire la nucleazione della cricca nel punto di contatto o saldatura). Nel nostro caso il sistema di controllo della temperatura, per esigenze di laboratorio, è eseguito con un pirometro precedentemente tarato con l'utilizzo di termocoppie inserito nel materiale; la procedura è descritta nel capitolo successivo. Infine, ultimo importante requisito riguardante la macchina è la capacità di correggere eventuali disallineamenti (2.29) tra le ganasce della macchina, che potrebbero provocare sforzi di flessione accoppiati a quelli assiali.

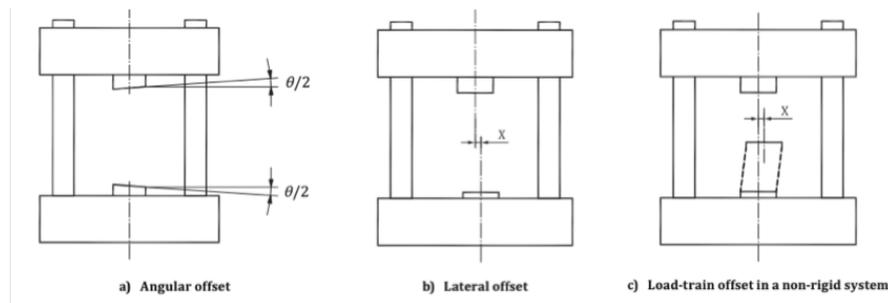


Figura 2.29. Nelle figure (a,b,c) si mostrano i disallineamenti geometrici possibili nelle macchine di prova a fatica.

Nel nostro caso l'utilizzo di giunti sferici permette di scongiurare tale eventualità.

#### Provino

Il provino ha lo scopo di rappresentare una porzione del materiale in studio e perciò la sua forma non deve influenzare i risultati dei test eseguiti. Per tali ragioni, in caso di trattamenti termici, questi devono essere eseguiti sul materiale prima di

fabbricare il provino. Per la geometria, la normativa ISO 12106 individua i seguenti requisiti:

- presenza di una porzione centrale cilindrica
- rischio di buckling in compressione minimo
- disegno tale per cui nella zona di valutazione si abbiano tensioni e deformazioni costanti (si cerca di minimizzare l'effetto di intaglio)
- possibilità di misura delle deformazioni con un estensimetro

Infine, la normativa ISO 12106 pone particolare attenzione sugli effetti associati alle condizioni superficiali, dove è noto avere luogo il meccanismo di nucleazione della cricca. In particolare, si fa attenzione alla rugosità superficiale (consigliata  $< 0.2\mu m$ ) e alla presenza di tensioni residue, descrivendo una procedura di fabbricazione del provino (rettifica e lucidatura) affinché gli effetti della lavorazione siano minimizzati.

La normativa ASTM E606/E606M propone oltre ad una forma con porzione centrale cilindrica di misura una forma a 'clessidra' ai fini di massimizzare il raggio di curvatura del cambio di geometria e diminuire gli effetti di intaglio sullo stato tensionale (figura 2.30). Inoltre, varie alternative vengono lasciate per quanto riguarda la forma e la natura dei collegamenti del provino alla macchina di prova (vedi in figura), mentre la normativa ISO 12106 sconsiglia, per questioni di disallineamenti, l'utilizzo di collegamenti filettati.

### Procedura sperimentale

Per quanto riguarda la procedura e le condizioni di sperimentazione, i test devono ovviamente essere condotti nelle condizioni ambientali più stabili e riproducibili possibili (umidità e temperatura uniforme, assenza di vibrazioni, assenza di agenti chimici estranei, etc). Durante il montaggio devono essere verificate le condizioni di allineamento precedentemente descritte e deve essere assicurata l'assenza di eventuali tensioni di montaggio all'inizio della prova, ovvero nelle condizioni di temperatura desiderate. La macchina deve essere in grado di applicare le deformazioni-forze imposte con una precisione relativa del  $\pm 1\%$  ed in generale si impone un ciclo di deformazione di determinata forma, ad onda triangolare o sinusoidale (quest'ultimo è sconsigliato alle alte temperature poiché risulta in velocità di deformazione variabili) di cui è possibile definire frequenza (la normativa consiglia

La prova si considera conclusa secondo dei criteri precedentemente imposti, che possono essere i seguenti:

- Rottura del provino
- Variazione % rilevante dei picchi di tensione

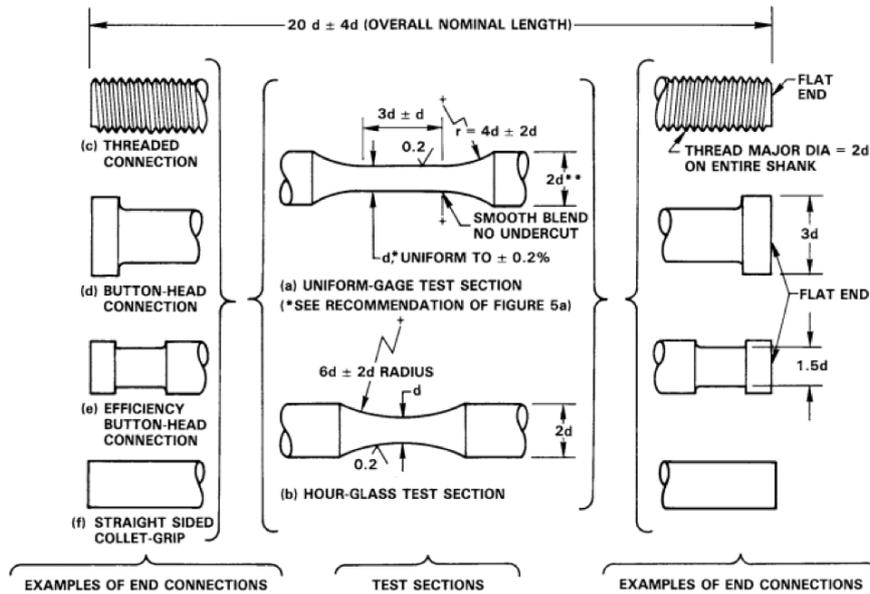


Figura 2.30. Suggerimenti della normativa ASTM E606/E606M sulle dimensioni tipiche dei provini. In caso di materiali poco duttile, come nel nostro caso, un diametro di collegamento  $> 2d$  è suggerito.

- Variazione rilevante del modulo di elasticità in trazione  $E_T$  rispetto a quello in compressione  $E_C$  (vedi figura 2.31); tipicamente  $\frac{E_T}{E_C} = 0,9$  è utilizzato per determinare rottura a fatica

Al fine di avere una popolazione di provini rilevante, un minimo di otto provini sono richiesti al fine di determinare una curva  $\epsilon - N$  di fatica.

## 2.5.2 Linee guida sull'analisi dei dati (ISO 12107)

La normativa di riferimento ISO 12107 fornisce alcune indicazioni sull'analisi dei dati sulla vita a fatica dei materiali. In particolare, si definiscono separatamente:

1. il calcolo della vita a fatica  $N$  ad un determinato livello di sforzo/deformazione  $\sigma/\epsilon$
2. il calcolo della resistenza a fatica  $\sigma/\epsilon$  per un determinato numero di cicli  $N$

Si noti che la normativa prevede l'assunzione di determinate distribuzioni statistiche per spiegare la variabilità naturalmente osservata anche quando i test sono condotti al fine di minimizzare la dispersione dei dati<sup>1</sup>; per tale motivo è necessario

<sup>1</sup>naturalmente presente a causa di variazioni della composizione chimica, trattamenti termici, condizioni di sperimentazione e meccanismi di nucleazione della cricca

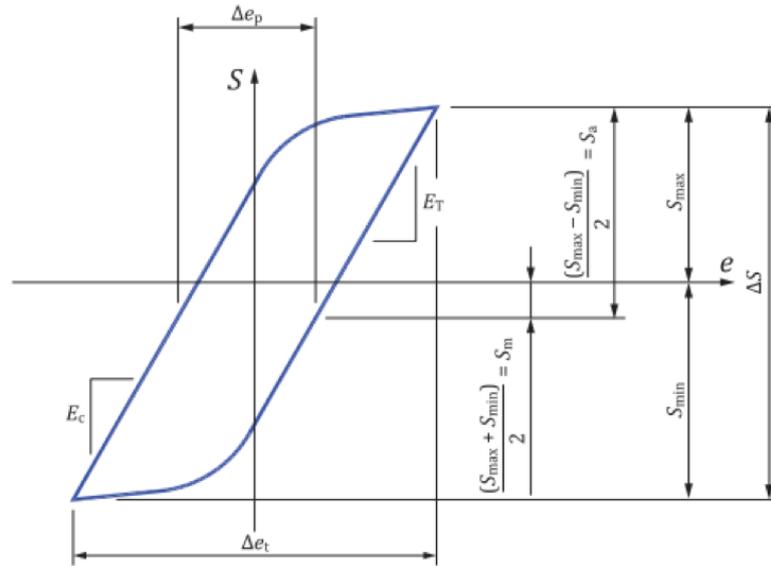


Figura 2.31. Ciclo di isteresi  $\sigma - \epsilon$ : è possibile che i due moduli di elasticità  $E_C$  ed  $E_T$  siano distinti in caso di danneggiamento del materiale.

che i meccanismi di cedimento del provino per fatica siano simili per ogni prova affinché si possa imputare il risultato sperimentale allo stesso meccanismo fisico e la variabilità dei dati sia concettualmente spiegata da una medesima distribuzione.

### Distribuzioni statistiche

Come accennato, il fenomeno della fatica non è un fenomeno deterministico in senso classico, almeno dal punto di vista fenomenologico, e perciò bisogna accettare una naturale variabilità dei dati ottenuti dalle prove.

Per semplicità, al fine di considerare tutti i fattori concorrenti alla variabilità della vita a fatica ad un dato livello di tensione e alla tensione per una data vita a fatica, la normativa considera l'evento di rottura a fatica come variabile aleatoria di probabilità  $P(x)$  o  $P(y)$ , di distribuzione log-normale e normale rispettivamente per la vita a fatica e per la tensione (vedi figura 2.32):

$$P(x) = \frac{1}{\sigma_x \sqrt{2\pi}} \int_{-\infty}^x \exp \left[ -\frac{1}{2} \left( \frac{x - \mu_x}{\sigma_x} \right)^2 \right] dx$$

$$P(y) = \frac{1}{\sigma_y \sqrt{2\pi}} \int_{-\infty}^y \exp \left[ -\frac{1}{2} \left( \frac{y - \mu_y}{\sigma_y} \right)^2 \right] dy$$

dove la variabile  $x = \log N$  rappresenta la vita a fatica  $N$ , ed  $y$  lo sforzo del materiale, in termini di  $\sigma$  o  $\epsilon$  (i valori  $\sigma_{x,y}$ ,  $\mu_{x,y}$  sono i parametri delle distribuzioni).

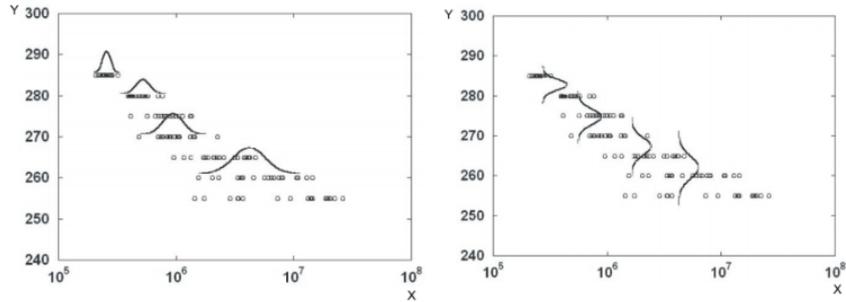


Figura 2.32. Distribuzione statistica dei risultati delle prove di fatica in diagrammi  $\sigma - \log N$ : sia per  $\sigma$  che per  $\log N$  è possibile supporre distribuzione normale dei dati.

### Vita a fatica ad uno stress dato

Per determinare la vita a fatica ad un dato livello di tensione o deformazione (d'ora in poi in generale si parlerà di 'stress') è sufficiente eseguire per quel livello di stress prove di fatica ed ottenere perciò coppie di dati  $(N, \sigma) = (x, y)$ .

Banalmente, date le coppie di dati  $(x, y)$  è possibile ottenere i parametri della distribuzione utilizzando le relazioni note:

$$\mu = \frac{\sum_{i=1}^N x_i}{n}$$

$$\sigma = \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^N (x_i - \mu)^2}{n - 1}}$$

Da normativa si consigliano almeno 7 test indipendenti ai fini di determinare una singola vita a fatica al dato livello di stress, chi e possono arrivare a 28 per scopi di affidabilità. La normativa prevede anche l'utilizzo di distribuzioni di probabilità differenti quando adeguatamente giustificata (ad esempio Weibull) sebbene sia abbastanza verificata la distribuzione normale dei dati sperimentali.

### Resistenza a vita a fatica data

Per determinare la resistenza (livello di tensione/deformazione) per una vita  $N_0$  data si fa uso del metodo 'staircase'; tale metodo permette di determinare sia il livello medio di tensione che la deviazione standard associata ad esso con elevata affidabilità e precisione, ma ha lo svantaggio di non poter eseguire più prove in parallelo e dover utilizzare un numero elevato di provini (almeno 15 per determinare l'errore sulla media e almeno 30 per scopi di affidabilità, secondo la normativa).

Scelta una tensione iniziale  $\sigma_{k=0}$  di riferimento ed un valore di gradino  $d$  (tipicamente  $d = 5\% \sigma_{k=0}$  in assenza di altre informazioni), i test sono condotti per un

provino alla volta per un dato numero di cicli  $N_0$  ad un livello di tensione variabile secondo l'esito dell'ultimo test effettuato (ovvero per il test successivo  $k+1$ -esimo il livello di tensione sarà  $\sigma_{k+1} = \sigma_k \mp d$  rispettivamente se si ha avuto cedimento o no del provino).

In tale maniera, si ottiene un grafico come 2.33 nel quale sono riportati per le varie prove i livelli di tensione adottati e il relativo esito. Numerando come in figura in ordine crescente i livelli di tensione  $\sigma_{i=0} < \sigma_{i=1} < \dots < \sigma_{i=L}$  è possibile valutare alcuni parametri statistici dai quali si possono ricavare informazioni sul valore medio  $\mu$  e la deviazione standard  $\sigma$  avendo supposto una distribuzione normale.

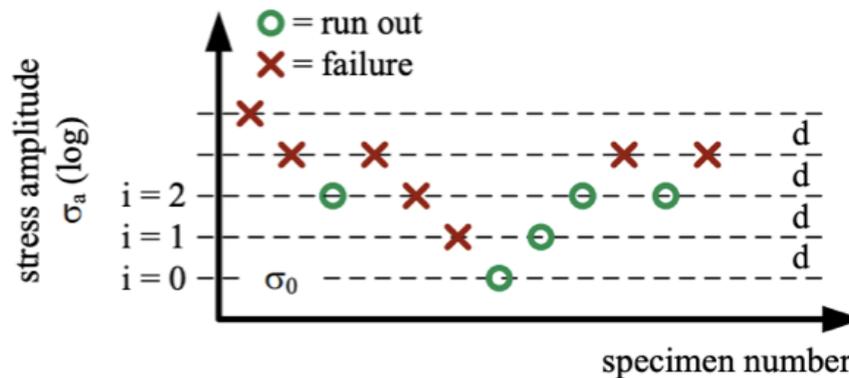


Figura 2.33. Diagramma ricavabile dalla procedura staircase. Le croci rappresentano la rottura del provino mentre i cerchi la sopravvivenza (runout): le prove sono riportate in ordine cronologico sicché ciascuna è eseguita a livello di tensione differente dalla precedente del gradino  $d$  scelto.

Detto  $f_i$  il numero di volte che l'evento in oggetto (sopravvivenza o rottura del provino) è accaduto al livello di stress  $\sigma_i$ , il metodo staircase fornisce una regola pratica per il calcolo dei parametri della distribuzione:

$$\mu_y = \sigma_{i=0} + d \left( \frac{A}{C} \pm \frac{1}{2} \right) \quad (2.3)$$

$$\sigma_y = 1.62d (D + 0.029)$$

$$A = \sum_{i=0}^L i f_i$$

$$B = \sum_{i=0}^L i^2 f_i$$

$$C = \sum_{i=0}^L f_i$$

$$D = \frac{BC - A^2}{C^2}$$

dove  $A$ ,  $B$ ,  $C$ ,  $D$  sono coefficienti numerici dipendenti dal numero degli esiti  $f_i$  delle prove al valore di sforzo  $i$ -esimo  $\sigma_i$ <sup>2</sup>.

### Determinazione delle curve di fatica $\sigma/\epsilon - N$

La normativa indica anche una procedura per disegnare curve di fatica vita a fatica-sforzo (tensione o deformazione), per un determinato livello di probabilità di rottura  $\alpha$ . Tipicamente, i dati in un diagramma  $\sigma - N$  si presentano in forma lineare o curvilineare (vedi figure 2.5.2), e più raramente assumono forme più complicate, che possono essere comunque descritte con l'equazione di Bastenaire  $N = \frac{A}{S-E} \exp \left[ - \left( \frac{S-E}{B} \right)^C \right]$ , con  $S$  che può essere alternativamente tensione  $\sigma$  o deformazione  $\epsilon$ .

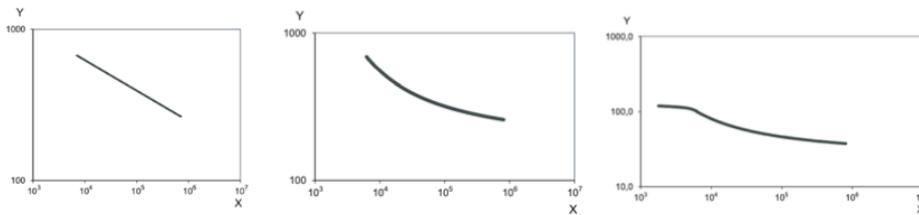


Figura 2.34. In figura sono mostrati gli aspetti solitamente assunti dai dati di fatica su un diagramma logaritmico  $\sigma/\epsilon - N$

Ad ogni modo, nella maggior parte dei casi risulta adeguato un modello lineare o al primo ordine per i quali l'analisi dei dati e la determinazione dei parametri può essere effettuata con il metodo dei minimi quadrati, essendo i modelli funzioni lineari dei parametri  $b_i$  degli stessi. I modelli interpolativi più utilizzati sono:

- modello lineare

$$\log_{10} N = b_0 + b_1 \log_{10} S$$

- modello curvilineare

$$\log_{10} N = b_0 + b_1 \log_{10} S + b_2 \log_{10}^2 S$$

<sup>2</sup>in equazione 2.3 si utilizza il segno positivo o negativo a seconda che l'evento considerato sia la sopravvivenza o la rottura del provino rispettivamente

Per il metodo dei minimi quadrati la determinazione dei coefficienti del modello  $\mathbf{b} = \{b_i\}$ , dato l'insieme di dati  $\{X_i, Y_i\}$  da interpolare secondo il generico modello scelto  $Y = \sum b_k \phi_k(X)$ , consiste nella minimizzazione del funzionale quadratico seguente:

$$\min_{\mathbf{b} \in \mathbb{R}^p} \sum_{i=1}^n \left( \sum_{k=1}^m b_k \phi_k(X_i) - Y_i \right)^2 = \|\mathbf{A}\mathbf{b} - \mathbf{Y}\|_2^2$$

con  $A_{ij} = \phi_j(X_i)$ .

Tale funzionale è minimizzabile cercando il gradiente del funzionale quadratico convesso corrispondente:

$$\nabla \|\mathbf{A}\mathbf{b} - \mathbf{Y}\|_2^2 = A^T \mathbf{A}\mathbf{b} - A^T \mathbf{Y} = 0 \Rightarrow \mathbf{b} = (A^T A)^{-1} A^T \mathbf{Y}$$

Ai fini di valutare la bontà del modello è interessante definire i seguenti parametri:

- devianza totale  $SST = \sum_{i=1}^N (Y_i - \bar{Y})^2$ , dove  $\bar{Y}$  è semplicemente il valore medio,  $\hat{Y}_i$  è definito come  $\hat{Y}_i = \sum b_k \phi_k(X_i)$  (ovvero il valore fornito dal modello per il corrispondente  $X_i$ )
- devianza spiegata  $SSE = \sum_{i=1}^N (\hat{Y}_i - \bar{Y})^2$
- devianza residua  $SSR = \sum_{i=1}^N (Y_i - \hat{Y}_i)^2$

Un importante parametro per misurare se la variabilità dei dati è spiegata o meno nel modello è il coefficiente  $R^2 = \frac{SSE}{SST}$ : rappresenta il rapporto tra la varianza spiegata dal modello e la varianza totale e tanto più si avvicina ad  $R = 1$ , quanto più il modello è accurato.

Affinché il modello sia buono si devono analizzare le distribuzioni dei residui  $E_i = Y_i - \hat{Y}_i$  che devono risultare indipendenti, normalmente distribuiti e con varianza costante.

In generale, è possibile pensare di cambiare modello ed è vero che modelli più sofisticati portano a coefficienti  $R^2$  più prossimi all'unità; tuttavia, lo scopo è sempre quello di individuare il più semplice modello capace di catturare la naturale variabilità dei dati e la normativa suggerisce l'uso di modelli non-lineari solamente se la riduzione di varianza residua lo giustifica. Tipicamente, questo tipo di valutazione è fatto con il cosiddetto test lineare generale, che stabilisce per un dato livello di confidenza  $\alpha$  se l'aumento del numero di parametri del modello  $p$  (ossia la dimensione di  $\mathbf{b}$ ) sia giustificato a migliorare l'interpolazione:

$$F^* = \frac{SSE_1 - SSE_2}{SSE_1} \frac{p_2}{p_1 - p_2}$$

dove  $SSE_1$  ed  $SSE_2$  sono le varianze spiegate dai modelli e  $p_1$  e  $p_2$  sono il numero di gradi di libertà dei due modelli. Se  $F^* > F_{\alpha, p_1, p_2}$ , allora il modello 2 sta migliorando l'interpolazione significativamente.

# Capitolo 3

## Definizione apparato sperimentale

### 3.1 Progettazione forma provini

In questo capitolo si fa riferimento al lavoro svolto per progettare e fabbricare il provino della forma più adeguata al fine di svolgere il test di fatica. Non essendo possibile rispettare strettamente le forme consigliate dalla normativa ISO 12106 a causa dei vincoli imposti dalla disponibilità del materiale, si sono valutate differenti forme e quindi, in base ad una analisi agli elementi finiti svolta con il software ANSYS Mechanical APDL si è scelta la forma più adeguata in maniera da attenersi ai suggerimenti forniti dalla normativa, ovvero cercando di minimizzare quanto più possibile il fattore di concentrazione degli sforzi (effetto di intaglio).

#### 3.1.1 Vincoli di progetto

Il vincolo principale nella scelta della forma del provino è consistito nella disponibilità stessa del materiale in analisi. I provini infatti sono stati ricavati a partire da altri provini costituiti ovviamente dal medesimo materiale ed utilizzati in precedenza per sperimentazioni differenti (vedi [5]). In tale studio si era interessati a studiare per il materiale Ti-48Al-2Cr-2Nb già estensivamente presentato, il comportamento a fatica di contatto (fretting fatigue), tipico problema della sede attacco pala a dovetail per organi rotanti di turbomacchine. Il provino di partenza, da cui si è ricavato il provino utilizzato nel presente studio è mostrato in figura 3.1.

Mentre l'estremità superiore è stata oggetto di sperimentazione e danneggiata, andando a mimare le condizioni di contatto disco-pala nella turbomacchina, il gambo cilindrico filettato era inserito nell'afferraggio della macchina di prova e si può certamente supporre non danneggiato dal processo. I provini sono stati perciò ricavati utilizzando quella porzione di materiale, ovvero partendo da un pezzo cilindrico filettato M20x2.5 avente lunghezza di 60mm.

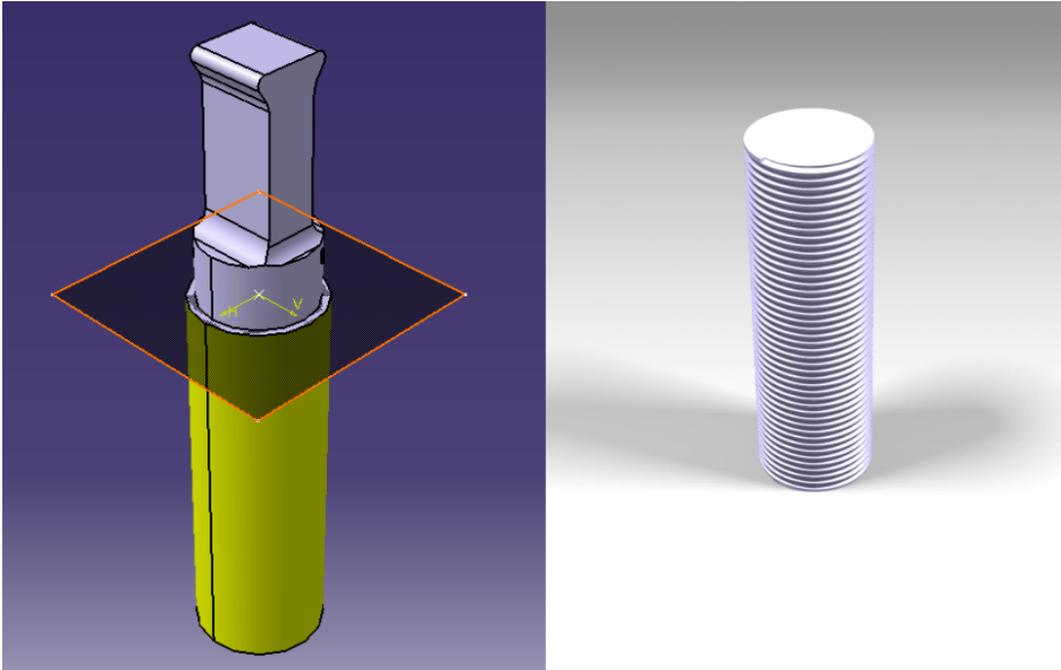


Figura 3.1. Dal provino di partenza (a sinistra) si è ricavato il cilindro filettato (a destra) dal quale si sono ricavati i provini per questa tesi. È mostrato il piano di taglio; il giallo indica superficie filettata.

### 3.1.2 Forme valutate

Disponendo di un tratto cilindrico filettato M20x60mm e dovendoci ricavare dei provini, si è confrontata la disponibilità di con gli ingombri tipici di altri provini utilizzati in letteratura per prove di LCF e suggeriti dalla normativa ([41] [41] [45]): in ogni caso il cilindro a disposizione risultava troppo corto rendendo necessaria l'adozione di una forma precisa validata da una analisi FEM.

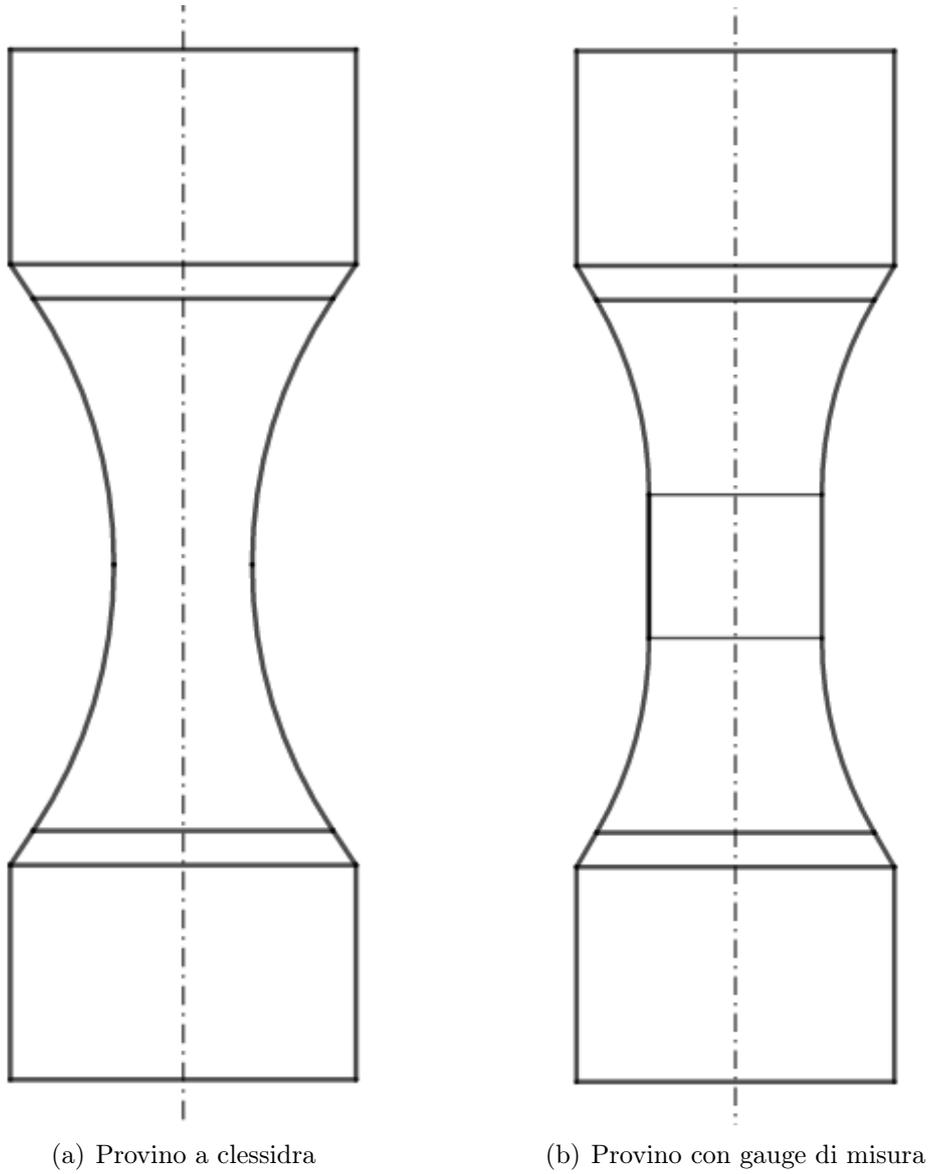
Come suggerito in [43] (si veda in particolare 2.30), sono state considerate due forme per il provino (figura 3.2):

- profilo a clessidra
- profilo con porzione cilindrica

In entrambi i casi, prima di procedere all'analisi FEM è stato necessario calcolare i parametri geometrici dei profili in base ai vincoli ed al modello di provino scelto. La forma scelta generale è riportata in figura 3.3 (il provino a clessidra ha  $l_{retta} = 0$ ):

I vincoli sono i seguenti:

$$\begin{cases} D = 20 \\ l_{tot} = 60 \end{cases}$$



(a) Provino a clessidra

(b) Provino con gauge di misura

Figura 3.2. Forme valutate

Le relazioni tra i parametri sono, avendo imposto quale unico spigolo il punto finale del tratto filettato:

$$\frac{D}{2} = \frac{d}{2} + s \tan(\theta) + r(1 - \cos(\theta)) \quad (3.1)$$

$$2r \sin(\theta) + 2s = l_{disp} - l_{retta} \quad (3.2)$$

$$l_{tot} = l_{disp} - 2l_{fil}$$

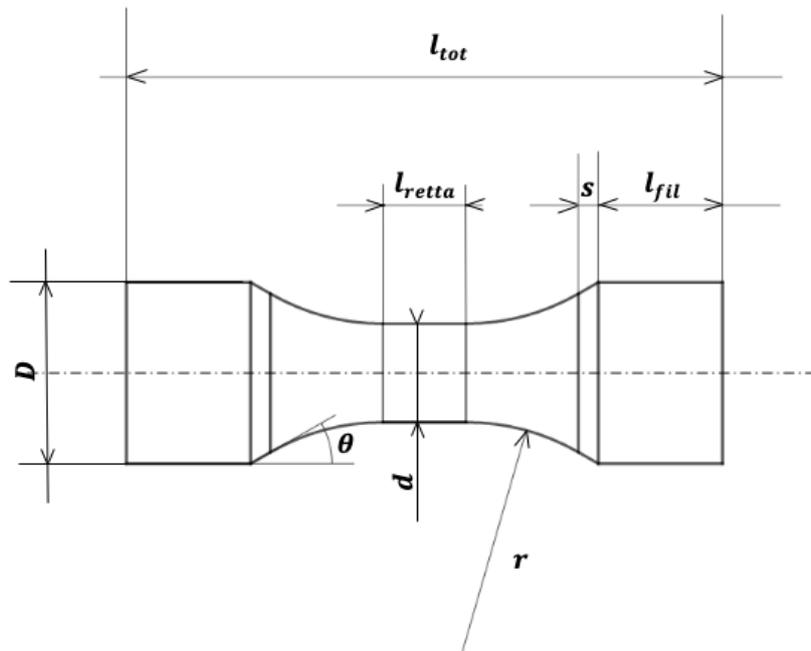


Figura 3.3. Forma generica valutata per i provini in progetto: sono mostrati tutti i parametri, liberi e non, da scegliere.

Tali equazioni presentano diversi parametri liberi ( $s$ ,  $l_{fil}$ ,  $r$ ,  $\theta$ ,  $d_{int}$ ,  $l_{retta}$ ) ed è perciò necessario imporne alcuni prima di risolvere le equazioni ed ottenere alcune forme analizzabili con FEM. Per quanto riguarda  $l_{fil}$ , la lunghezza del gambo di vite che è rimasta filettata ed andrà quindi inserita in macchina al fine di fissare il provino, si è arbitrariamente imposto  $l_{fil} = 12.5mm = 52.5mm$ , corrispondente a 5 filetti per la filettatura M20 passo grosso. In tale maniera, come approfondito in sezione 3.1.5, si è assicurata un adeguato fissaggio al provino. Si è arbitrariamente imposto  $s = 2$  ai fini di prevedere una zona di raccordo piana tra il gambo della vite e la parte di raccordo con il diametro interno  $d$ .

Per calcolare le forme ‘a clessidra’ si è imposto  $l_{retta} = 0$  e così facendo è stato possibile scegliere un ulteriore solo parametro libero in base al quale calcolare i restanti con le equazioni 3.13.2; si è scelto il  $d$  in quanto parametro fondamentale della sezione resistente per l’area di misura del provino. In tabella 3.1 ed 3.2 sono mostrati i risultati ottenuti.

Le forme così ottenute sono state studiate con analisi FEM ai fini di determinare quale corrispondesse di più all’esigenza di minimizzare l’effetto di intaglio.

$\theta$	$d$		
	$d = 6mm$	$d = 8mm$	$d = 10mm$
$\theta = 30^\circ$	#1: $r = ..$ $l_{retta} < 0$	#2: $r = ..$ $l_{retta} < 0$	#3: $r = 28.7017$ $l_{retta} = 2.2983$
$\theta = 37.5^\circ$	#4: $r = ..$ $l_{retta} < 0$	#5: $r = 21.6086$ $l_{retta} = 4.6910$	#6: $r = 16.7694$ $l_{retta} = 10.5828$
$\theta = 45^\circ$	#7: $r = 17.0711$ $l_{retta} = 6.8579$	#8: $r = 13.6569$ $l_{retta} = 11.6863$	#9: $r = 10.2426$ $l_{retta} = 16.5147$

Tabella 3.1. Valori di  $r$ ,  $l_{retta}$  per vari provini ricavati al variare di  $d$ ,  $\theta$  per forma con porzione cilindrica.

	$\theta$	$r$
<b>A:</b> $d = 6mm$	38.4822°	24.9087
<b>B:</b> $d = 8mm$	33.5569°	28.0408
<b>C:</b> $d = 10mm$	28.3815°	32.6082

Tabella 3.2. Valori di  $r$ ,  $\theta$  ricavati per la forma a clessidra al variare di  $d$ .

### 3.1.3 Analisi agli elementi finiti

L'analisi FEM del campo di tensioni dei provini è stata svolta con ANSYS Mechanical APDL con i codici in appendice [A](#).

#### Materiale

Il modello di materiale utilizzato in questa analisi è stato del tutto arbitrario, essendo in questa fase interessati al solo calcolo dello stato tensionale in un provino del tutto generico: si è scelto un modello isotropo perfettamente elastico ai fini di ottenere un'analisi lineare per il campo di tensioni.

#### Elementi e discretizzazione

L'analisi agli elementi finiti si è svolta sfruttando la simmetria assiale del provino, e perciò effettuando una simulazione bidimensionale assialsimmetrica per lo stesso. Gli elementi utilizzati sono elementi finiti triangolari aventi 6 nodi e capaci di catturare il comportamento assialsimmetrico del provino (vedi figura [3.4](#)).

Tali elementi sono stati scelti triangolari ai fini di poter catturare con la discretizzazione anche gli sforzi di taglio nei termini delle tensioni principale (una discretizzazione con elementi quadrangolari porta ad una griglia di nodi quasi cartesiana con conseguente perdita in termini delle tensioni principali degli sforzi di taglio che si voglio analizzare). In figura [3.5](#) è mostrato a titolo esemplificativo una

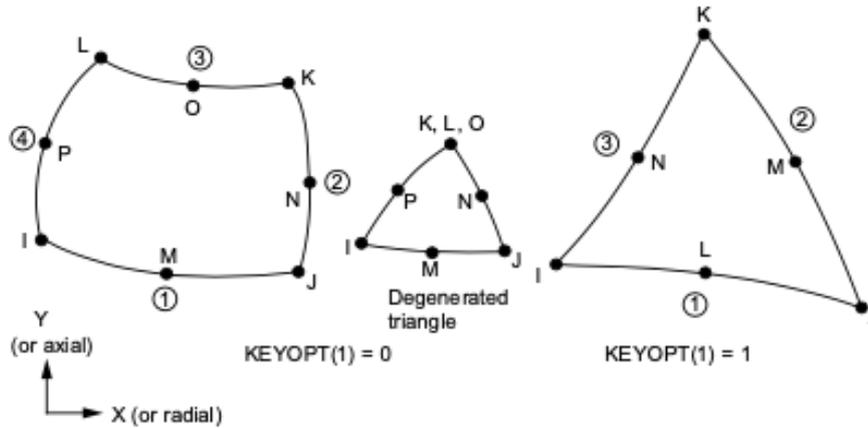


Figura 3.4. Elemento finito utilizzato PLANE183. Può quadrangolare (triangolare se degenera) ed ha 8 o 6 nodi.

discretizzazione per una delle geometrie analizzate (in ogni analisi si sono utilizzati elementi di dimensione simile).

### Vincoli e carichi

Per quanto riguarda i vincoli, è stato imposto in corrispondenza del piano di simmetria mediano del provino un vincolo di simmetria, ed i carichi sono stati applicati in corrispondenza della superficie filettata (figura 3.5). La scelta di utilizzare un vincolo di simmetria per gli spostamenti nella sezione centrale ha permesso di dimezzare l'area da analizzare, con conseguente guadagno computazionale, mentre l'imposizione di uno spostamento in corrispondenza della superficie filettata semplicemente simula l'effetto di carico sulla vite.

### Risultati

Sono state analizzate tutte le forme e sono stati ottenuti risultati sia per quanto riguarda la distribuzione delle tensioni nei provini sia per quanto riguarda il coefficiente di intaglio. Svolte le simulazioni elastiche per i provini #3, #5, #6, #7, #8, #9, A, B e C si sono importati in MATLAB i risultati al fine di poter confrontare i vari campi di tensione ottenuti. Definito il sistema di riferimento  $Ory$ , con origine in  $O$  centro del provino  $y$  è l'asse del provino ed  $r$  il suo asse radiale 3.6.

Un primo confronto svolto tra i vari provini riguarda la distribuzione delle tensioni assiali  $\sigma_y$  al centro del provino, ovvero lungo la linea  $(r, y = 0)$ . I risultati comparati sono riportati in figura 3.7: dal grafico si nota il miglior comportamento dei provini con lunghezza di gauge rispetto a quelli a clessidra. In tabella 3.3 sotto

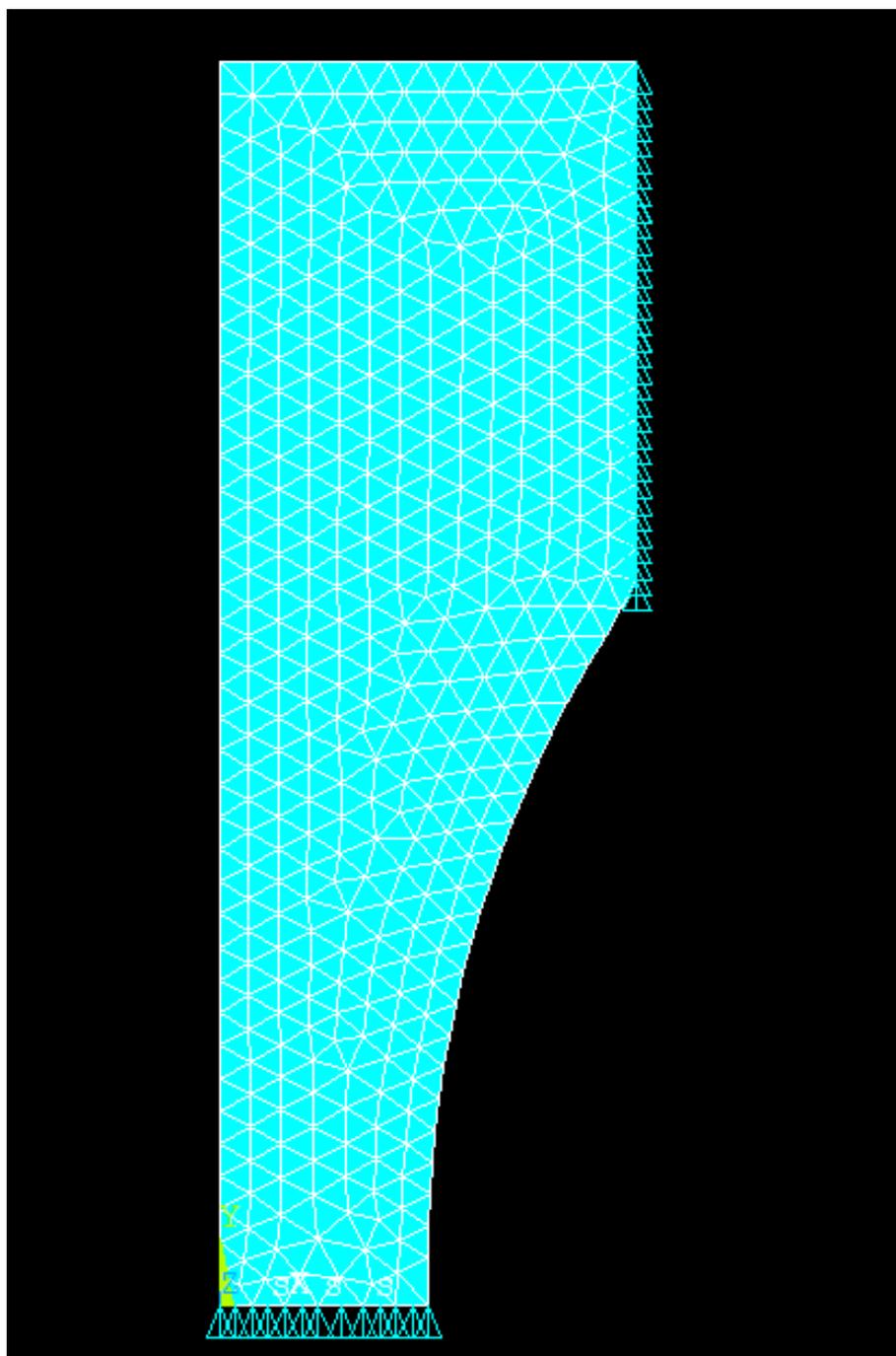


Figura 3.5. La figura riporta la discretizzazione ed i vincoli imposti per calcolare le soluzioni: si è imposto un vincolo di spostamento rigido in corrispondenza della superficie flettata ed un vincolo di simmetria al centro del provino.

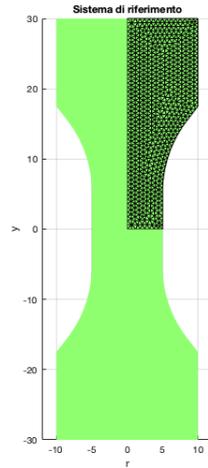


Figura 3.6. Sistema di riferimento adottato.

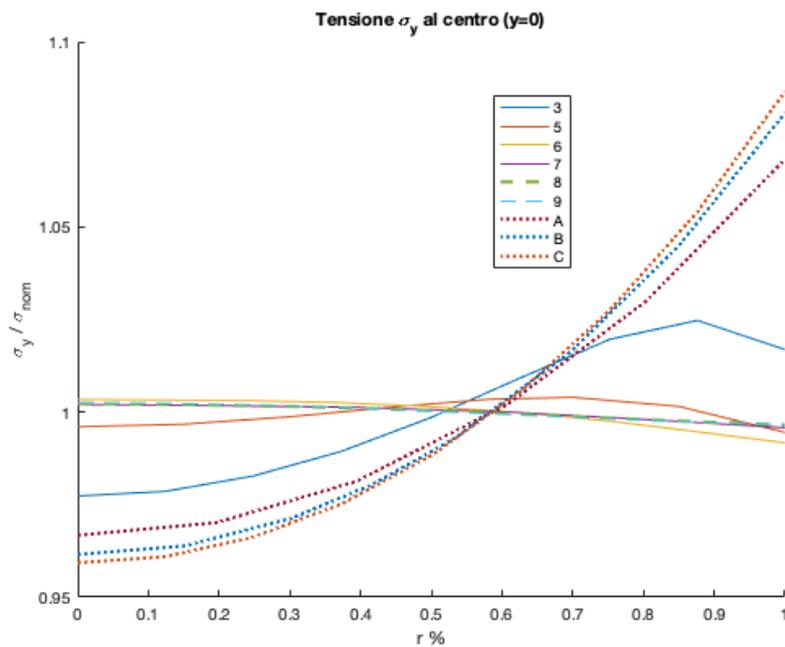


Figura 3.7. Distribuzione delle  $\sigma_y$  in  $y = 0$ .

si riportano i valori  $K_t$  di concentrazione degli sforzi risultanti (ovvero i massimi della curva per ciascun provino).

Nella figura 3.8 si studia il valore di  $\frac{\sigma_y}{\sigma_{nom}}$  lungo l'asse del provino ( $r = 0, y$ ), mostrando nuovamente come i provini con sezione di misurazione a diametro costante

Provino	#3	#5	#6	#7	#8	#9	A	B	C
$K_{t,y,r=0}$	1.0247	1.0040	1.0034	1.0020	1.0023	1.0026	1.0682	1.0807	1.0865
$K_{t,y}$	1.0658	1.0627	1.0954	1.0583	1.0959	1.1558	1.0682	1.0807	1.0865
$K_{t,y,VM}$	1.0464	1.0425	1.0653	1.0381	1.0655	1.1095	1.0503	1.0596	1.0640

Tabella 3.3. Risultati FEM su fattori di concentrazione di tensione nella sezione centrale  $y = 0$  ed in tutto il provino.

mostrino (ragionevolmente, poichè la sezione resistente è costante), un tratto più esteso in cui la tensione  $\sigma_y$  si mantiene costante. Per ciascun provino è stato inoltre

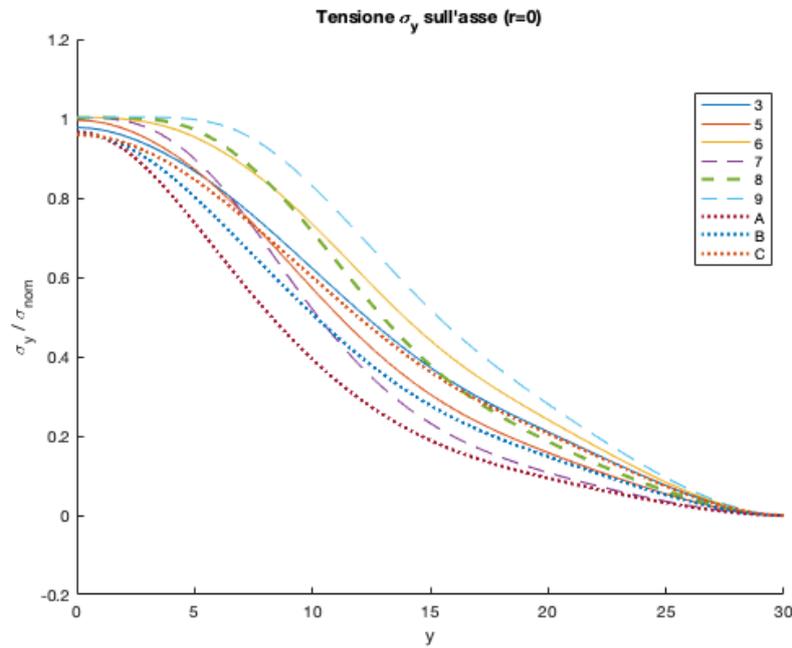


Figura 3.8. Distribuzione delle  $\sigma_y$  in  $r = 0$ .

calcolato il massimo valore di  $K_{ty} = \frac{\sigma_{y,max}}{\sigma_{nom}}$  e  $K_{tVM} = \frac{\sigma_{VM,max}}{\sigma_{nom}}$  (calcolato usando la tensione  $\sigma_{VM}$  equivalente di Von Mises, legata al comportamento in fatica multiasiale): i risultati sono riportati sempre in tabella 3.3. Da quest'ultima si nota che i migliori comportamenti in termini di concentrazione delle tensioni si hanno per i provini #3, #5 ed A sebbene siano #8, #9 a mostrare la distribuzione di tensione più omogenea nelle sezioni di misura. Per questo ed i motivi descritti nel paragrafo seguente, si è scelto il provino #8, i cui campi di tensione vengono riportati di seguito (figure 3.9, 3.10).

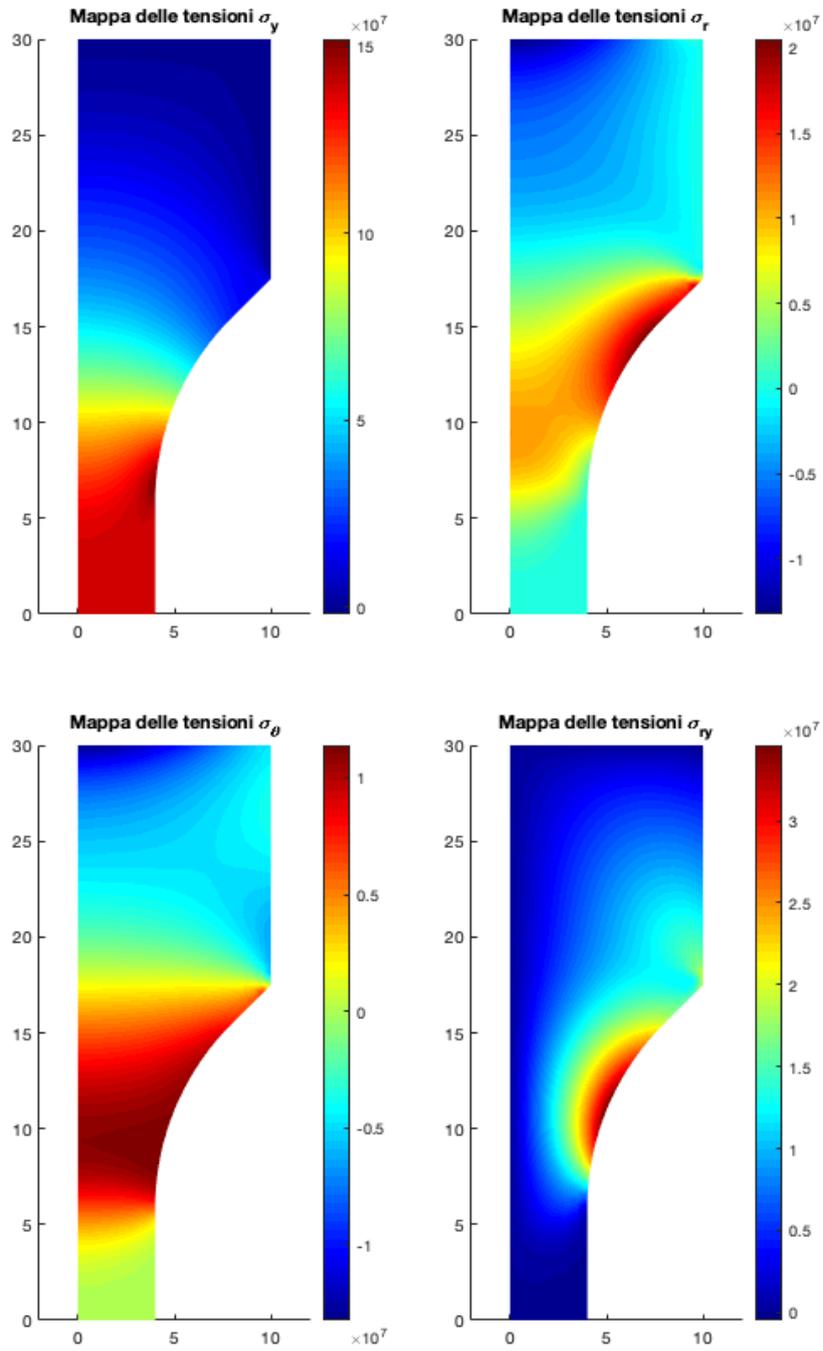


Figura 3.9. Distribuzione delle  $\sigma_y$ ,  $\sigma_r$ ,  $\sigma_\theta$ ,  $\sigma_{ry}$  per il provino #8.

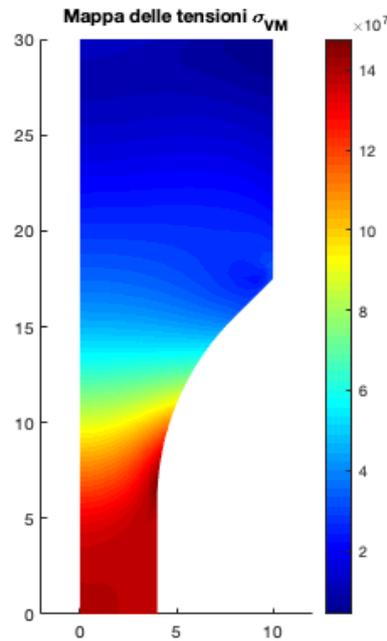


Figura 3.10. Distribuzione delle tensioni equivalenti di Von Mises  $\sigma_{VM}$  per il provino #8.

### 3.1.4 Scelta del provino

La scelta del provino è ricaduta sulla forma #8 per due ragioni fondamentali:

1. il provino presenta una lunghezza  $l_{retta} > 10mm$  adeguata alla rilevazione delle deformazioni nel cilindro centrale di misura utilizzando l'estensimetro di passo  $10mm$  a disposizione
2. per il dimensionamento del collegamento filettato tra provino e macchina ed il conseguente fattore di concentrazione delle tensioni risultante nella filettatura. Secondo [46] che ha analizzato differenti collegamenti filettati sfruttando tecniche FEA e confrontando con dati sperimentali, per una filettatura metrica  $20mm$  il fattore di concentrazione delle tensioni  $K_t$  rispetto alla tensione nominale corrisponde incirca a  $K_t = 5.17$  per filettatura metrica (in corrispondenza del primo filetto, il caso più sollecitato). Dovendo perciò assicurare il cedimento del provino per fatica nella porzione di misura e scongiurando uno strappo dei filetti, la tensione nominale al centro deve essere maggiore della tensione massima ai filetti:

$$\sigma_{max,filetti} < \sigma_{nom,d} \Rightarrow \frac{K_t F}{(\pi D^2/4)} < \frac{K_t F}{(\pi d^2/4)} \Rightarrow \frac{D}{\sqrt{K_t}} > d \Rightarrow d < 8.8mm$$

Per tali motivi ( $d < 8.8m$  e  $l_{retta} > 10mm$ ) e poichè la distribuzione delle tensioni nel volume di misura è all'incirca costante, il provino #8 è ritenuto adeguato alla prova di fatica.

### 3.1.5 Disegno e fabbricazione

Scelto il provino, è stato necessario perciò disegnarlo ai fini della fabbricazione dello stesso, avvenuta attraverso asportazione di materiale con XXXX e rettifica. Nelle seguenti figure 3.11, 3.12 sono mostrati il modello CAD e la tavola relativa alla forma corrispondente il provino #8.

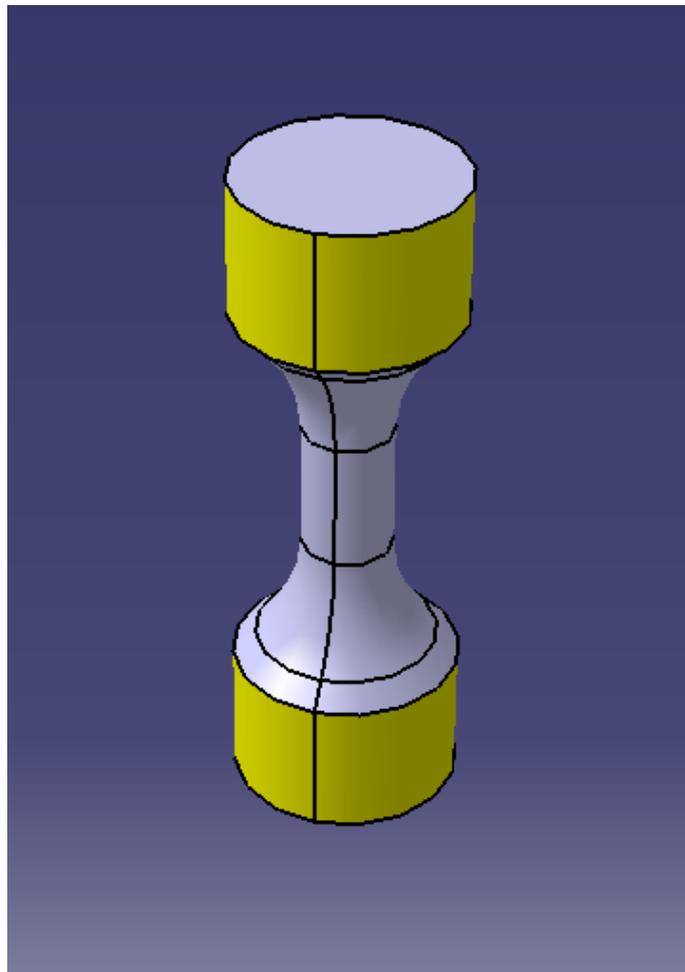


Figura 3.11. In figura è mostrato il CAD del provino; il colore giallo indica superficie filettata.

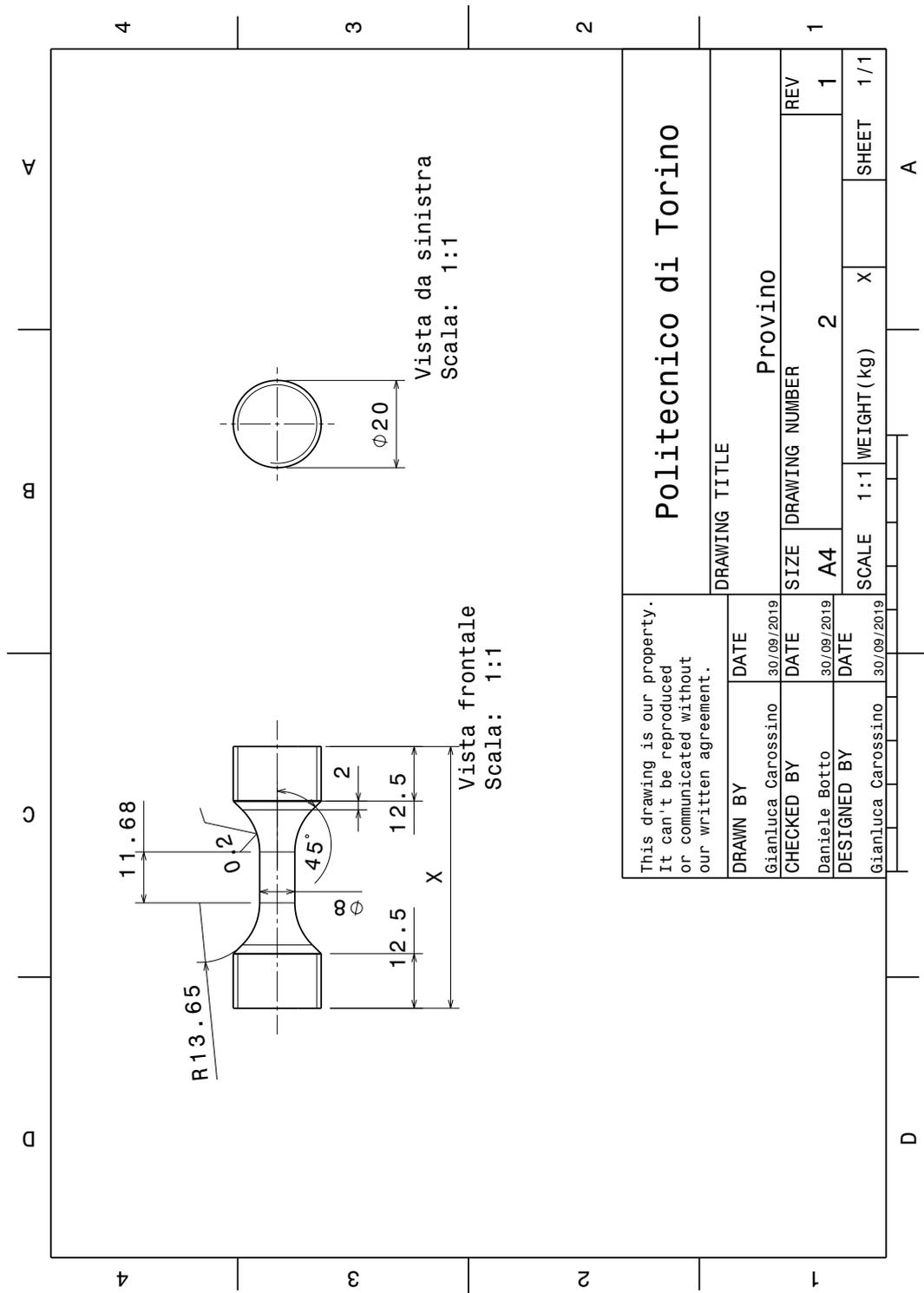


Figura 3.12. Tavola del provino fabbricato. La tolleranza di rugosità è necessaria ai fini di avere risultati.

## 3.2 Generazione e controllo della temperatura

Al fine di eseguire le prove ad una temperatura assegnata e controllata, nel nostro caso siamo intesessati a  $T = 640^{\circ}\text{C}$  come riportato in [5], è necessario prevedere un sistema capace di riscaldare il provino fino alla temperatura assegnata, ed un sistema in grado di misurare la temperatura che possa essere utilizzato durante la prova stessa. In tal modo è possibile controllare in anello chiuso la temperatura durante la prova, assicurando di compire i requisiti richiesti dalla normativa, ovvero un errore sulla misurazione della temperatura non superiore a  $\pm 2.5^{\circ}\text{C}$  e una disuniformità spaziale della temperatura nella zona di misura del provino non superiore a  $3^{\circ}\text{C}$ .

### 3.2.1 Sistema di riscaldamento

Il sistema di riscaldamento utilizzato per la prova è stato un forno ad induzione elettromagnetica EASYHEAT Ambrell (mostrato in figura 3.13), capace di sviluppare fino a 10kW e dotato di un controllore per regolare frequenza ed intensità di corrente nell'induttore.



Figura 3.13. Sistema di riscaldamento a induzione EASY HEAT della AMBRELL.

### Principio fisico

Tale sistema si basa sulla legge di Faraday, per la quale la variazione nel tempo del flusso di un campo magnetico  $\vec{\mathbf{B}}$  attraverso una superficie data è in grado di produrre una variazione della circuitazione del campo elettrico  $\vec{\mathbf{E}}$  lungo il bordo della superficie, ovvero una variazione di potenziale attraverso la stessa:

$$-\frac{\partial \oint_{\Sigma} \vec{\mathbf{B}} d\vec{\mathbf{A}}}{\partial t} = \oint_{\partial\Sigma} \vec{\mathbf{E}} d\vec{\mathbf{l}}$$

In tal modo un campo magnetico variabile è capace di produrre una variazione di potenziale elettrostatico  $\Delta V = \oint_{\partial\Sigma} \vec{\mathbf{E}} d\vec{\mathbf{l}}$  e quindi correnti cosiddette indotte o parassite in materiali conduttori: è perciò possibile riscaldare un conduttore semplicemente ponendolo in una regione a campo magnetico variabile sfruttando la generazione di correnti parassite e la loro dissipazione per effetto Joule (per cui la potenza generata in un volume  $V$  è data da  $P = \int_V \vec{\mathbf{E}} \vec{\mathbf{J}} dV$ ).

La generazione del campo magnetico variabile sfrutta la legge di Ampere, per cui la circuitazione del campo magnetico attraverso una linea chiusa è proporzionale all'intensità delle correnti attraversanti la superficie:

$$\oint \vec{\mathbf{B}} d\vec{\mathbf{l}} = \mu_0 I$$

perciò un conduttore attraversato da corrente genererà un campo magnetico proporzionale alla corrente  $I$  che lo attraversa.

Per tale ragione il forno ad induzione consiste in un generatore di corrente alternata che alimenta una spira, per generare un campo magnetico variabile pressoché uniforme nel provino, che si riscalderà per effetto Joule. Tale riscaldamento sarà tanto più accentuato quanto più alta l'intensità di corrente  $I$  inducente il campo magnetico e tanto più alta la frequenza  $f$  di questa: tali parametri possono essere utilizzati per controllare il riscaldamento del provino.

In particolare, si intuisce come abbiano influenza sull'omogeneità e sull'entità del riscaldamento anche la geometria della spira, la geometria del pezzo da riscaldare e la loro posizione relativa, oltre ai parametri regolabili del generatore di corrente ( $I$  ed  $f$ ). L'intensità di corrente  $I$  è legata quadraticamente al calore generato nel materiale, tuttavia all'aumentare della temperatura dello stesso si ha variazione della resistività  $\rho$  del materiale stesso, e non si può perciò definire una relazione semplice tra  $I$  e calore generato indotto (legato alla temperatura indotta  $T$ ).

### Effetto pelle e frequenza adottata

È da considerarsi parametro rilevante la frequenza  $f$  della corrente alternata alla spira: difatti, un importante fenomeno da tenere in conto per assicurare omogeneità

del riscaldamento del pezzo è l'effetto pelle (skin effect). L'effetto pelle è il fenomeno per cui una corrente alternata tende a distribuirsi in modo non uniforme in un conduttore, ed in particolare la sua densità di corrente è maggiore sulla superficie del conduttore (e perciò la generazione di calore che ne conseguirà). Si definisce una lunghezza caratteristica  $\delta$  dell'effetto pelle, alla cui profondità dalla superficie ( $x$ ) la corrente vale  $\frac{1}{e} \approx 37\%$ :

$$\delta = \sqrt{\frac{2\rho}{2\pi f\mu}}, \quad J = J_0 e^{-x/\delta}$$

. La disuniformità della generazione di calore è perciò inevitabile, ma ciò non implica la disuniformità del campo di temperature risultanti essendo il calore generato principalmente sulla superficie del provino.

Consultando il manuale dell'apparecchio utilizzato e considerando le dimensioni tipiche dell'oggetto riscaldato ( $d = 8mm$ ), si sono adottate frequenze adeguate ad assicurare l'uniformità della temperatura ( $f = 343kHz$ ).

### 3.2.2 Sistema di misura e controllo

Durante la prova di fatica è necessario poter assicurare un controllo termico preciso, così come indicato dalla normativa, ed al fine di ottenere una temperatura stabile nel provino testato è stato necessario prevedere un controllo in anello chiuso della temperatura del provino. Il controllore utilizzato è un semplice controllore PID (proporzionale integrativo derivativo) capace di modificare l'intensità di corrente erogata dall'induttore in base alla temperatura di controllo inserita ( $T = 640^\circ C$ ) ed alla temperatura misurata durante la prova.

#### Sistema di misura - pirometro

Il sistema di misurazione della temperatura durante la prova è costituito da un pirometro XXXX (foto in figura ??), ovvero un termometro a irraggiamento capace di calcolare la temperatura di un corpo senza esserne in contatto, misurando con un sensore la radiazione elettromagnetica emessa e calcolando la temperatura in base alla legge di Stefan-Boltzmann<sup>1</sup>:  $q = \epsilon(T)\sigma T^4$ .

Per utilizzare il pirometro, è tuttavia stato necessario calcolare l'emissività del materiale Ti-48Al-2Cr-2Nb in analisi, per poter tarare lo strumento e condurre una misura precisa della temperatura durante i test di fatica.

---

<sup>1</sup> $q$  rappresenta qui l'emittanza termica,  $\sigma$  è la costante di Stefan-Boltzmann ed  $\epsilon(T)$  è l'emissività termica, ovvero la frazione di energia emessa rispetto al corpo nero

### Taratura del pirometro (misura emissività)

È risaputo che l'emissività di un materiale è variabile con la temperatura ed è inoltre dipendente dalle condizioni superficiali dello stesso. Per poter utilizzare il pirometro durante i test è necessario che l'emissività nel punto di misurazione della temperatura non cambi durante la prova stessa. Poiché la lega in studio è soggetta a fenomeni di ossidazione superficiale specialmente a temperature elevate per tempi prolungati, si è ideata una procedura durante l'attività di misurazione dell'emissività, che è stata ripetuta anche nella fase di test a fatica per ricreare le stesse condizioni superficiali.

La procedura seguita consiste nel sottoporre il provino ad una fase di riscaldamento e raffreddamento prima di eseguire i veri e propri test, al fine di provocare l'ossidazione della superficie e poter misurare l'emissività della superficie ossidata:

1. il preriscaldamento è eseguito alla temperatura di test ( $T = 640^{\circ}C$ ) per 30'; in questa fase si verifica una prima ossidazione della superficie
2. successivamente il provino viene raffreddato fino a circa  $100^{\circ}C$ , senza particolari accorgimenti
3. il provino è quindi nuovamente scaldato alla temperatura di test e vengono eseguite le prove (misurazione dell'emissività o prove di fatica); è indubbio che si verifichi ossidazione anche durante questa fase sebbene è piuttosto certo che la maggior parte del processo ossidativo abbia luogo durante il primo riscaldamento, dopo il quale è addirittura possibile notare un cambiamento di colorazione del materiale (che assume tonalità bluastra, figura 3.14)



Figura 3.14. È mostrato il provino di taratura della temperatura dopo il riscaldamento: sulla sinistra è possibile osservare una colorazione bluastra dovuta all'ossidazione (avvenuta ad alta temperatura) della superficie del provino stesso mentre sulla destra il provino mostra un colore metallico.

La validità di questa procedura è stata verificata in fase di misurazione dell'emissività, quando in condizioni di temperatura stabile  $T = 640^{\circ}C$  e per un periodo circa

pari alla durata dei test a fatica è stata misurata costante nel tempo l'emissività del materiale stesso (figure 3.16).

Il calcolo dell'emissività si è svolto misurando la temperatura per un provino di taratura appositamente disegnato, sia con il pirometro, sia con due termocoppie di tipo K e classe di precisione 1 (precisione al più di  $\pm 2.5^{\circ}\text{C}$  alla temperatura di  $640^{\circ}\text{C}$ ).



Figura 3.15. Fotografia della fase di misura dell'emissività.

La misura contemporanea della temperatura  $T$  con le termocoppie (previamente

tarate) ed il pirometro, ha permesso il calcolo dell'emissività del materiale ( $\epsilon(T = 640^\circ\text{C})$ ) con una semplice formula; tale valore è stato stimato in  $\epsilon(T = 640^\circ\text{C}) \approx 0.615$ .

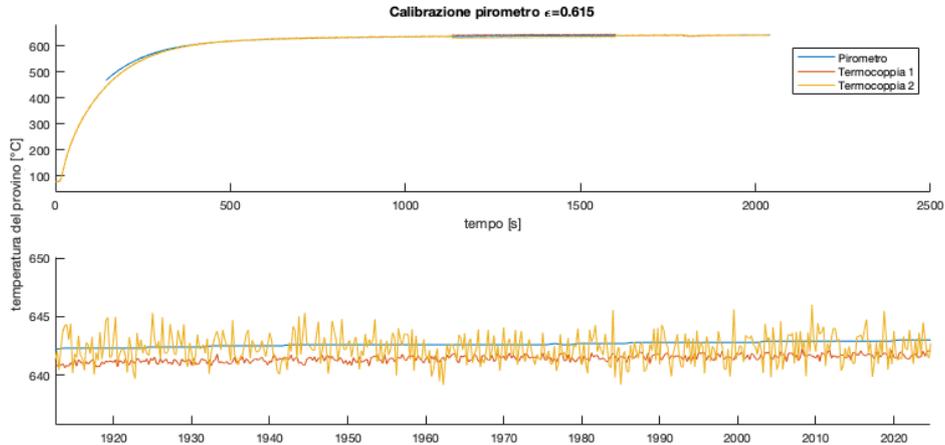


Figura 3.16. Sono mostrate la serie temporale dei dati acquisiti da pirometro e termocoppie durante la taratura (sopra), ed uno zoom del tratto stazionario (sotto). Come evidente non si hanno eccessive discrepanze di misurazione tra i due sistemi.

### Provino di taratura

Il provino di taratura utilizzato è mostrato in figura 3.17.

Come si può notare, al provino costituito di Ti-48Al-2Cr-2Nb sono stati eseguiti due fori ciechi al fine di poter inserire le termocoppie all'interno del materiale e misurare la temperatura. Il fatto di dover inserire le termocoppie (di diametro  $\phi 1.5\text{mm}$ ) nei fori (di diametro leggermente superiore,  $\phi 2\text{mm}$ ) assicura una corretta misurazione da parte delle stesse, che non subiscono influenze dell'ambiente esterno sulla testa di misurazione. Inoltre, l'utilizzo di due termocoppie anziché una sola, oltre a confermare la misurazione, permette di avere un'idea della disuniformità spaziale della temperatura, potendo variare lungo l'asse del foro la posizione delle termocoppie durante la fase di taratura ed avendo sempre un riscontro al core del pezzo. In ogni misurazione non sono stati rilevati per il provino di taratura (il cui diametro è  $\approx \phi 20\text{mm}$ ) disuniformità spaziali apprezzabili della temperatura e perciò si è potuto ritenere valida la procedura di riscaldamento anche per il provino a fatica (diametro  $\phi 8\text{mm}$ ), nel quale l'effetto pelle è certamente meno accentuato.

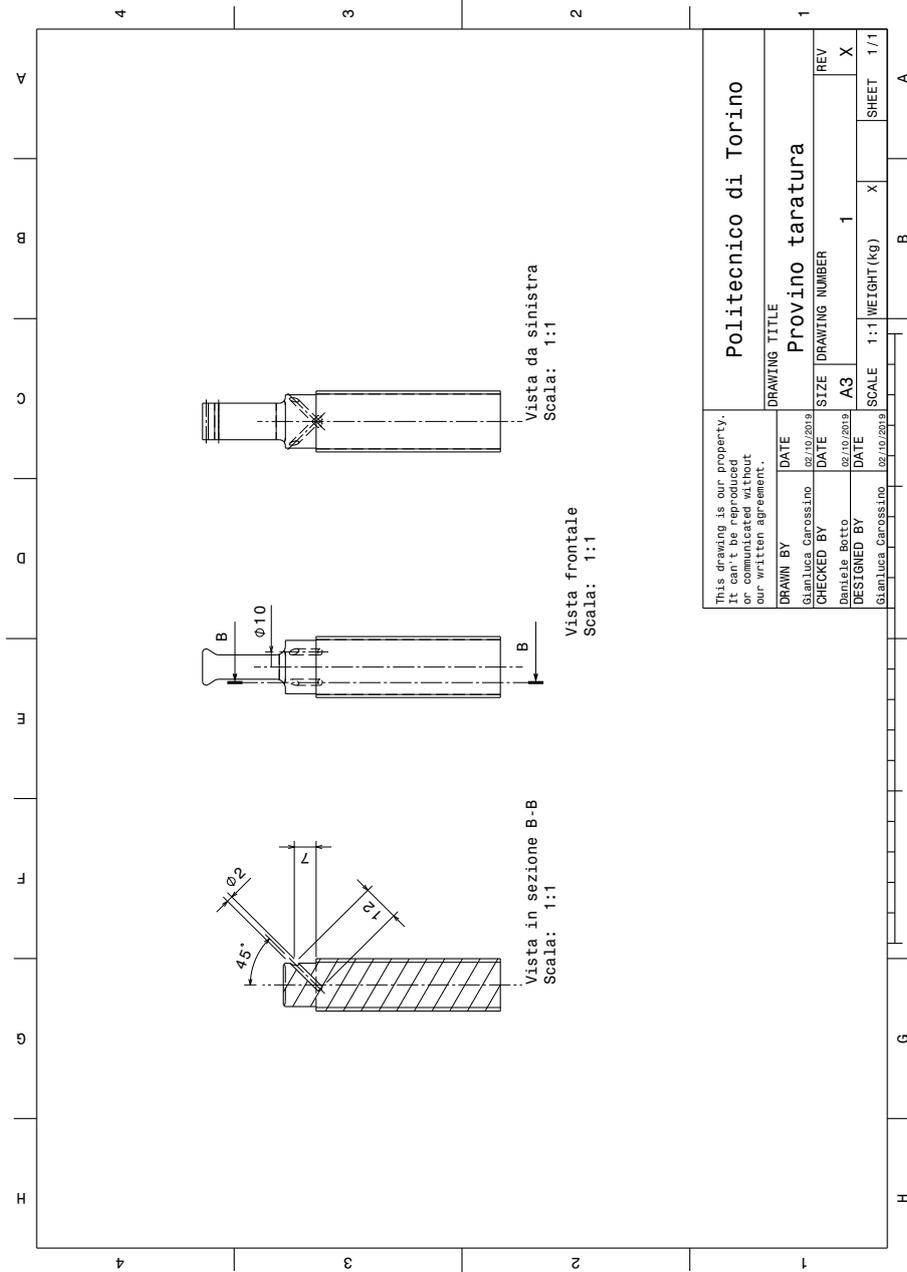


Figura 3.17. Tavola del provino di taratura. La direzione dei fori permette di misurare la temperatura all'interno del materiale.

### 3.3 Misurazione delle deformazioni

La misurazione delle deformazioni del provino è un aspetto fondamentale di una prova di fatica uniassiale a basso numero di cicli in quanto, per ovvie necessità

legate alla macchina di prova, i test sono eseguiti in controllo di forza (poichè le deformazioni di un provino di dimensioni ridotte non sarebbero misurate in maniera sufficientemente precisa dai sensori della macchina di fatica); perciò è noto a priori solamente il valore della tensione assiale nella sezione di misura del provino, ma non il suo stato deformativo. L'esigenza di avere un riscontro delle deformazioni deriva dal conoscere il comportamento del provino stesso a sollecitazioni cicliche uniassiali: i cicli di isteresi sul piano  $\sigma - \epsilon$  per un materiale sottoposto a sollecitazioni cicliche oltre il limite elastico ad un stress-ratio  $R$  dato sono infatti un dato importante riguardante la natura del materiale e la sua risposta in plasticità. Nel seguito sono riportati due metodi valutati per la misurazione delle deformazioni del provino nella sua sezione centrale.

### 3.3.1 Valutazione del vibrometro

Un primo metodo di misurazione delle deformazioni valutato per la prova di fatica disegnata è stato mediante l'utilizzo di un vibrometro laser. Il vibrometro laser Doppler è uno strumento in grado di misurare in maniera remota (senza contatto) le vibrazioni di un corpo; il principio di funzionamento fisico dello strumento è basato sull'interferenza di due fasci laser (uno di test ed uno interno allo strumento) al fine di poter legare l'interferenza degli stessi ad una differenza di frequenza o fase. Tale dato misurabile è riconducibile quindi alla velocità del corpo nel punto misurato.

Tipicamente i vibrometri laser possono raggiungere precisioni altissime potendo captare spostamenti della superficie inferiori al picometro  $1pm = 10^{-12}m$  e velocità inferiori al  $1\mu m/s$  [47].

La disposizione in laboratorio di un vibrometro Polytec OFV-5000, avente precisioni menzionate in precedenza, ha inizialmente suggerito l'utilizzo dello stesso. Ai fini di misurare la deformazione nel tratto centrale del provino, sono state previste per il provino superfici riflettenti (di altezza  $s = 2mm$  in figura 3.3) alle quali sarebbero stati indirizzati i fasci laser del vibrometro, per misurare l'allungamento del tratto centrale durante la prova. L'utilizzo del vibrometro su tali superfici, ampie (rispetto alle dimensioni del puntatore laser) e piane avrebbe permesso la misurazione della velocità di movimento o dello spostamento delle stesse, quantità legata all'allungamento globale del provino nel tratto dalla relazione geometrica:  $d_{misurata} = d_{reale} \sin \theta$ . È chiaro come dall'angolo  $\theta$  dipendesse perciò la precisione sulla misura della deformazione totale  $d_{reale} = \Delta l$  del provino lungo tutta la sua lunghezza. Tale valore  $\Delta l$  è inoltre legato alla deformazione del provino nel tratto centrale in cui la deformazione è costante, ma non ne costituisce affatto una misura diretta poichè lungo il tratto raccordato la distribuzione delle tensioni e quindi delle deformazioni non è costante (come mostrato in figura 3.9 per  $\sigma_y$ ) e perciò ai fini di ricavare nel tratto centrale le deformazioni sarebbe necessario utilizzare una analisi FE per ricavare una relazione  $\epsilon_y = \epsilon_y(\Delta l)$ .

Lo studio di fattibilità per quanto riguarda l'arrangiamento dei fasci laser con le restanti parti necessarie alla prova sperimentale è stato effettuato, mostrando come anche per angoli  $\theta$  elevati (fino a  $\theta = 45^\circ C$ ) fosse possibile l'integrazione dei vari sistemi nella prova, come mostrato in figura 3.18.

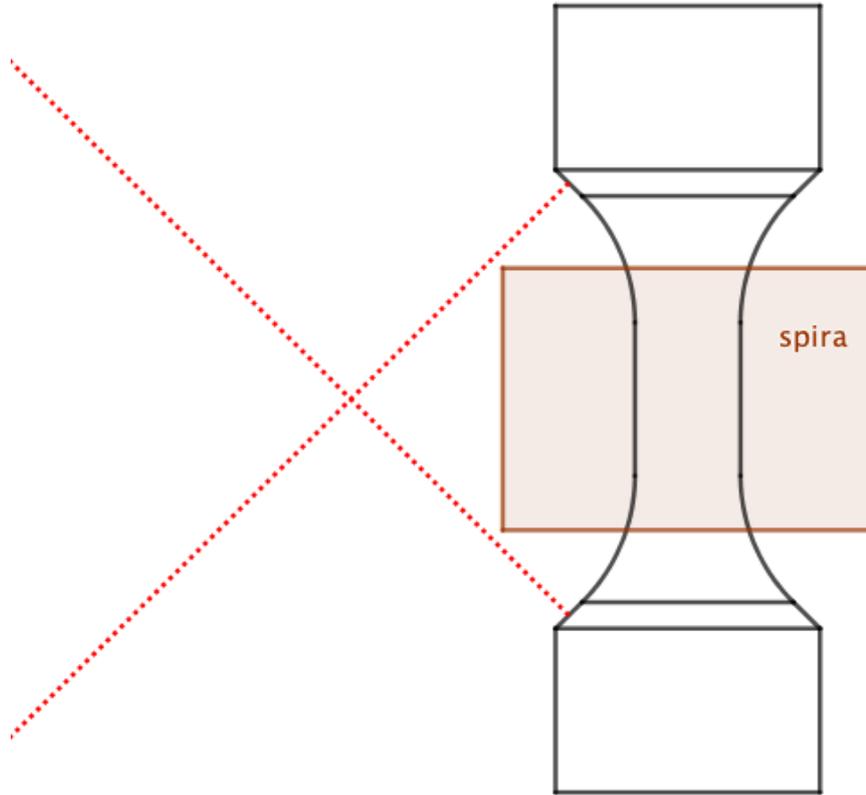


Figura 3.18. In figura è mostrato per il provino #8 un possibile arrangiamento sperimentale: il rettangolo marrone rappresenta l'ingombro della spirale (di misure  $\varnothing 28mm \times 20mm$  misurate) non disturba le linee ottiche dedicate ai fasci laser del vibrometro (tratteggiate in rosso).

L'utilizzo del vibrometro laser è inoltre vantaggioso rispetto a tradizionali estensimetri sotto alcuni aspetti: effettuando una misurazione remota, in primo luogo elimina i problemi dovuti all'uso di apparecchiature capaci di sopportare alte temperature (poichè la prova è svolta a  $\approx 640^\circ C$ ) o che possono subire interferenze dovute all'utilizzo di un forno a induzione, ed in secondo luogo assicura che non vi siano interferenze sul fenomeno di nucleazione della cricca dovutamente a contatti con il provino nella porzione più sollecitata. Tuttavia, poichè il riscaldamento del provino provoca come visto un cambiamento della superficie dello stesso (a causa dell'ossidazione) ed il segnale laser di ritorno al vibrometro poteva subire una perdita di intensità a causa di ciò, con conseguente perdita di informazioni durante la prova

stessa, si è preferito non adottare questo metodo di misurazione delle deformazioni ed utilizzare un particolare estensimetro telescopico specificamente progettato per le prove di fatica ad alta temperatura, descritto brevemente nella sezione successiva.

### 3.3.2 Utilizzo di un estensimetro telescopico

Per le motivazioni espresse in precedenza si è preferito l'utilizzo di un estensimetro telescopico Epsilon 3448 capace di misurare le deformazioni del provino fino a  $1200^{\circ}\text{C}$ . Un estensimetro telescopico (vedi estensimetro scelto per la prova 3.19) è in grado di misurare le deformazioni del provino in un tratto di misurazione mediante contatto con lo stesso. L'estensimetro si posiziona sul provino autoreggendosi grazie a corde in materiale ceramico resistenti alle alte temperature e la valutazione delle deformazioni è effettuata attraverso le barre di allumina ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ), bianche in figura, delle quali sensori piezoelettrici misurano le più piccole deformazioni. Nel suo complesso il sistema rispetta le norme di precisione ASTM E83 per la classe B-1 ed ha perciò errori relativi inferiori al 2.5% e risoluzione inferiore a  $10^{-4}m/m$  per  $\epsilon$ .

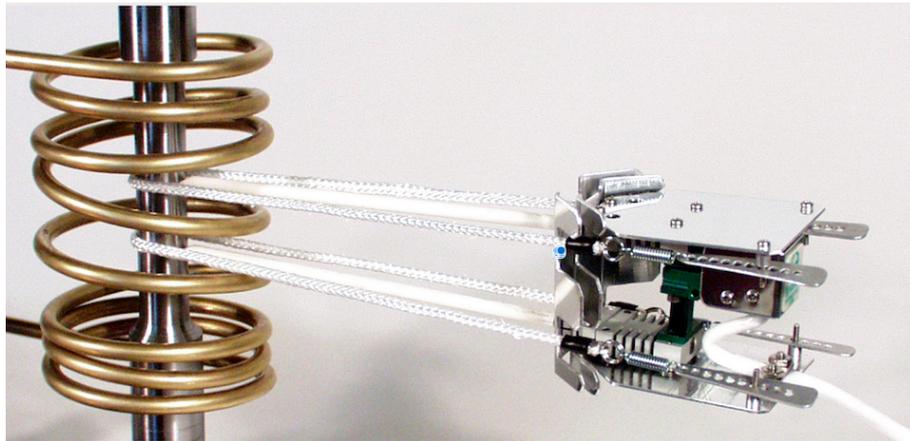


Figura 3.19. In figura è mostrato l'estensimetro Epsilon 3448 utilizzato per la prova.

## 3.4 Macchina di fatica e assemblaggio sperimentale

In questo capitolo verranno velocemente descritti il macchinario utilizzato per svolgere le prove di fatica e l'apparato sperimentale progettato al fine di collegare il provino agli afferraggi della macchina.

### 3.4.1 Macchina di fatica

La macchina per prove di fatica utilizzata è una macchina Schenck XXXXX mostrata in figura ???. La macchina è composta da BREVE DESCRIZIONE MACCHINA CON CARATTERISTICHE TEC

### 3.4.2 Assemblaggio sperimentale

Uno dei primissimi problemi che si è dovuto affrontare durante questo lavoro di tesi, è stato quello di collegare adeguatamente il provino progettato (vedi 3.12) alla macchina di prova. Poiché il provino è stato ricavato da cilindri filettati, è stato scelto l'utilizzo di collegamenti M20 per collegare i provini agli afferraggi della macchina di prova; in laboratorio inoltre, erano disponibili estensioni per i pistoni della macchina di fatica, con fori filettati M20, in cui inserire eventualmente il provino. Tuttavia, essendo filettato ad entrambe le estremità, al fine di poterne assicurare il corretto fissaggio e permettere una sufficiente coppia di serraggio durante la fase di montaggio in macchina, è stato necessario progettare un sistema di viti e dadi che permettesse quanto detto.

Tale sistema è mostrato in figura 3.20.

Il provino (al centro) è inserito da entrambi i lati in due dadi appositamente progettati (vedi figura 3.21), i quali sono collegati alla macchina di fatica dalle viti di collegamento, anch'esse disegnate appositamente (vedi figura 3.22). In tale assemblaggio, è possibile, facendo toccare le superfici superiore ed inferiore del provino con le viti di collegamento, scaricare tutte le sollecitazioni prodotte dalla macchina sul provino stesso, senza sovraccaricare il dado (che ha il solo scopo di mantenere il fissaggio). Le sollecitazioni sono trasmesse al provino attraverso le viti di collegamento, connesse alla macchina come un semplice collegamento prigioniero (il dado esagonale in figura 3.20 è un dado metrico M20).

Il montaggio di tale sistema è stato un ulteriore problema analizzato in fase di progetto, se si considera l'ulteriore presenza della spira di riscaldamento e dell'estensimetro. Tali vincoli hanno determinato le dimensioni dei pezzi progettati.

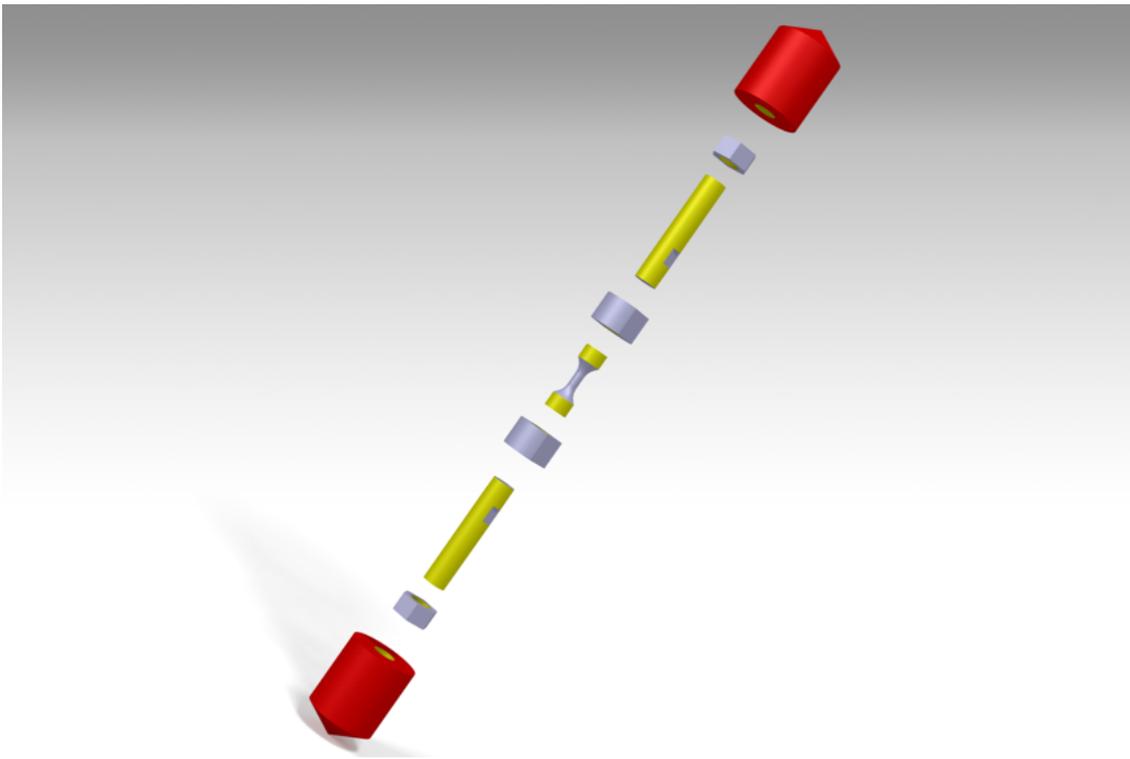


Figura 3.20. Apparato sperimentale collegato alla macchina di prova: in rosso sono mostrati gli afferraggi della macchina di prova mentre in giallo sono le superfici filettate.

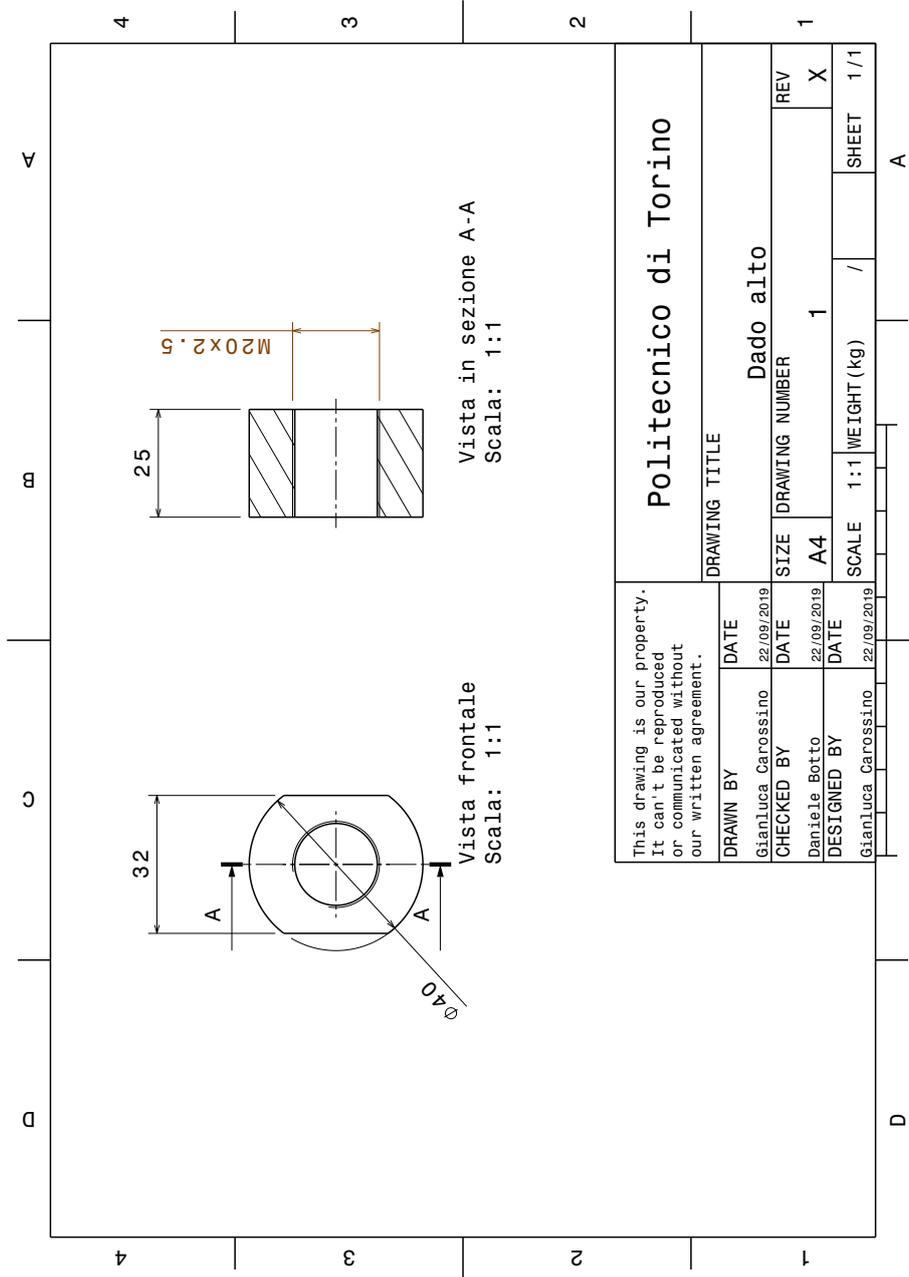


Figura 3.21. Tavola del dado di collegamento.

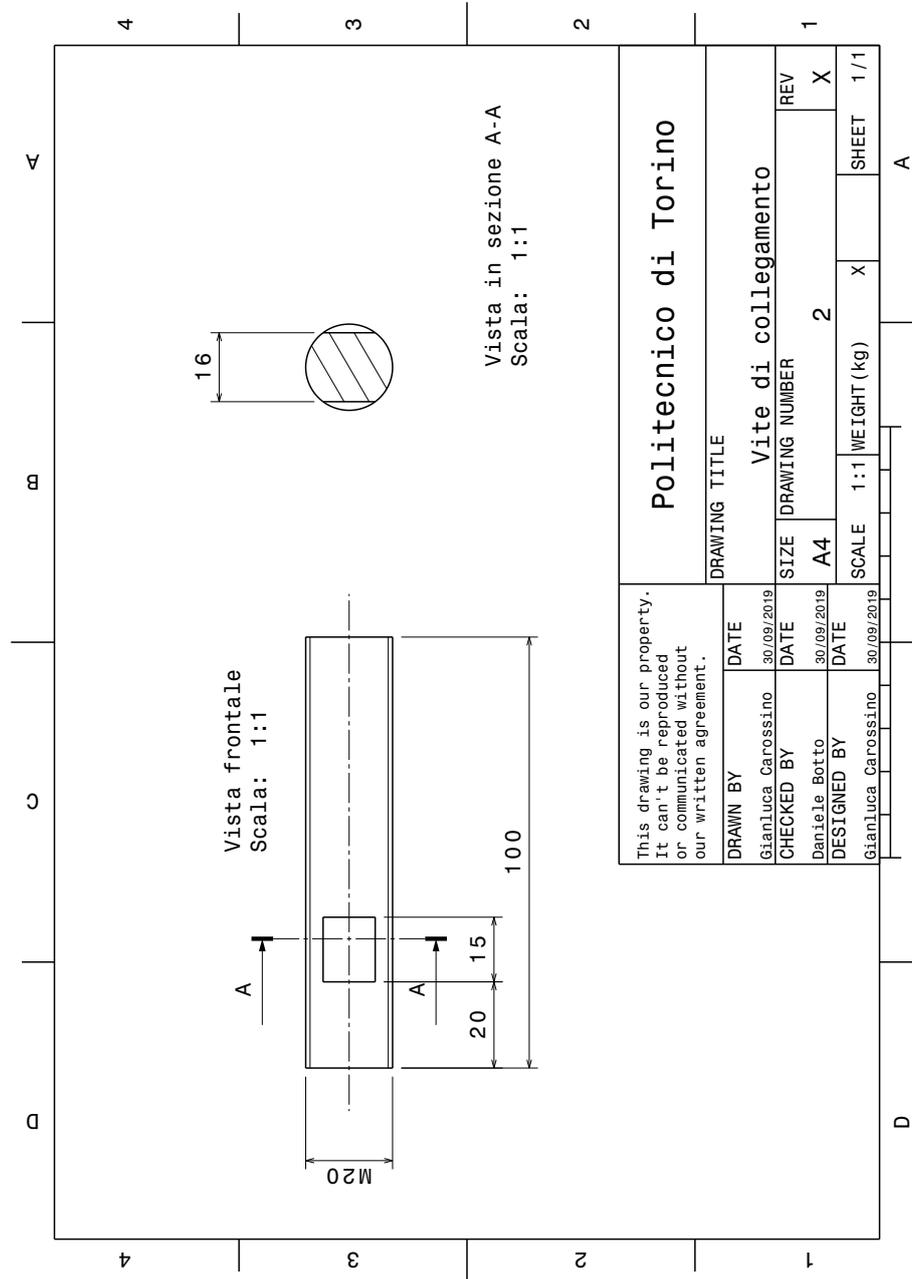


Figura 3.22. Tavola della vite di collegamento.

# Capitolo 4

## Risultati e analisi

### 4.1 Cicli di isteresi

In base ai modelli di materiale [50][51] in questa sezione viene presentato un modello per il materiale in studio che ne possa descrivere il comportamento nel campo della plasticità, laddove il materiale perde la sua natura perfettamente elastica, e la storia di carico diventa rilevante al fine di conoscere lo stato di tensione. Per quanto detto in sezione 4.2.3 inoltre, la modellizzazione precisa del comportamento ciclico in campo plastico può essere utilizzata per prevedere la vita a fatica del materiale.

#### 4.1.1 Plasticità

Un materiale metallico risponde ad una sollecitazione esterna in maniera lineare, quando questa è inferiore ad un certo valore soglia detto tensione di snervamento. Il comportamento elastico (non necessariamente lineare) è descritto dalla relazione tensoriale nota come legge di Hooke  $\sigma_{ij} = E_{ijkl}\epsilon_{kl}$ , che lega localmente il campo di deformazione a quello di tensione nel materiale. Da un punto di vista microscopico, tale relazione descrive una distorsione completamente reversibile dei legami atomici. Al crescere delle tensioni applicate, il materiale può subire deformazioni oltre il proprio limite elastico non completamente reversibili. In tal caso si parla di plasticità del materiale, poichè parte delle deformazioni saranno irreversibili e risulteranno nella modificazione della forma e dello stato tensionale del materiale. Il tipico comportamento unidimensionale è descritto in figura 4.1: è chiaro che il meccanismo di deformazione plastica corrisponda anche ad un assorbimento di energia da parte del materiale (rappresentato dall'area sottesa dalla curva  $\sigma - \epsilon$ ).

#### Criterio di snervamento

Microscopicamente la una deformazione plastica corrisponde allo scorrimento relativo dei piani cristallini con conseguente rottura dei legami atomici e formazione di

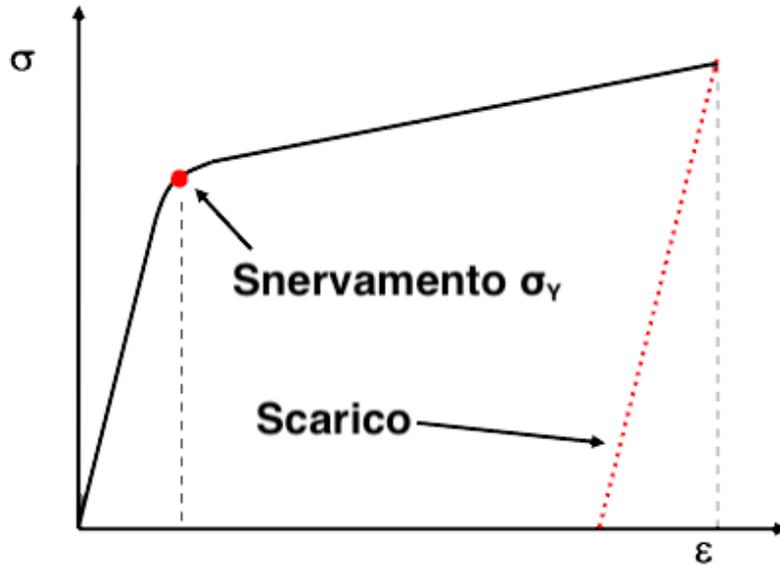


Figura 4.1. Comportamento elastoplastico tipico dei metalli.

nuovi. Per poter studiare tale fenomeno in un generale caso di tensione multiassiale, basandosi su dati sperimentali monoassiali, è necessario introdurre un criterio di equivalenza che associ ad un generico stato tensionale  $\sigma_{ij}$  una tensione equivalente 'monoassiale'  $\sigma_{eq}$ . Il criterio più utilizzato per i materiali metallici duttili e isotropi è il criterio di equivalenza di Von Mises:

$$\sigma_{eq,VM} = \sqrt{\frac{1}{2} [(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2]}$$

Tale criterio ha varie interpretazioni, e si può mostrare che  $\sigma_{eq,VM}$  è legato sia all'energia deviatorica del tensore  $\sigma_{ij}$ , sia alla massima tensione tangenziale ottadriale. Nel sistema di tensioni principali  $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$  il criterio di snervamento di Von Mises corrisponde ad un cilindro:

$$f(\sigma_{ij}) = \sigma_{eq,VM} - \sigma_Y = 0$$

#### 4.1.2 Leggi di incrudimento

Oltre al criterio di snervamento, che permette di definire se un certo stato tensionale corrisponde a situazione elastica o elasto-plastica, è necessario definire una legge di incrudimento, ovvero l'evoluzione della funzione di snervamento in relazione alla deformazione plastica accumulata. In generale, per materiali indipendenti dalla velocità di deformazione  $\dot{\epsilon}$  (non viscosi), le leggi di incrudimento del materiale utilizzate sono principalmente due:

### 1. incrudimento isotropo

Si ha incrudimento isotropo quando la superficie di snervamento si espande uniformemente nello spazio: il tratto elastico del materiale si dilata ed il criterio di snervamento varia secondo la legge

$$f(\sigma_{ij}) = 0 \rightarrow f(\sigma_{ij}) - K = 0$$

dove  $K$  rappresenta l'entità della dilatazione della superficie.

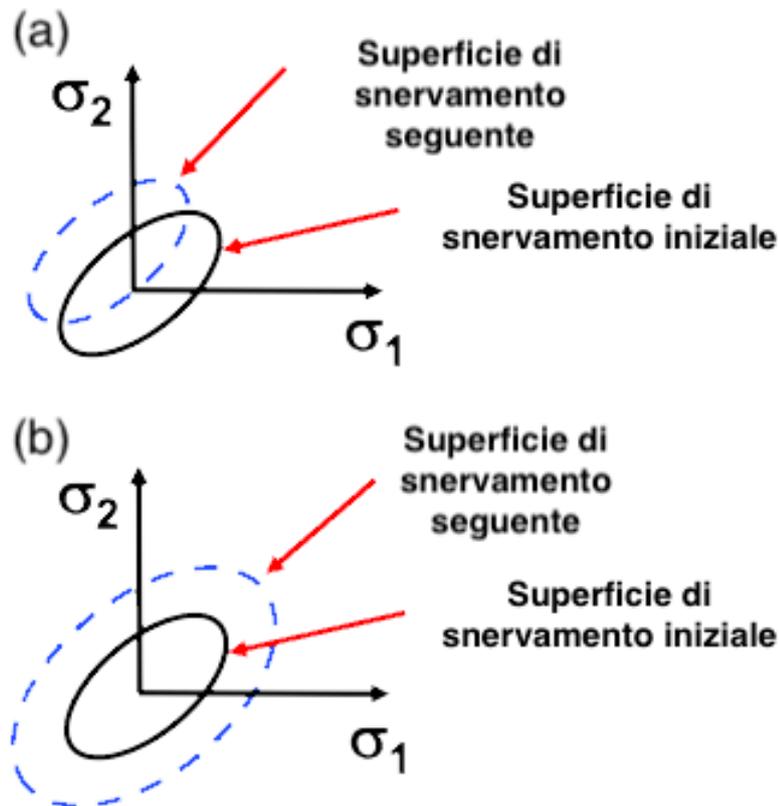


Figura 4.2. In figura (a) è mostrato il principio dell'incrudimento cinematico. In figura (b) si mostra l'incrudimento isotropo.

### 2. incrudimento cinematico

Si ha incrudimento cinematico quando la superficie di snervamento non si deforma ma trasla nello spazio delle tensioni principali, determinando anisotropia del materiale. Matematicamente la variazione del criterio di snervamento si esprime come:

$$f(\sigma_{ij}) = 0 \rightarrow f(\sigma_{ij} - \alpha_{ij}) = 0$$

dove  $\alpha_{ij}$  rappresenta un termine di 'back-stress', linearmente proporzionale all'entità dello snervamento  $\alpha_{ij} = \frac{2}{3}C\epsilon_{ij}^{pl}$

Questo modello descrive adeguatamente il comportamento dei metalli ed in particolare è in grado di catturare l'effetto Bauschinger (vedi figura 4.3)

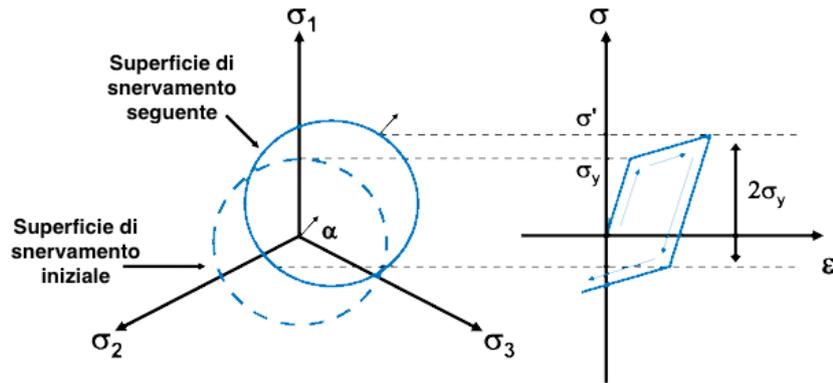


Figura 4.3. L'effetto Bauschinger è spiegato con l'incrudimento puramente cinematico (traslazione della superficie di plasticizzazione), che fa sì che l'ampiezza del tratto elastico si mantenga pari a  $2\sigma_Y$

Combinando questi modelli basilari è possibile descrivere il comportamento in campo plastico di materiali metallici, in particolare per piccole deformazioni ed in caso di storie di carico-scarico brevi; tuttavia la descrizione non risulta soddisfacente nel caso di grandi deformazioni del materiale e per carichi ciclici (come nel caso della LCF), poichè questi modelli basilari non sono in grado di catturare alcuni fenomeni caratteristici dei materiali sottoposti a cicli di carico come il ratchetting (ovvero il progressivo accumulo di deformazione plastica in storie cicliche di carico asimmetrico) e lo shakedown (ovvero la progressiva stabilizzazione della deformazione plastica in storie di carico cicliche e asimmetriche).

### 4.1.3 Modelli avanzati - modello elastoplastico di Chaboche

Affinchè tutti questi fenomeni caratteristici del ciclo di isteresi del materiale vengano catturati dalle simulazioni, è necessario utilizzare modelli avanzati di incrudimento. Il più diffuso nelle applicazioni per i suoi risultati è il modello di Chaboche ([50], [51]), un modello di incrudimento cinematico che corregge l'espressione per determinare il back-stress con un termine non lineare proporzionale al back-stress stesso. Il modello di Chaboche suddivide il backstress come contributo di  $N$  parti:

$$\alpha_{ij} = \sum_{k=1}^N \alpha_{ij}^{(k)}$$

in cui:

$$d\alpha_{ij}^{(k)} = \frac{2}{3}C_k d\epsilon_{ij}^{pl} - \gamma_k \alpha_{ij}^{(k)} dp$$

dove  $dp$  è l'incremento di deformazione plastica equivalente  $dp = \sqrt{d\epsilon_{ij}^{pl}d\epsilon_{ij}^{pl}}$ .

Il modello ha perciò  $2N + 1$  coefficienti ( $C_k$ ,  $\gamma_k$  e  $\sigma_Y$ ) e descrive . La scelta dell'ordine del modello è ancora oggi uno dei principali punti deboli (poichè non è unica) e la determinazione dei coefficienti è affidata ad algoritmi interpolativi sul ciclo di isteresi stabilizzato del materiale. Si noti che per  $\gamma_K = 0$  il modello si riduce a lineare.

#### 4.1.4 Simulazioni con ANSYS

Le routine di ANSYS permettono l'utilizzo di differenti modelli di incrudimento per modellizzare il comportamento del materiale in studio, tra cui semplice incrudimento cinematico e l'utilizzo del modello di Chaboche. Inoltre, è disponibile nel Mechanical APDL una routine per ricavare da dati di test ciclici i parametri del modello di Chaboche e quindi poter modellizzare al meglio il comportamento di isteresi del materiale. Nei seguenti paragrafi si riportano i risultati delle simulazioni eseguite.

##### KINH

In questo paragrafo sono mostrate le simulazioni effettuate utilizzando un modello di materiale avente legge di incrudimento cinematico multilineare (KINH), utilizzando una legge di snervamento alla Von Mises. I dati per il materiale sono stati ricavati da [22] nel quale si presenta la caratterizzazione di Ti-48Al-2Cr-2Nb prodotto con EBM e successivamente trattato con HIP. Nelle simulazioni seguenti 4.4 è mostrato lo stato di deformazione plastica nel provino dopo 1 e 50 cicli rispettivamente, avendo imposto una tensione nominale al centro di  $\sigma_{nom} = 600MPa$ , ben oltre il limite di snervamento del materiale. In figura 4.5 si mostra l'andamento dello stato del materiale  $\sigma - \epsilon$  secondo la simulazione nel provino unassiale, nel punto ( $y = 0, R = \frac{d}{2}$ ), ovvero al centro sulla superficie.

##### Chaboche

In questo paragrafo sono invece riportate le simulazioni della prova a fatica utilizzando un modello non lineare di incrudimento cinematico per il materiale (Chaboche), con un criterio di snervamento alla Von Mises. I parametri  $C_k$ ,  $\gamma_k$  del modello di Chaboche sono stati ricavati per il materiale utilizzando le curve  $\sigma - \epsilon$  di caratterizzazione statica del materiale riportate in [22]: tale scelta, dettata dall'assenza di disponibilità di dati sul comportamento ciclico in isteresi del materiale, costituisce forse il più grande limite di questa analisi, ma potrà essere facilmente risolto utilizzando i dati ricavati in sede sperimentale. Il modello di Chaboche elasto-plastico

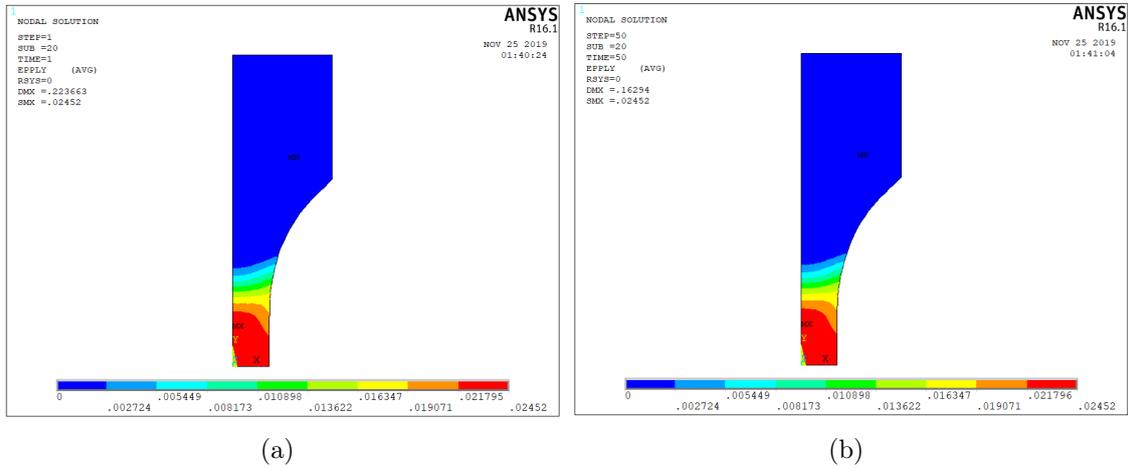


Figura 4.4. Si mostra la deformazione plastica  $\epsilon_y^{(p)}$  dopo 1 (a) e 50 (b) cicli rispettivamente.

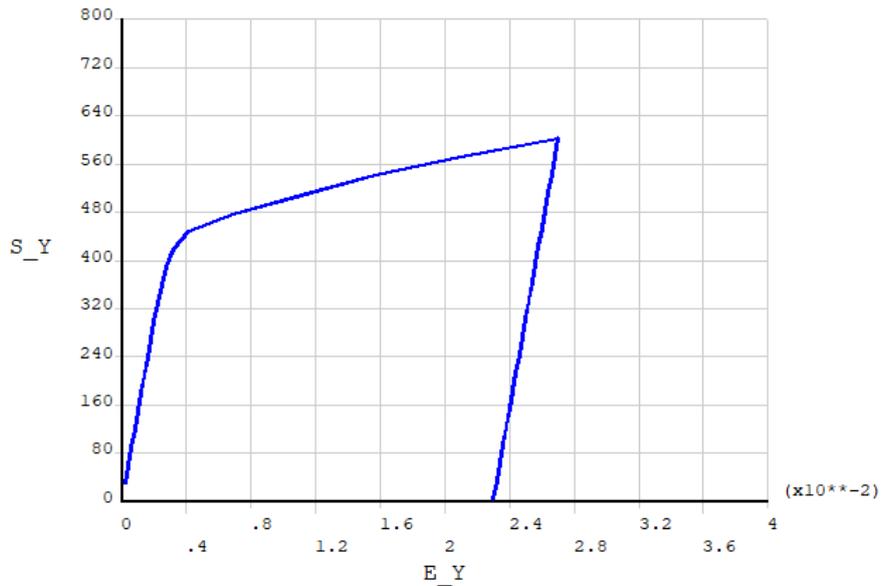


Figura 4.5. In figura si diagramma l'andamento  $\sigma - \epsilon$  sulla superficie al centro del volume di misura. Il modello di materiale multilineare a incrudimento cinematico (KINH) non è in grado di catturare i cicli di isteresi del materiale.

scelto per il materiale ha i parametri ricavati in tabella 4.1. Durante lo studio sono stati considerati differenti gradi  $N$  per l'interpolazione dei coefficienti del modello di Chaboche, effettuata con un solutore per equazioni iperboliche integrato in ANSYS MAPDL: il modello per  $N = 2$  ha mostrato avere, per i dati utilizzati, le minori

ridondanze di coefficienti e la maggiore completezza (l'approssimazione è riportata in figura 4.6)

$C_1$ [MPa]	$\gamma_1$	$C_2$ [MPa]	$\gamma_2$	$\sigma_Y$ [MPa]
398609.9	2408.7	6742.9	1.02	297.7

Tabella 4.1. In tabella i 5 coefficienti del modello di Chaboche per  $N = 2$ . Si è utilizzato per il materiale  $\nu = 0.3$  ed  $E = 149Gpa$

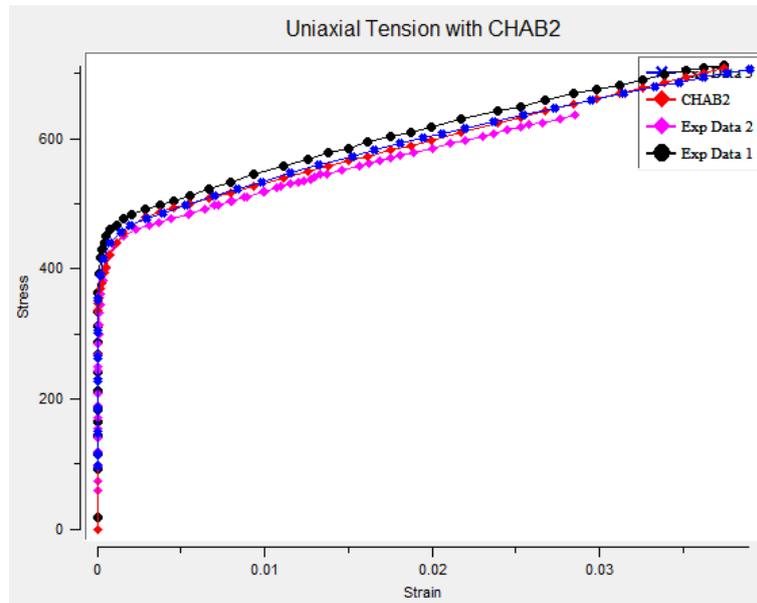


Figura 4.6. In figura è mostrato, in corrispondenza ai dati utilizzati, il fit offerto dai coefficienti di tabella 4.1.

Nelle seguenti figure 4.7, 4.8 si mostrano in confronto a quelle ottenute con KINH, i risultati riguardanti la deformazione plastica equivalente e i cicli  $\sigma - \epsilon$ .

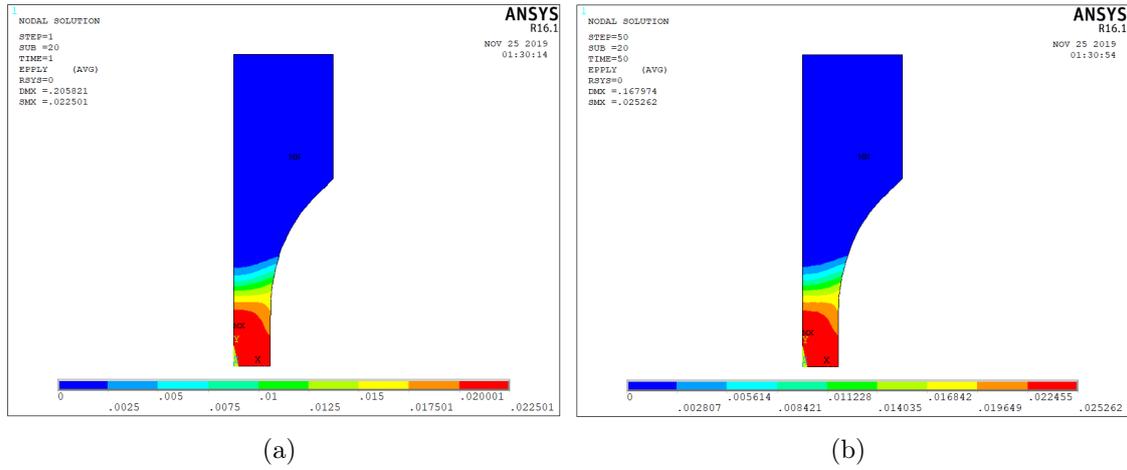


Figura 4.7. Si mostra la deformazione plastica equivalente  $\epsilon_y^{(p)}$  dopo 1 e 50 cicli rispettivamente.

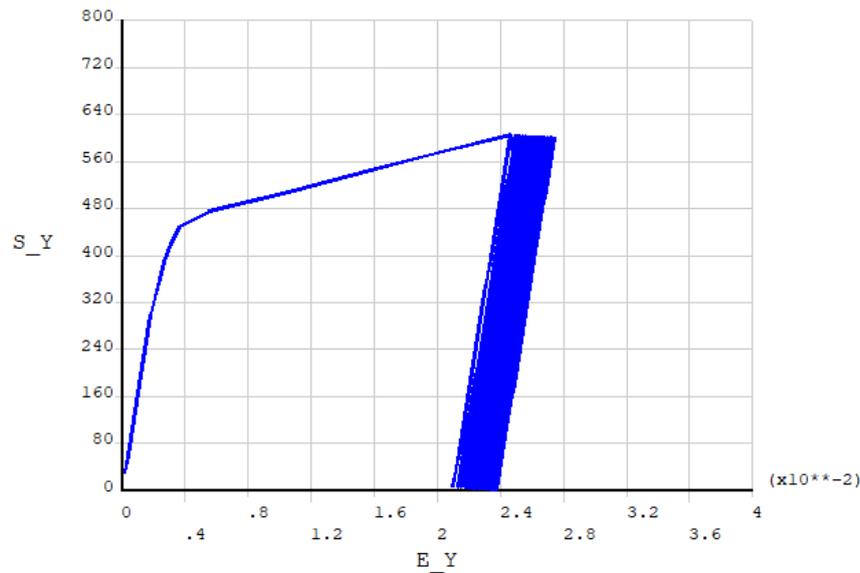


Figura 4.8. In figura si diagramma l'andamento  $\sigma - \epsilon$  sulla superficie al centro del volume di misura. Il modello di Chaboche è in grado di catturare i fenomeni di ratchening e shakedown.

## 4.2 Fatica di contatto

Al fine di ricavare dati per la vita a fatica del materiale in studio si sono considerate anche sperimentazioni effettuate per quanto riguarda la fretting fatigue del materiale, mirate a mimare il comportamento in sede di attacco pala all'interno di una

turbina aeronautica.

Il comportamento in fatica a basso numero di cicli è strettamente legato al comportamento a fatica di contatto e tali fenomeni rappresentano le principali cause di cedimento delle palette in un motore aeronautico. Sebbene la fatica da contatto (fretting fatigue) sia un fenomeno complicato e legato sia alla fatica a basso numero di cicli (intesa in senso tradizionale), sia ad aspetti tribologici dei materiali (riguardanti lubrificazione, stato superficiale, attrito, ecc..) è possibile ricondurre i meccanismi di cedimento per fretting fatigue ad i meccanismi per LCF. Secondo Smith et al. [53] è possibile considerare la fatica da contatto fenomenologicamente come un fenomeno di fatica multiassiale con fattori di concentrazione. Gli autori svilupparono anche una relazione derivante dal modello di Coffin-Mason già esposto, al fine di prevedere la nucleazione della crepa durante la fatica di contatto; riprendendo la terminologia di sezione 2.4.5, si definisce il parametro  $SWT$ , dalle iniziali degli autori, consistente in un prodotto tra la variazione di deformazione principale  $\Delta\epsilon_1$  e la tensione massima su tale piano  $\sigma_{n,max}$ :

$$SWT = \sigma_{n,max} \Delta\epsilon_1 = \frac{\sigma_f'^2}{E} (2N)^{2b} + \sigma_f'^2 \epsilon_f'^2 (2N)^{b+c} \quad (4.1)$$

Tale parametro si è riscontrato predire con ottima approssimazione la nucleazione della cricca a fatica durante le prove in analisi [49]. Per tale motivo nella parte seguente si paragoneranno i valori sperimentali ottenuti da prove di fatica di contatto a quanto ricavato da un modello FEA per lo stato di tensione e deformazione, ricavando una caratterizzazione del materiale a fatica a basso numero di cicli.

### 4.2.1 Apparato sperimentale e risultati

Le prove di fatica di contatto sono state eseguite nell'ambito del basso numero di cicli ad un apparato sperimentale mostrato in figura 4.9.

Sono state eseguite prove su tre provini differenti in controllo di forza, alla frequenza di  $0.5Hz$  per tre livelli di carico: 16, 18,  $20kN$  di cui vengono riportati i risultati nella sezione seguente (stress ratio  $R = 0$ ).

#### Risultati sperimentali

**Provino a 20kN (fig. 4.10)** Il provino sottoposto ad un carico di  $20kN$  è andato in contro a rottura dopo 414 cicli. Il piano lungo il quale si è propagata la frattura forma un angolo con l'asse del provino (inteso come asse della filettatura) di  $53.4^\circ$ .

**Provino a 18kN (fig. 4.11)** Applicando  $18kN$ , la rottura è avvenuta dopo 13814 cicli e l'angolo del piano di rottura si è misurato in  $53^\circ$ .

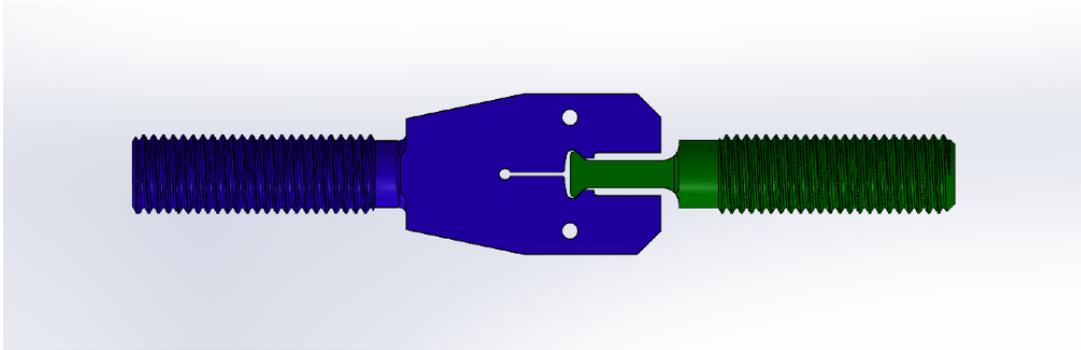


Figura 4.9. Apparato sperimentale per la prova di fatica a contatto. Il provino (verde) in studio è della lega Ti-48Al-2Cr-2Nb mentre la sede di attacco pala (blu) è in Inconel 718



Figura 4.10. Provino sottoposto a 20kN dopo la rottura.

**Provino a 16kN (fig. 4.12)** Applicando 16kN il provino non si è rotto in 300000 cicli ed il test è stato interrotto. (Per i calcoli si assume cedimento in 300000 cicli).



Figura 4.11. Provino sottoposto a 18kN dopo la rottura.



Figura 4.12. Provino sottoposto a 16kN dopo la rottura.

#### 4.2.2 Simulazioni con ANSYS

In questa sezione sono riportati i risultati delle simulazioni delle diverse prove effettuati con ANSYS MAPDL. Al fine di studiare il comportamento e la vita a fatica si sono rilevate, oltre agli stati tensionale e di deformazione nel punto di nucleazione della cricca a fatica, l'accumulo di lavoro plastico nel materiale, parametro indispensabile per predire la vita a fatica di un materiale secondo diversi autori.

### Analisi agli elementi finiti

Il codice relativo alle analisi effettuate è disponibile in appendice B. Analogamente a quando fatto per il disegno del provino per le prove di fatica uniassiali, sono stati utilizzati elementi PLANE183 per la discretizzazione della geometria, importata in 2D dal modello CAD della prova. Tale scelta è stata dettata da un notevole risparmio in termini di costo computazionale ed ha consentito una più precisa modellizzazione del contatto in termini di nodi. La simulazione è stata quindi effettuata sotto l'ipotesi di deformazione piana, sebbene il provino avesse spessore di  $14\text{mm}$ . La discretizzazione del dominio e del contatto tra i due corpi sono mostrati in figura 4.13: è stato importato un valore di attrito costante con l'usura di  $\mu = 0.4$ , come riportato in [54] per il materiali in uso. Per quanto riguarda vincoli e carichi, si è importata la simmetria delle condizioni al contorno sull'asse  $x$  e si è fissato il 'disco', applicando una forza variabile all'estremità della pala. I modelli di materiale utilizzati per la pala sono stati KINH e Chaboche precedentemente illustrati, mentre per il disco (in Inconel 718) si è ritenuto opportuno un semplice modello lineare isotropo.

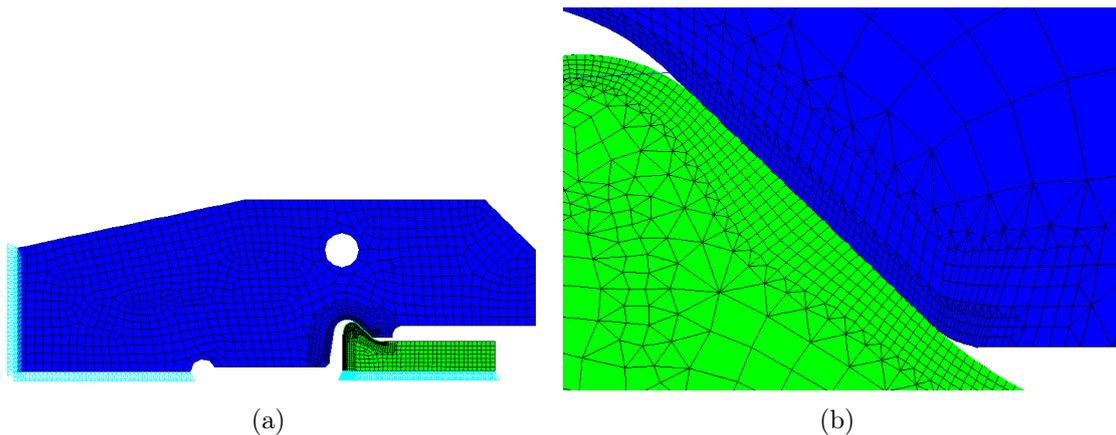


Figura 4.13. Discretizzazione dell'apparato sperimentale e del contatto.

### Risultati

In questa sezione si riporta il risultato delle simulazioni effettuate, utilizzando entrambi i modelli di materiale e per i tre carichi di prova (16kN, 18kN e 20kN). In particolare, si vuole sottolineare la differenza tra i modelli di materiale KINH e CHAB e la loro influenza sui risultati: pertanto, si sono riportati i dati riguardanti le principali grandezze legate al fenomeno della nucleazione della cricca ( $\epsilon_1^p$ ,  $\epsilon_1^{tot}$ ,  $\sigma_{eqv}$ ,  $\sigma_{hydro}$  e la distribuzione di tensioni al contatto), mostrando parallelamente i risultati ottenuti per il valore di 20kN.

Nelle figure 4.14, 4.15 è mostrato lo stato di deformazione in termini di deformazione plastica e deformazione totale rispettivamente (nella componente principale  $\epsilon_1$ ) per i due casi. In particolare è importante notare la distribuzione di  $\epsilon_1^{(p)}$  in quanto valore strettamente legato alla dissipazione di energia dovutamente al lavoro plastico all'interno del materiale. Tale modello di predizione per la fatica  $\phi(\mathbf{x}) = W_{pl} = \int \sigma(\mathbf{x}) : \dot{\epsilon}(\mathbf{x}) dt$  è stato discusso in sezione 4.2.3 e sarà utilizzato in fase di elaborazione. Si fa notare che nei punti di massima  $\epsilon_1^{(p)}$ ,  $W_{pl}$  in accordo con le simulazioni effettuate, si è verificata rottura a fatica nei provini testati. In figura 4.16 si riporta lo stato di tensione nelle due prove. La figura 4.17 riporta invece la componente idrostatica del tensore delle tensioni all'interno del materiale; secondo [52] tale termine costituisce un termine correttivo da applicare ai criteri puramente energetici nella forma  $\phi = \int \sigma(\mathbf{x}) : \dot{\epsilon}(\mathbf{x}) dt$  un termine correttivo della pressione idrostatica al valore dell'energia  $\phi = W_{pl} - cP$ , dove  $P$  è la pressione idrostatica e  $c$  è una costante del materiale. Infine si riporta l'andamento delle tensioni nell'area di contatto, che giustifica la presenza di picchi di tensione e deformazione nel provino in corrispondenza dei bordi del contatto.

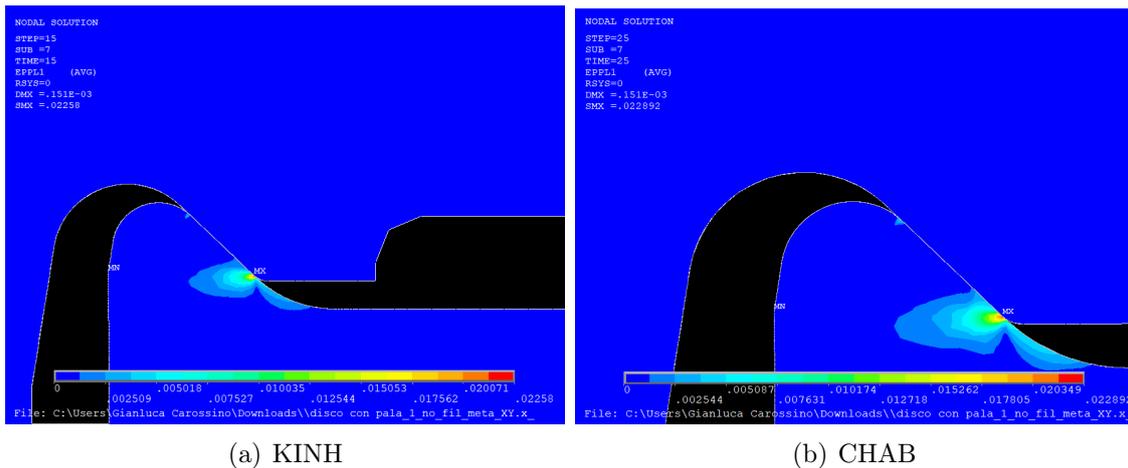


Figura 4.14. Nelle figure si riporta, dopo un opportuno numero di cicli, lo stato di  $\epsilon_1^{(p)}$  nell'area del contatto.

### 4.2.3 Elaborazione dei dati

In questa sezione è presentata l'elaborazione dei dati ottenuti con la FEA e l'integrazione con i dati sperimentali riguardanti il numero di cicli a fatica in cui è avvenuta la rottura. Nel seguito si analizza il comportamento in LCF utilizzando il modello a fatica proposto da Coffin-Manson, il modello energetico e la corrispondenza dei dati sperimentali con l'analisi FEM, mediante uno studio del piano di rottura dei provini.

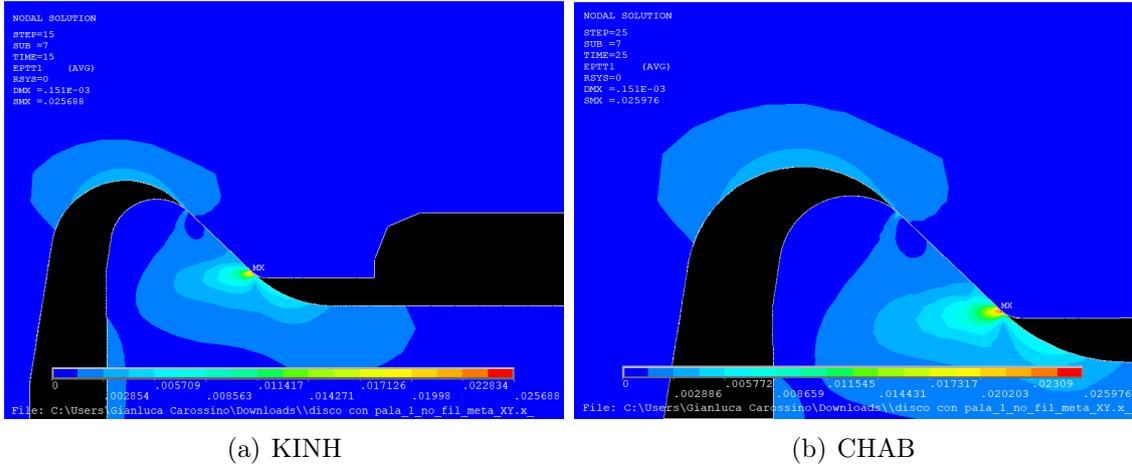


Figura 4.15. Nelle figure si riporta, dopo un opportuno numero di cicli, lo stato di  $\epsilon_1^{(tot)}$  nell'area del contatto.

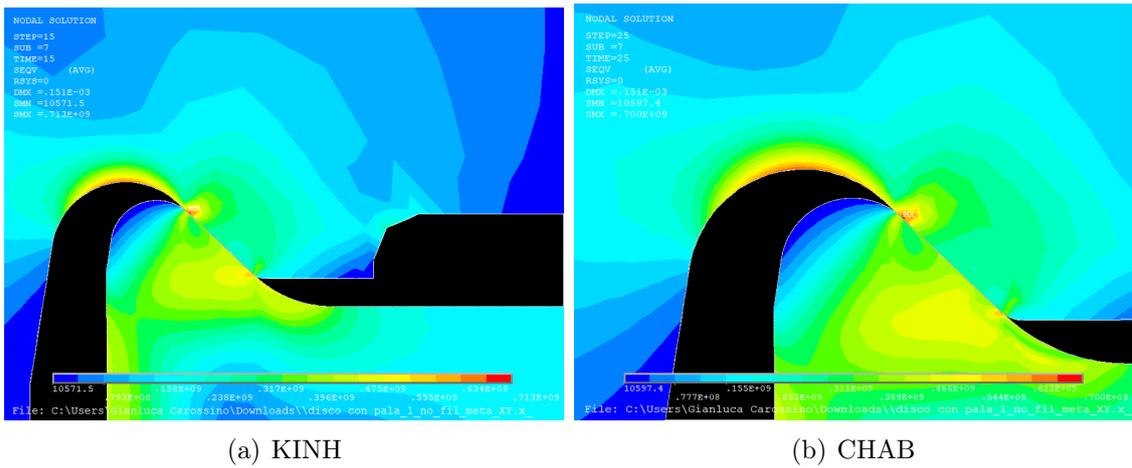


Figura 4.16. Si riporta lo stato tensionale in termini di  $\sigma_{eqv,VM}$  nell'area del contatto.

### Modello di Coffin-Manson

Correlando la vita a fatica  $N$  dei provini descritti in sezione 4.2.1 con i valori di tensione e deformazione calcolati tramite simulazione FEM (riportata nello stesso paragrafo), si è constatata la corrispondenza del punto di nucleazione della cricca con il punto avente valore massimo di deformazione plastica  $\epsilon_1^{(p)}$ , sia avendo utilizzato il modello KINH sia il modello CHAB per il materiale del provino. Ricordando la relazione di Coffin-Manson:

$$\frac{\Delta \epsilon_p}{2} = \epsilon'_f (2N)^c$$

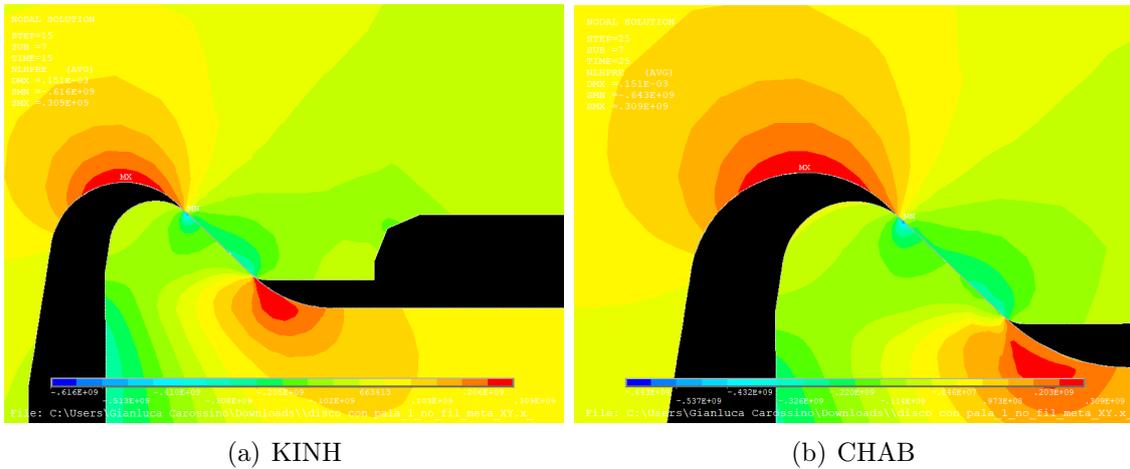


Figura 4.17. È riportato il valore della pressione idrostatica  $P$  nel materiale.

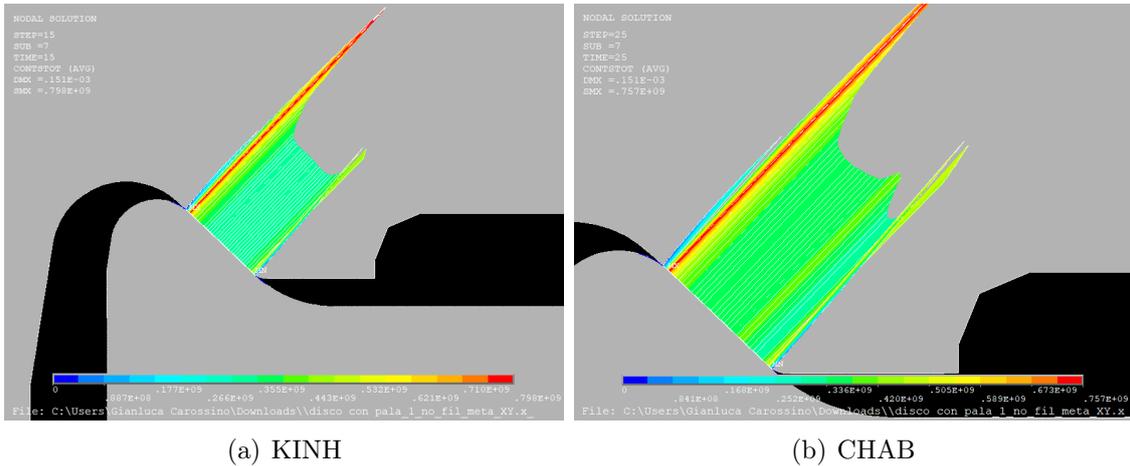


Figura 4.18. Soluzione tensionale nell'area di contatto.

è stato possibile ricavare dai dati sperimentali e delle simulazioni i coefficienti di fatica per il materiale  $\epsilon'_f$ ,  $c$ . Utilizzando un'interpolazione lineare nel piano doppio logaritmico si ottengono i risultati di tabella 4.2 e figura 4.19.

Un primo passo dopo aver ottenuto i coefficienti del modello di Coffin-Manson per il materiale in studio è stata la ricerca di altri dati riguardanti il materiale in studio, disponibili in letteratura, al fine di validare e confermare i dati ottenuti. Purtroppo, non sono stati trovati in letteratura dati riguardanti il comportamento in LCF in temperatura per il materiale in studio (Ti-48Al-2Cr-2Nb prodotto con EMB), bensì dati riguardanti la stessa lega prodotta con tecniche tradizionali. In particolare, si fa qui riferimento al lavoro di V. Recina e B. Karlsson [55] che hanno studiato il comportamento di Ti-48Al-2Cr-2Nb stampato in differenti direzioni e con differenti

	N	$\Delta\epsilon_{1,KINH}^p$ [%]	$\Delta\epsilon_{1,CHAB}^p$ [%]		$c$	$\epsilon'_f$
provino #0	300000	0.0233	0.0135	KINH	-0.364	0.0152
provino #1	13814	0.0757	0.0591	CHAB	-0.412	0.0175
provino #2	414	0.258	0.206			

Tabella 4.2. A sinistra sono riportati la vita a fatica e i dati ottenuti dalle simulazioni per il nodo più sollecitato, corrispondente al punto di rottura. A destra si riportano i risultati dell'interpolazione.

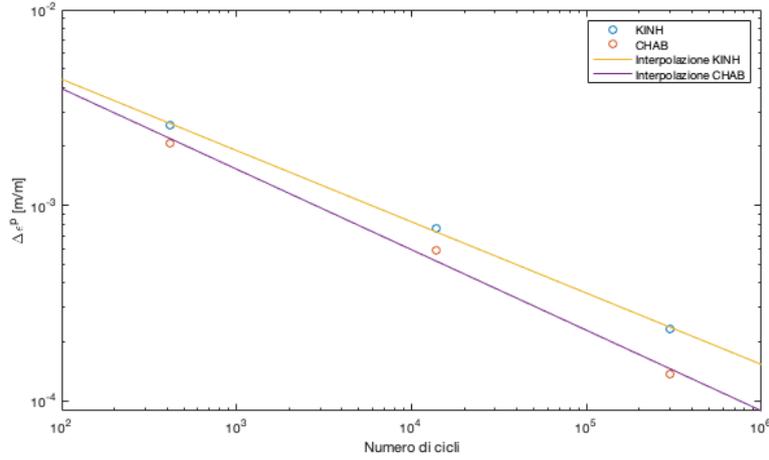


Figura 4.19. In figura sono riportati i dati sul piano  $\Delta\epsilon^{(p)} - N$

trattamenti termici, ad  $R = -1$  e circa  $T = 600^\circ C$ . I risultati da loro ottenuti riguardanti i coefficienti di fatica del modello di Coffin-Manson sono in linea con quelli ottenuti in questa tesi (in [55] si riportano  $(\epsilon'_f, c) \approx (0.010, -0.226)$ ,  $(\epsilon'_f, c) \approx (0.011, -0.191)$  per differenti microstrutture stampate), e rientrano nella naturale variabilità dei dati dovuta alle differenti condizioni sperimentali ed alla differente microstruttura dei materiali.

### Modello energetico

Analogamente a quanto fatto in precedenza con il modello per LCF di Coffin-Manson, è stato valutato l'utilizzo di un modello energetico come suggerito in sezione ed in particolare da [40]. Il modello energetico utilizzato è stato il seguente:

$$W_{pl} = \alpha N^\beta$$

dove  $W_{pl}$  rappresenta il lavoro per unità di volume dissipato durante un ciclo di fatica ed  $\alpha, \beta$  sono coefficienti del materiale (secondo [40], in disaccordo con articoli di altri autori lì citati, dipendenti da stress-ratio, temperatura di prova e microstruttura).

Nuovamente è stata effettuata una analisi di correlazione sul piano doppio logaritmico, ricavando i coefficienti  $\alpha, \beta$  e dimostrando la linearità del materiale sotto questo aspetto. I risultati sono riportati nella tabella 4.3 e figura 4.20.

	N	$W_{pl,KINH} [MJ/m^3]$	$W_{pl,CHAB} [MJ/m^3]$
provino #0	300000	0.0834	0.0482
provino #1	13814	0.314	0.232
provino #2	414	1.24	1.02

	$\alpha$	$\beta$
KINH	16.5	-0.409
CHAB	16.6	-0.462

Tabella 4.3. Sopra sono riportati la vita a fatica e i dati ottenuti dalle simulazioni per il nodo più sollecitato, corrispondente al punto di rottura. Sotto si riportano i risultati dell'interpolazione.

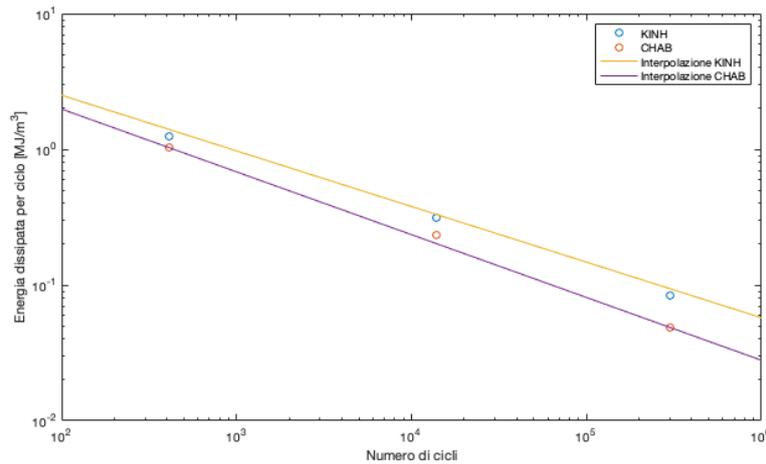


Figura 4.20. In figura sono riportati i dati sul piano  $W_{pl} - N$

I dati di interpolazione ottenuti per il modello energetico sono stati confrontati con i dati ottenuti da [40] per la stessa composizione intermetallica fabbricata però per stampaggio e metallurgia delle polveri. In [40] Gloanec et. al. applicano il medesimo modello energetico utilizzando dati di LCF ottenuti per diversi stress ratio  $R = -1, 0$ , a diverse temperature (RT e  $T = 750^\circ$ ) e diversi metodi di fabbricazione. I risultati numerici di questa tesi (le cui prove sono condotte a  $R = 0$ ,  $T = 640^\circ C$ ) sono in linea con quelli riportanti nell'articolo citato riassunti in figura ??; in particolare si ha ottima corrispondenza dell'esponente di fatica  $\beta$  che definisce l'evoluzione della legge mentre l'errore è di circa una decade per quanto riguarda il coefficiente  $\alpha$ .

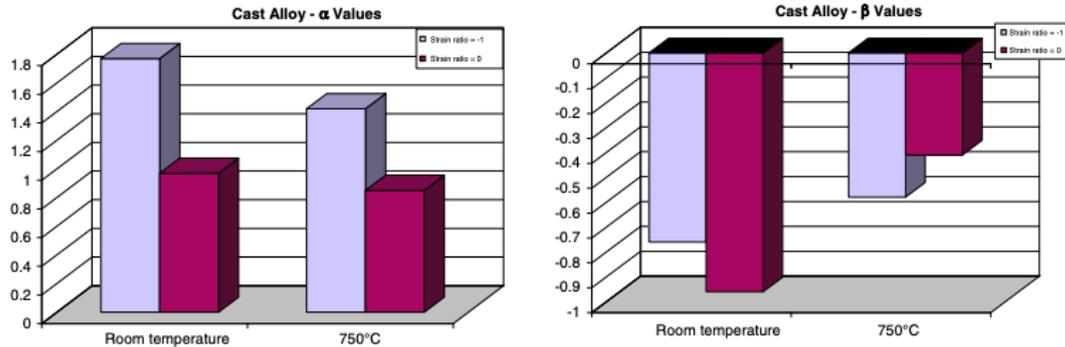


Figura 4.21. Si riportano riassunti in figura i dati riportati da [40] per quanto riguarda i coefficienti  $\alpha, \beta$  del modello energetico.

### Corrispondenza con FEA

La validità della simulazione agli elementi finiti ai fini del calcolo dello stato tensionale e di deformazione nei provini testati è suffragata da alcuni elementi di particolare rilievo:

1. innanzitutto, la rottura dei provini avviene esattamente nel punto di deformazione plastica massima previsto con la simulazione agli elementi finiti, che corrisponde ovviamente al punto con accumulo maggiore di lavoro plastico
2. utilizzando i valori FEA è possibile prevedere il punto di rottura anche utilizzando parametri tipici della fatica di contatto, quale  $SWT$  descritto all'inizio della sezione
3. le simulazioni sono state effettuate ipotizzando stato di deformazione piana: tale ipotesi è pienamente confermata dalla direzione dei piani di rottura, perfettamente perpendicolari al piano 2D simulato dal provino e non riportanti irregolarità nella direzione di crescita della cricca (in analogia a quanto descritto in UNI EN ISO 12737:2010 riguardo la rottura in deformazione piana)
4. secondo i principali studi sulla fatica multiassiale, la nucleazione della cricca avverrebbe lungo il piano critico, ovvero il piano nel quale si ha tensione tangenziale massima. I valori FEA e sperimentali sono stati comparati e l'errore risulta inferiore a  $15^\circ$  per ogni provino e simulazione effettuata.

## Capitolo 5

### Conclusioni e sviluppi futuri

Può definirsi soddisfacente raggiunto l'obiettivo iniziale di questo lavoro, ovvero la determinazione di una caratterizzazione preliminare per la vita a fatica di Ti-48Al-2Cr-2Nb prodotto con tecniche di fabbricazione additiva. I dati ottenuti, riportati nel capitolo precedente, si sono infatti dimostrati conformi a dati riguardanti lo stesso materiale, in seppur differenti condizioni per quanto riguarda la microstruttura, la temperatura e lo stress-ratio di test, mostrando di essere nell'intervallo di variabilità dei dati riportati in letteratura. Tale lavoro, derivato a sua volta dallo studio del comportamento a fretting fatigue riportato in [5] non è certo privo di un proseguio, che consisterà nell'esecuzione delle prove di fatica, in temperatura ed a basso numero di cicli, uniassiali, al fine di poter caratterizzare più precisamente il materiale ottenendo i cicli e isteresi sperimentali dello stesso. Con tali valori sarà possibile quindi tarare in maniera più accurata i modelli di comportamento plastico del materiale adottati in questa tesi e perciò migliorare la corrispondenza delle simulazioni con la realtà sperimentale, al fine di poter impiegare questa categoria di materiali nelle turbine di estrazione aeronautica.

# Appendice A

## ANSYS MAPDL Provino $\varnothing 8$

Si riporta in questa sezione il codice ANSYS MAPDL per la determinazione della distribuzione di tensioni all'interno del provino:

```
/input,start,ans,'D:\ANSYS Inc\ANSYS Student\v193\ANSYS\apdl\  
! definizione parametri  
*SET,d_nocciolo,20  
*SET,d_hole,-1  
*SET,d_int,8  
*SET,l_provino,60  
*SET,l_filettata,12.5  
*SET,s,2  
*SET,r,13.6569  
*SET,pi,3.1415  
*SET,theta,45*pi/180  
*SET,l_retta,11.6863  
! avvio preprocessing  
/PREP7  
! definizione kp K,1,x,y,,  
K,1,d_nocciolo/2,(l_provino/2-l_filettata),,  
K,2,d_nocciolo/2-s*tan(theta),(l_provino/2-l_filettata-s),,  
K,3,d_int/2,l_retta/2,,  
K,4,d_int/2,0,,  
K,5,d_nocciolo/2,0,,  
! creazione area attraverso i kp  
FLST,2,5,3  
FITEM,2,1  
FITEM,2,2  
FITEM,2,3  
FITEM,2,4
```

```

FITEM,2,5
A,P51X
! definizione rettangolo x1 x2 y1 y2 RECTNG,0,1,0,3,
RECTNG,0,d_nocciolo/2,0,l_provino/2,
RECTNG,0,d_hole/2,0,l_provino/2,
FLST,3,2,5,ORDE,2
FITEM,3,1
FITEM,3,3
CYL4,r+d_int/2,l_retta/2,r
! sottrazione aree
ASBA,      2,      4
FLST,3,2,5,ORDE,2
FITEM,3,1
FITEM,3,3
ASBA,      5,P51X
! propriet  materiale
MPTEMP,,,,,,,,
MPTEMP,1,0
MPDATA,EX,1,,200e9
MPDATA,PRXY,1,,0.3
! definizione elemento
ET,1,PLANE183
!*
KEYOPT,1,1,0
KEYOPT,1,3,1
KEYOPT,1,6,0
!*

!***** MESHING
SMRT,6
SMRT,5
SMRT,4
SMRT,3
SMRT,2
SMRT,1
MSHAPE,1,2D
MSHKEY,0
!*
CM,_Y,AREA

```

```

ASEL, , , , 2
CM, _Y1, AREA
CHKMSH, 'AREA'
CMSEL, S, _Y
!*
AMESH, _Y1
!*
CMDELE, _Y
CMDELE, _Y1
CMDELE, _Y2
!*
/UI, MESH, OFF

```

```

!*****

```

```

!*****

```

```

/REPLOT, RESIZE
FLST, 2, 1, 4, ORDE, 1
FITEM, 2, 6
!*
/GO
DL, P51X, , UY, 0.01
DL, 14, , SYMM

```

```

!*****

```

```

FINISH
/SOL
/STATUS, SOLU
SOLVE
FINISH

```

# Appendice B

## ANSYS MAPDL fatica di contatto

In questa sezione si riporta il codice per lo studio della prova di fatica di contatto utilizzato (con materiale CHAB):

```
!!!!!!!!!!!! INPUTS CONST
*SET,FORZA,20000 ![N]
*SET,N_CICLI,25 ! >3
*SET,I,1 ! parametro di ciclo
*SET,FLAGG,1
*SET,PRESSIONE_APPL,FORZA/0.014/0.007
MESH_FACTOR=0.018 !1e-2
! parametro di ciclo
!!!!!!!!!!!! END INPUT COSTANTI
!!! INPUT GEOM
/input,menust,tmp,''
/GRA,POWER
/GST,ON
/PLO,INFO,3
/GRO,CURL,ON
/CPLANE,1
/REPLOT,RESIZE
WPSTYLE,,,,,,,,0
~PARAIN,'disco con pala_1_no_fil_meta_XY','x_t','C:\Users\Gianluca Carossino\Downlo
/NOPR
/GO
/VIEW,1,1,1,1
/ANG,1
/REP,FAST
FLST,3,2,5,ORDE,2
FITEM,3,1
```

```

FITEM,3,15
AGEN,2,P51X, , , , ,0.01, ,0
FLST,2,2,6,ORDE,2
FITEM,2,1
FITEM,2,-2
VDELE,P51X, , ,1
APLOT
/VIEW,1, , , -1
/ANG,1
/REP,FAST
/VIEW,1, , , 1
/ANG,1
/REP,FAST

!MOVING SURF
FLST,3,1,5,ORDE,1
FITEM,3,34
AGEN, ,P51X, , , -6.153079636E-05,-6.364785246E-05,0, , ,1

!*****Elements
ET,1,PLANE183
KEYOPT,1,1,0 !1,1,1 per triangolari se triangolari non funziona piu il contatto
KEYOPT,1,3,2
KEYOPT,1,6,0

!*****Material
MPTEMP, , , , , , ,
MPTEMP,1,0
MPDATA,EX,1, ,149.774778e9
MPDATA,PRXY,1, ,0.3 !gammaTIAL

!-o-o-o-o- CHABOCHE -o-o-o-o-o-o-
TB,CHAB,1,1,2.0,
TBTEMP,0
TBDATA, ,297.7031017e6,398609.934e6,2408.768978,6742.975467e6,1.026531555,
! -o-o-o-o FINE CHABOCHE -o-o-o-o-o

! -o-o-o-o-o KINH -o-o-o-o-o-o
! TB,KINH,1,1,20,0
! TBTEMP,0
! TBPT, ,0,0

```

```
! TBPT,,0.2026e-2,303.4437
! TBPT,,0.2750e-2,389.3363
! TBPT,,0.3064e-2,413.9403
! TBPT,,0.3618e-2,437.2532
! TBPT,,0.4388e-2,455.3906
! TBPT,,0.5062e-2,464.8952
! TBPT,,0.6048e-2,473.5415
! TBPT,,0.7083e-2,482.1884
! TBPT,,0.8623e-2,493.4324
! TBPT,,1.1895e-2,517.2179
! TBPT,,1.5263e-2,540.1418
! TBPT,,1.9136e-2,561.3470
! TBPT,,2.2167e-2,579.5186
! TBPT,,2.4862e-2,592.9378
! TBPT,,2.8182e-2,608.0928
! TBPT,,3.2031e-2,626.2767
! TBPT,,3.6457e-2,645.3325
! TBPT,,4.0018e-2,660.0595
! TBPT,,4.4516e-2,676.5270
```

```
! -o-o-o-o-o-o FINE KINH -o-o-o
```

```
MPTEMP,,,,,,,,
MPTEMP,1,0
MPDATA,EX,2,,163.41e9 !inconel è 2
MPDATA,PRXY,2,,0.283
```

```
!*****Meshing all areas
```

```
TYPE, 1
MAT, 1
ESIZE,0.03*MESH_FACTOR
AMESH,33 !titanium alumide
```

```
TYPE, 1
MAT, 2
ESIZE,0.06*MESH_FACTOR !piu o meno la giusta dimensione, forse troppo piccolo 0.00
AMESH,34 !inconel
```

```
!*****TARGET MESHING - raffinamento al contatto
! LREFINE, NL1, NL2, NINC, LEVEL, DEPTH, POST, RETAIN
```

```
! refine TIAL
LREFINE, 85, 85, , 1, 2, SMOOTH, OFF
LREFINE, 89, 92, , 1, 2, SMOOTH, OFF
LREFINE, 85, 85, , 3, 1, SMOOTH, OFF
LREFINE, 89, 92, , 3, 1, SMOOTH, OFF

! refine inconel
LREFINE, 99, 102, , 1, 2, SMOOTH, OFF
LREFINE, 99, 102, , 1, 1, SMOOTH, OFF

!*****TARGET
LSEL,S,LINE,,99,102 !linee contatto inconel
MAT,2
R,3
REAL,3
ET,2,169
ET,3,172
KEYOPT,3,9,0
KEYOPT,3,10,2
KEYOPT,3,12,0
R,3,
RMORE,
RMORE,,0
RMORE,0
TYPE,2
NSLL,S,1
ESLN,S,0
ESURF
!*****CONTACT
LSEL,S,LINE,,89,92 !linee contatto provino
!LSEL,A,LINE,,21,23 !altre linee contatto provino
TYPE,3
MAT,1
NSLL,S,1 ! seleziona i nodi associati alle line selezionate
ESLN,S,0 ! seleziona gli elementi attaccati ai nodi selezionati
ESURF !
ALLSEL !
ESEL,ALL !ESEL selecta set of subset elements
ESEL,S,TYPE,,2 !
ESEL,A,TYPE,,3 !
ESEL,R,REAL,,3 !
```



```
*DO,II,2,N_CICLI,2

/SOL

ANTYPE, 0, RESTART, II-1, , CONTINUE

!DDELE,ALL,ALL
NSUBST,10,40,5
OUTRES,ALL,ALL
AUTOTS,ON
TIME,II
! -----vincoli inizio
DL,      94, ,SYMM
DL,      86, ,SYMM
FLST,2,1,4,ORDE,1
FITEM,2,93
DL,P51X, ,ALL,0

FLST,2,1,4,ORDE,1
FITEM,2,87
!DL,P51X, ,UX,8e-4
! carico in pressione se II pari allora carica, se II dispari allora scarica
!FLST,2,1,4,ORDE,1
!FITEM,2,87
PPP= PRESSIONE_APPL
SFL,P51X,PRES,-1e6,

! -----          vincoli: fine
!rescontrol,define,all,,
SOLVE
FINISH
!-----

/SOL

ANTYPE, 0, RESTART, II, , CONTINUE

!DDELE,ALL,ALL
NSUBST,10,40,5
OUTRES,ALL,ALL
AUTOTS,ON
TIME,II+1
```

```
! -----vincoli inizio
DL,      94, ,SYMM
DL,      86, ,SYMM
FLST,2,1,4,ORDE,1
FITEM,2,93
DL,P51X, ,ALL,0

FLST,2,1,4,ORDE,1
FITEM,2,87
!DL,P51X, ,UX,8e-4
! carico in pressione se II pari allora carica, se II dispari allora scarica
!FLST,2,1,4,ORDE,1
!FITEM,2,87
PPP= PRESSIONE_APPL
SFL,P51X,PRES,-PRESSIONE_APPL, !PRESSIONE ALTA

! -----          vincoli: fine
!rescontrol,define,all,,
SOLVE
FINISH

*ENDDO
SAVE,risultati.db
```

# Bibliografia

- [1] Airbus, 2019-2038 Global Market Forecast
- [2] ACARE, European Aeronautics: a vision for 2020, (2001)
- [3] ACARE, FlightPath 2050 Goals, (2018) <https://www.acare4europe.org/sria/flightpath-2050-goals>
- [4] SBAC, Aviation and Environment Briefing Papers, (2013)
- [5] Lavella, M., Botto, D. (2018). Fretting Fatigue Analysis of Additively Manufactured Blade Root Made of Intermetallic Ti-48Al-2Cr-2Nb Alloy at High Temperature. *Materials* (Basel, Switzerland), 11(7), 1052. doi:10.3390/ma11071052
- [6] R.E. Schafrik, J.C. Williams, *Jet Engine Materials*, Editor(s): K.H. Jürgen Buschow, Robert W. Cahn, Merton C. Flemings, Bernhard Ilschner, Edward J. Kramer, Subhash Mahajan, Patrick Veyssi re, *Encyclopedia of Materials: Science and Technology*, Elsevier, 2001, Pages 4331-4338, ISBN 9780080431529, <https://doi.org/10.1016/B0-08-043152-6/00759-2>
- [7] Jianfu Hou, Bryon J Wicks, Ross A Antoniou, An investigation of fatigue failures of turbine blades in a gas turbine engine by mechanical analysis, *Engineering Failure Analysis*, Volume 9, Issue 2, 2002, Pages 201-211, ISSN 1350-6307, [https://doi.org/10.1016/S1350-6307\(01\)00005-X](https://doi.org/10.1016/S1350-6307(01)00005-X)
- [8] *ASM Specialty Handbook: Heat-Resistant Materials*, ASM International (1997), ISBN: 978-0-87170-596-9
- [9] Matthew J. Donachie, Stephen J. Donachie, *Superalloys: A Technical Guide*, 2nd Edition, ASM International (2002)
- [10] Roger C. Reed, *The Superalloys: Fundamentals and Applications*, Cambridge University Press (2008)
- [11] Pollock, Tresa Tin, Sammy. (2006). Nickel-Based Superalloys for Advanced Turbine Engines: Chemistry, Microstructure and Properties. *Journal of Propulsion and Power*. 22. 361-374. 10.2514/1.18239.
- [12] Lorenzo Rossi, *Materiali metallici in ambienti corrosivi alle alte temperature: confronti e impieghi*, Tesi di dottorato 2004/2005, Universit  degli studi di Napoli Federico II
- [13] Ruth Jiang, Robin Kleer, Frank T. Piller, Predicting the future of additive manufacturing: A Delphi study on economic and societal implications of 3D

- printing for 2030, *Technological Forecasting and Social Change*, Volume 117, 2017, Pages 84-97, ISSN 0040-1625, <https://doi.org/10.1016/j.techfore.2017.01.006>
- [14] Holmström, J., Partanen, J., Tuomi, J., Walter, M., 2010. Rapid manufacturing in the spare parts supply chain: Alternative approaches to capacity deployment. *Journal of Manufacturing Technology Management* 21, 687–697.
- [15] Bikas, H., Stavropoulos, P. Chryssolouris, G. *Int J Adv Manuf Technol* (2016) 83: 389. <https://doi.org/10.1007/s00170-015-7576-2>
- [16] Campbell, I., David, B., Ian, G., 2012. Additive manufacturing: Rapid prototyping comes of age. *Rapid Prototyping Journal* 18, 255–258.
- [17] <https://www.additively.com>
- [18] Gong, Xibing Cheng, Bo Price, Steven Chou, Kevin. (2013). Powder-bed electron-beam-melting additive manufacturing: Powder characterization, process simulation and metrology. ASME District F- ECTC 2013: Early Career Technical Conference. 12.
- [19] <http://www.arcam.com/technology/electron-beam-melting/>
- [20] Oshida, Yoshiaki. (2013). *Fabrication Technologies*. 10.1016/B978-0-444-62625-7.00010-8.
- [21] Biamino, Sara Penna, A. Ackelid, Ulf Sabbadini, S. Tassa, Oriana Finno, Paolo Pavese, Matteo Gennaro, P. Badini, C.. (2011). Electron beam melting of Ti-48Al-2Cr-2Nb alloy: Microstructure and mechanical properties investigation. *Intermetallics*. 19. 776-781. [10.1016/j.intermet.2010.11.017](https://doi.org/10.1016/j.intermet.2010.11.017)
- [22] Ercan Cakmak, Peeyush Nandwana, Dongwon Shin, Yukinori Yamamoto, Maxim N. Gussev, Indrani Sen, M. Hazar Seren, Thomas R. Watkins, J. Allen Haynes, A comprehensive study on the fabrication and characterization of Ti-48Al-2Cr-2Nb preforms manufactured using electron beam melting, *Materialia*, Volume 6, 2019, 100284, ISSN 2589-1529, <https://doi.org/10.1016/j.mtla.2019.100284>
- [23] Bartolotta, P., Barrett, J., Kelly, T. et al., The use of cast Ti-48Al-2Cr-2Nb in jet engines, *JOM* (1997) 49: 48. <https://doi.org/10.1007/BF02914685>
- [24] Lasalmonie, Alain. (2006). *Intermetallics: Why is it so difficult to introduce them in gas turbine engines?*. *Intermetallics*. 14. 10.1016/j.intermet.2006.01.064.
- [25] Wei Sha, Savko Malinov, *Titanium Alloys: Modelling of Microstructure, Properties and Applications*, Editor(s): Wei Sha, Savko Malinov, In Woodhead Publishing Series in Metals and Surface Engineering, 2009, ISBN 9781845693756
- [26] Gerhard Welsch, Rodney Boyer, E. W. Collings, *Materials Properties Handbook: Titanium Alloys*, ASM International, (1993)
- [27] Wang, J., Yang, K., Liu, N. et al., Microstructure and Tensile Properties of Ti-48Al-2Cr-2Nb Rods Additively Manufactured by Selective Electron Beam Melting, *JOM* (2017) 69: 2751. <https://doi.org/10.1007/s11837-017-2583-4>

- [28] ASTM E1823 Standard Terminology Relating to Fatigue and Fracture, ASTM (2000)
- [29] Howard E. Boyer, Atlas of Fatigue Curves, ASM International, (1985)
- [30] A.-L. Gloanec, G. Hénaff, D. Bertheau, Influence of temperature on the low cycle fatigue behaviour of a gamma-titanium-aluminide alloy, Editor(s): L. Rémy, J. Petit, European Structural Integrity Society, Elsevier, Volume 29, 2002, Pages 103-112, ISSN 1566-1369, ISBN 9780080439822, [https://doi.org/10.1016/S1566-1369\(02\)80067-X](https://doi.org/10.1016/S1566-1369(02)80067-X)
- [31] Pineau A. (1989) Mechanisms of Creep-Fatigue Interactions. In: Branco C.M., Rosa L.G. (eds) Advances in Fatigue Science and Technology. NATO ASI Series (Series E: Applied Sciences), vol 159. Springer, Dordrecht
- [32] Viswanathan, G. Kartikeyan, S Mills, M. Vasudevan, Vijay. (2001). Creep properties of a fully-lamellar Ti-48Al-2Cr-2Nb alloy. Materials Science and Engineering A-structural Materials Properties Microstructure and Processing - MATER SCI ENG A-STRUCT MATER. 319. 833-837. 10.1016/S0921-5093(01)01050-4.
- [33] Young-Won (Y-W.) Kim, Microstructural evolution and mechanical properties of a forged gamma titanium aluminide alloy, Acta Metallurgica et Materialia, Volume 40, Issue 6, 1992, Pages 1121-1134, ISSN 0956-7151, [https://doi.org/10.1016/0956-7151\(92\)90411-7](https://doi.org/10.1016/0956-7151(92)90411-7)
- [34] Juechter, Vera Körner, Carolin. (2016). Creep Properties of Ti-48Al-2Cr-2Nb Produced by Selective Electron Beam Melting. Key Engineering Materials. 704. 190-196. 10.4028/www.scientific.net/KEM.704.190.
- [35] Young-Kyun Kim, Seong-June Youn, Seong-Woong Kim, Jaekeun Hong, Kee-Ahn Lee, High-temperature creep behavior of gamma Ti-48Al-2Cr-2Nb alloy additively manufactured by electron beam melting, Materials Science and Engineering: A, Volume 763, 2019, 138138, ISSN 0921-5093, <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.138138>
- [36] Suresh, S. (1998). Fatigue of Materials. Cambridge: Cambridge University Press. [doi:10.1017/CB09780511806575](https://doi.org/10.1017/CB09780511806575)
- [37] R. P. Skelton (1991), Energy criterion for high temperature low cycle fatigue failure, Materials Science and Technology, 7:5, 427-440, DOI: [10.1179/mst.1991.7.5.427](https://doi.org/10.1179/mst.1991.7.5.427)
- [38] Constantinescu, Andrei Charkaluk, Eric Lederer, Guy Verger, Laetitia. (2004). A computational approach to thermomechanical fatigue. International Journal of Fatigue. 26. 805-818. [10.1016/j.ijfatigue.2004.01.006](https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2004.01.006).
- [39] Du, W., Luo, Y., Wang, Y., Chen, S., and Yu, D. (2017) A new energy-based method to evaluate low-cycle fatigue damage of AISI H11 at elevated temperature. Fatigue Fract Engng Mater Struct, 40: 994– 1004. [10.1111/ffe.12570](https://doi.org/10.1111/ffe.12570).

- [40] A.L. Gloanec, T. Milani, G. Hénaff, Impact of microstructure, temperature and strain ratio on energy-based low-cycle fatigue life prediction models for TiAl alloys, *International Journal of Fatigue*, Volume 32, Issue 7, 2010, Pages 1015-1021, ISSN 0142-1123, <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2009.11.008>
- [41] ISO 12106:2017 Metallic materials — Fatigue testing — Axial-strain-controlled method
- [42] ISO 12107:2012 Metallic materials — Fatigue testing — Statistical planning and analysis of data
- [43] ASTM E606 / E606M - 12 Standard Test Method for Strain-Controlled Fatigue Testing
- [44] Christian Müller, Michael Wächter, Rainer Masendorf, Alfons Esderts, Accuracy of fatigue limits estimated by the staircase method using different evaluation techniques, *International Journal of Fatigue*, Volume 100, Part 1, 2017, Pages 296-307, ISSN 0142-1123, <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2017.03.030>
- [45] Du, W., Luo, Y., Wang, Y., Chen, S., and Yu, D. (2017) A new energy-based method to evaluate low-cycle fatigue damage of AISI H11 at elevated temperature. *Fatigue Fract Engng Mater Struct*, 40: 994– 1004. doi: 10.1111/ffe.12570.
- [46] Lehnhoff, T. F., and Bunyard, B. A. (March 7, 2000). "Bolt Thread and Head Fillet Stress Concentration Factors ." *ASME. J. Pressure Vessel Technol.* May 2000; 122(2): 180–185. <https://doi.org/10.1115/1.556168>
- [47] <https://www.polytec.com/eu/vibrometry/products/>
- [48] ASTM E83 - 16, Standard Practice for Verification and Classification of Extensometer Systems
- [49] Farhad Alinejad, Daniele Botto, non pubblicato, 2018
- [50] Lemaitre, J. and Chaboche, J.L., *Mechanics of Solid Materials*, Cambridge University Press, 1990.
- [51] Chaboche, J.L., "Constitutive Equations for Cyclic Plasticity and Cyclic Viscoplasticity", *International Journal of Plasticity*, Vol. 5, pp. 247-302, 1989.
- [52] Amiable S, Chapuliot S, Constantinescu A, Fissolo A. A comparison of lifetime prediction methods for a thermal fatigue experiment. *Int J Fatigue* 2006;28:692–706
- [53] Smith, R.N., Watson, P., and Topper, T.H., "A Stress-Strain Parameter for the Fatigue of Metals," *Journal of Materials*, Vol. 5, No. 4, 197
- [54] Lavella, M.; Botto, D.; Gola, M.M. Test rig for wear and contact parameters extraction for flat-on-flat contact surfaces. In *Proceedings of the ASME/STLE International Joint Tribology Conference (IJTC 2011)*, Los Angeles, CA, USA, 24–26 October 2011. Paper IJTC2011-61234. [CrossRef]
- [55] Recina, Viktor Karlsson, Birger. (2000). High temperature low cycle fatigue properties of Ti-48Al-2Cr-2Nb gamma titanium: Aluminides cast in different

dimensions. Scripta Materialia - SCRIPTA MATER. 43. 609-615. 10.1016/S1359-6462(00)00448-6.