



**Politecnico  
di Torino**

# **Politecnico di Torino**

**Laurea Magistrale in Ingegneria Meccanica**

**Sessione di Laurea Dicembre 2025**

**Analisi del comportamento a fatica ad altissimo numero di  
cicli di giunti saldati tramite Friction Stir Welding ed  
applicazione del metodo Strain Energy Density**

**Relatori:**

**Prof. Andrea Tridello**

**Prof. Carlo Boursier Niutta**

**Prof. Davide Salvatore Paolino**

**Candidato:**

**Paolo Zuliani**

*A tutti i bambini e i ragazzi che,  
nati e cresciuti sotto le bombe,  
non hanno avuto le mie stesse opportunità.*

*“Il nostro messaggio ai giovani è amare la vita e coltivare la curiosità.  
Non devono accontentarsi di essere superficiali, perchè le cose belle bisogna andarsele  
a cercarle a fondo.*

*E soprattutto, è bene che non si costruiscano troppe certezze:  
sono il dubbio e la ricerca costante, che fanno crescere e pensare.”*

— Augusto Daolio

# **Analisi del comportamento a fatica ad altissimo numero di cicli delle saldature**

**Paolo Zuliani**

## **Sommario**

Una delle problematiche maggiori nell'ambito della progettazione meccanica è costituita dai fenomeni di fatica, poichè la maggioranza dei componenti meccanici sono sottoposti a dei carichi variabili nel tempo. Tale problema risulta di rilievo particolare in presenza di variazioni delle geometrie (intagli), perchè causano un'intensificazione delle tensioni, e di saldatura, poichè introducono sia difetti che variazioni geometriche. Allo stesso tempo gli studi degli ultimi decenni hanno evidenziato l'assenza di un limite di fatica tradizionale, dato che le rotture possono verificarsi anche ad un numero di cicli superiore a  $2 \cdot 10^6$  cicli. Per questo motivo si parla di Very High Cycle Fatigue (VHCF).

Il presente studio è dunque finalizzato a valutare sperimentalmente il comportamento a fatica dei metalli saldati sottoposti ad un numero molto elevato di cicli. In particolare, le analisi sono incentrate sull'analisi delle leghe di alluminio saldate tramite la tecnologia di saldatura Friction Stir Welding (FSW). Lo studio comprende anche un'analisi sul metodo Strain Energy Density (SED) in campo VHCF, al fine di valutarne vantaggi e svantaggi, comparati con i risultati presenti in letteratura in campo High Cycle Fatigue (HCF). Tale analisi è basata sull'analisi di dati sperimentali presenti in letteratura riguardanti i componenti intagliati e serve a comprendere l'applicabilità del metodo in campo VHCF, al fine di valutare se, in futuro, possa essere applicato anche alle saldature.



# Indice

<b>1</b>	<b>La fatica ad altissimo numero di cicli dei materiali metallici</b>	<b>1</b>
1.1	Metodi di prova per la fatica ad altissimo numero di cicli . . . . .	2
1.2	Comportamento dei metalli sottoposti ad altissimo numero di cicli .	4
<b>2</b>	<b>Tecnologie di saldatura e influenza sul comportamento VHCF dei materiali</b>	<b>7</b>
2.1	Le principali tecnologie di saldatura . . . . .	7
2.1.1	Saldature per fusione . . . . .	7
2.1.2	Saldature allo stato solido . . . . .	10
2.2	Il comportamento a fatica dei giunti Friction Stir Welding . . . . .	12
2.2.1	Caratteristiche microstrutturali . . . . .	13
2.2.2	Meccanismo di frattura . . . . .	13
2.2.3	Resistenza a fatica . . . . .	14
2.3	Il comportamento VHCF dei materiali saldati . . . . .	15
2.3.1	Contesto normativo . . . . .	15
2.3.2	Acciai non legati a basso tenore di carbonio . . . . .	17
2.3.3	Acciai legati e inossidabili . . . . .	20
2.3.4	Leghe di alluminio . . . . .	21
2.3.5	Altre leghe metalliche non ferrose . . . . .	26
2.3.6	Considerazioni generali sui risultati presenti in letteratura . .	27
<b>3</b>	<b>Analisi sperimentale del comportamento VHCF di provini in alluminio</b>	<b>28</b>
3.1	Preparazione delle piastre e misura delle proprietà dinamiche della lega di alluminio 7075-T6 . . . . .	28
3.1.1	Misura delle proprietà dinamiche della lega AA7075-T6 . . .	29
3.2	Progettazione del provino . . . . .	30
3.2.1	Dimensionamento analitico . . . . .	32
3.2.2	Ottimizzazione numerica . . . . .	35
3.3	Validazione estensimetrica . . . . .	38
3.4	Analisi sperimentale locale della saldatura . . . . .	41
3.4.1	Prove di durezza Vickers . . . . .	41
3.4.2	Analisi al microscopio ottico . . . . .	43
3.4.3	Prove di trazione con utilizzo di Digital Image Correlation . .	44

3.5	Analisi numerica dei risultati della DIC . . . . .	48
3.5.1	Modello con modulo elastico variabile . . . . .	48
3.5.1.1	Effetto della variazione del modulo elastico sull'analisi modale . . . . .	51
3.5.1.2	Influenza sull'analisi armonica . . . . .	52
3.5.2	Modelo con distorsioni . . . . .	53
3.5.2.1	Influenza delle distorsioni sull'analisi modale . . . .	54
3.5.2.2	Effetto sull'analisi armonica . . . . .	55
3.6	Validazione estensimetrica del modello con distorsioni . . . . .	56
3.7	Prove di fatica VHCF . . . . .	58
3.7.1	Analisi numerica delle tensioni durante le prove . . . . .	58
3.7.2	Risultati sperimentali . . . . .	59
<b>4</b>	<b>Il metodo SED e la sua applicazione in campo VHCF</b>	<b>66</b>
4.1	Gli approcci locali e la teoria del metodo SED . . . . .	66
4.1.1	Teoria della distanza critica . . . . .	67
4.1.2	Notch Stress Intensity Factor . . . . .	68
4.1.3	Strain Energy Density . . . . .	69
4.2	Approccio utilizzato per l'applicazione del metodo SED in campo VHCF	72
4.2.1	Opzione A: approccio a 5 parametri . . . . .	76
4.2.2	Opzione B: approccio a 3 parametri . . . . .	77
4.3	Riassunto dei risultati . . . . .	78
4.3.1	Confronto con il metodo SED in campo HCF . . . . .	85
4.4	Considerazioni sul raggio critico . . . . .	88
4.5	Effetto delle dimensione della mesh . . . . .	94
4.6	Effetto della tipologia di modello numerico . . . . .	95
4.7	Effetto della frequenza di sollecitazione . . . . .	99
4.8	Considerazioni finali sui risultati dell'analisi SED . . . . .	104
<b>5</b>	<b>Conclusioni e sviluppi futuri</b>	<b>105</b>
5.0.1	Sviluppi futuri . . . . .	105
<b>A</b>	<b>Esempio di codice Matlab per il calcolo numerico del raggio critico</b>	<b>107</b>
<b>B</b>	<b>Esempio di codice Matlab per il calcolo numerico del raggio critico</b>	<b>110</b>
	<b>Bibliografia</b>	<b>114</b>

# Elenco delle figure

1.1	Defizione dei campi LCF, HCF e VHCF (i valori dei numeri di cicli di transizioen sono indicativi) . . . . .	2
1.2	(a) Macchinario utilizzato per le prove sperimentali (b) Spostamenti subiti dai diversi componenti . . . . .	3
1.3	Superficie di rottura in presenza di cricche nucleate da inclusioni [4](a) Fish-eye (b) Fine Granular Area (FGA) . . . . .	5
2.1	Tecnica di saldatura TIG, immagine ricavata da [6] . . . . .	8
2.2	Tecnica di saldatura SMAW, immagine ricavata da [6] . . . . .	9
2.3	Tecnica di saldatura SAW, immagine ricavata da [6] . . . . .	9
2.4	Tecnica di saldatura continua a rulli, immagine ricavata da [6] . . . .	10
2.5	Tecnica di saldatura continua a rulli, immagine ricavata da [6] . . . .	11
2.6	Tecnica di saldatura per frizione, immagine ricavata da [6] . . . . .	11
2.7	Tecnica di saldatura Friction Stir Welding, immagine ricavata da [6] .	12
2.8	Microstruttura ottenuta tramite FSW, immagine ricavata dall'articolo di Li et al. [7] . . . . .	13
2.9	Curve S-N delle leghe di alluminio con FSW, immagine ricavata dall'articolo di Li et al. [7] . . . . .	15
2.10	Giunto 36-3,4 della norma EN ISO 1999-3 . . . . .	16
2.11	Esempio di curve $\Delta\sigma - N$ della norma EN ISO 1999-3 . . . . .	16
2.12	Geometria dei provini cruciformi in acciaio utilizzati da: (a) Yin et al. [9] (b) Gao et al. [10] . . . . .	18
2.13	Confronto tra la curva FAT80 della normativa UNI EN 1993-1-9 e i dati sperimentali ottenuti da Yin et al. [9] e Gao et al. [10] . . . . .	19
2.14	Geometria dei provini utilizzati per l'acciaio S355J2 da Schaumann e Steppeler [11] . . . . .	19
2.15	Confronto tra la curva FAT71 della normativa UNI EN 1993-1-9 e i dati sperimentali ottenuti da Schaumann e Steppeler [11] . . . . .	20
2.16	Geometria dei provini dell'articolo [12] . . . . .	21
2.17	Curve S-N ottenute per l'alluminio EN AW 6082 saldato tramite MIG [12] . . . . .	22
2.18	Immagine ricavate dall'articolo di He et al.[13]:(a)provino utilizzato (b) curve S-N della lega di alluminio AA7075-T6 . . . . .	23

2.19	Geometria dei provini dell'articolo[14]: <b>(a)</b> provino intero, <b>(b)</b> suddivisione dello spessore . . . . .	23
2.20	Risultati dell'articolo[14] . . . . .	24
2.21	Geometria dei provini dell'articolo [15] . . . . .	24
2.22	Risultati dell'articolo [15] . . . . .	25
2.23	Confronto delle curve di Basquin degli articoli MIG [12], FSW1 [15] e FSW2 [14] con i valori dati dalla normativa EN 1999-1 . . . . .	26
3.1	Dimensioni delle piastre saldate . . . . .	29
3.2	Dimensioni dei provini utilizzati per la IET . . . . .	30
3.3	Grandezze caratteristiche per la progettazione di un provino a geometria Gaussiana . . . . .	31
3.4	Correlazione tra il valore di $kL_2$ e quello di: <b>(a)</b> $kL_1$ <b>(b)</b> $M_\sigma$ . . . . .	34
3.5	Dimensioni del provino ottenute a seguito dell'ottimizzazione numerica . . . . .	35
3.6	Modi di vibrare del provino: <b>(a)</b> flessionale a 17400 Hz, <b>(b)</b> torsionale a 18202 Hz, <b>(c)</b> flessionale a 24046 Hz . . . . .	36
3.7	Distribuzione della tensione assiale lungo la direzione longitudinale del provino . . . . .	37
3.8	Analisi dell'effetto intaglio: <b>(a)</b> distribuzione della tensione lungo la sezione dell'intaglio <b>(b)</b> piano di analisi dell'effetto intaglio . . . . .	38
3.9	Posizionamento degli estensimetri sulla superficie del provino . . . . .	39
3.10	Risultati della validazione estensimetrica <b>(a)</b> Estensimetro esterno alla saldatura <b>(b)</b> estensimetro sulla zona saldata . . . . .	40
3.11	Distribuzione longitudinale delle durezze . . . . .	42
3.12	Microstruttura ottenuta dal microscopio ottico: <b>(a)</b> Materiale base <b>(b)</b> HAZ - lato Advancing Side <b>(c)</b> NZ <b>(d)</b> HAZ - lato Retreating Side . . . . .	43
3.13	Dimensioni del provino utilizzato per le prove di trazione con DIC . . . . .	44
3.14	Campo di deformazioni ottenuto tramite DIC sulla faccia frontale per un carico applicato $P = 1460\text{ N}$ . . . . .	45
3.15	Andamento dei moduli elastici lungo la direzione longitudinale del provino nella faccia frontale . . . . .	45
3.16	Andamento dei moduli elastici lungo la direzione longitudinale del provino nella faccia posteriore . . . . .	46
3.17	Esecuzione di prova di trazione con DIC sulla faccia laterale <b>(a)</b> Sistema di test <b>(b)</b> Andamento deformazioni . . . . .	47
3.18	Modello utilizzato per verificare l'effetto della variazione del modulo elastico . . . . .	49
3.19	Effetto della differenza di modulo tra le due facce del provino sulle deformazioni longitudinali $\epsilon_{yy}$ per una forza di 1460 N . . . . .	49
3.20	Effetto della variazione del modulo elastico sul modo assiale . . . . .	51
3.21	Effetto della variazione del modulo elastico sulla validazione estensimetrica . . . . .	53
3.22	Spessore effettivo del provino utilizzato per le prove con DIC . . . . .	53

3.23	Effetto delle distorsioni sui risultati della validazione estensimetrica .	55
3.24	Dimensioni effettive del provino per la seconda validazione estensimetrica	56
3.25	Risultati della seconda validazione estensimetrica: <b>(a)</b> : lato utensile di saldatura <b>(b)</b> lato opposto all'utensile . . . . .	57
3.26	Curve S-N in campo VHCF per la lega di alluminio EN AW 7075-T6	60
3.27	Curve S-N in campo VHCF per la lega di alluminio EN AW 7075-T6, in funzione della tensione massima . . . . .	60
3.28	Cricca nucleata nella TMHAZ del provino numero 8 . . . . .	61
3.29	Cricca nucleata nella NZ . . . . .	61
3.30	Cricca nucleata nel raccordo . . . . .	62
3.31	Curve S-N della lega EN 7075-T6 senza saldatura e confronto con leghe saldate FSW . . . . .	62
3.32	Curve S-N della lega AA7075-T6 e confronto con normativa UNI EN 1999-1 . . . . .	64
3.33	Curve P-S-N della lega AA7075-T6 senza saldatura e con saldatura FSW . . . . .	65
4.1	Sistema di riferimento utilizzato in [27] . . . . .	68
4.2	Confronto tra metodo della tensione nominale e metodo NSIF applicato alle saldature riportato da Tovo e Lazzarin [27] . . . . .	69
4.3	Procedura di calcolo numerico del raggio critico $R_0$ . . . . .	71
4.4	Rappresentazione schematica delle bande di dispersione nel metodo SED	72
4.5	Dati sperimentali ricavati dall'articolo di Nie et al. [29] in campo VHCF	73
4.6	Definizione del volume critico: <b>(a)</b> Geometria dei provini utilizzati da Nie et al. [29] <b>(b)</b> Rappresentazione assialsimmetrica del volume critico della geometria di Nie et al. [29] . . . . .	74
4.7	Convergenza del raggio critico per il primo punto sperimentale dell'ar- ticolo di Nie et al. [29] . . . . .	75
4.8	Raggio critico per ogni valore di $N_f$ dell'articolo di Nie et al. [29] . .	75
4.9	Curve S-N dell'articolo di Dantas et al.[30] . . . . .	76
4.10	Curva di confronto tra il numero di cicli a rottura sperimentale e numerico dell'articolo di Nie et al. [29] . . . . .	77
4.11	Grafici $SED - N_F$ per il metodo a 3 parametri (opzione B): <b>(a)</b> leghe di alluminio <b>(b)</b> INCONEL <b>(c)</b> leghe di titanio <b>(b)</b> acciai . . . . .	81
4.12	Rappresentazione schematica della diversa inclinazione delle curve $S - N_f$ e $SED - N_f$ . . . . .	82
4.13	Grafici $SED - N_F$ per il metodo a 5 parametri (opzione B): <b>(a)</b> leghe di alluminio <b>(b)</b> INCONEL <b>(c)</b> leghe di titanio <b>(d)</b> acciai . . . . .	83
4.14	Confronto finale della precisione di stima: <b>(a)</b> Opzione A ( $T_\sigma = 3.999$ ) <b>(b)</b> opzione B . . . . .	84
4.15	Precisione di stima per l'opzione B riferita ai soli casi T1, T3, S1, S2, S4, S5 , A1, A2 e I1 . . . . .	84

4.16	Confronto con il campo HCF per gli acciai 38 MnSiV 5, 40 Cr e 50 CrV4 . . . . .	86
4.17	Confronto con il campo HCF per le leghe di titanio TC21, Ti-8Al-1Mo-V e TC17 . . . . .	86
4.18	Confronto con il campo HCF per la lega di alluminio 7075 . . . . .	87
4.19	Correlazione tra raggio critico e numero di cicli a rottura per l'acciaio 16 MnCr5 [37] . . . . .	89
4.20	Correlazione tra raggio critico e tensione di snervamento . . . . .	90
4.21	Geometria del provino intagliato nell'articolo di Sadek et al. [37] . .	91
4.22	Correlazione tra raggio critico e tensione di snervamento per gli acciai 38 MnSiV5, 50CrV4 e 16MnCr5 [37] . . . . .	91
4.23	Geometrie dei provini in lega di titanio (a) TC21 [29] (b) Ti-8Al-1Mo-1V [31] . . . . .	92
4.24	Volume critico della lega TC17 [32]:(a) geometria del provino (b) Ti-8Al-1Mo-1V (c) Sistema di riferimento (d) volume critico sferico .	93
4.25	Geometrie dei provini in lega di alluminio: (a) Al10SiMg [33] (b) AlMgSi1 [34] (c) EN AW 7075 [35]. (d) Volume critico per il provino in Al10MgSi[34] . . . . .	94
4.26	Mesh utilizzata per l'analisi modale del provino di Cremer et al. [34]	95
4.27	Modello numerico assialsimmetrico l'analisi modale del provino di Cremer et al. [34] . . . . .	96
4.28	Effetto della sottostima del SED al variare della frequenza nel caso 1	102
4.29	Effetto della sottostima del SED al variare della frequenza nel caso 2	103
4.30	Effetto della sottostima del SED al variare della frequenza nel caso 3	103

# Elenco delle tabelle

1.1	Tempi di prova (indicativi) al variare della frequenza di test . . . . .	2
3.1	Grandezze per la misura del modulo elastico tramite IET . . . . .	30
3.2	Grandezze notevoli per la progettazione del provino . . . . .	32
3.3	Grandezze ottenute al termine del dimensionamento analitico . . . . .	34
3.4	Effetto del modulo elastico sui risultati della DIC . . . . .	50
3.5	Effetto del modulo elastico sull'analisi modale . . . . .	51
3.6	Effetto delle distorsioni sui risultati della DIC . . . . .	54
3.7	Effetto delle distorsioni sull'analisi modale . . . . .	54
3.8	Variazione della tensione massima rispetto al centro del provino . . . . .	59
4.1	Riassunto dei risultati ottenuti con l'approccio a 5 parametri (opzione A) . . . . .	79
4.2	Riassunto dei risultati ottenuti con l'approccio a 3 parametri (opzione B) . . . . .	80
4.3	Confronto dei raggi critici . . . . .	90
4.4	Esempio di tabella con colonne 2-4 della stessa larghezza . . . . .	95
4.5	Influenza della tipologia di modello sul raggio critico dei provini di Cremer et al. [34] . . . . .	97
4.6	Influenza della tipologia di modello sul valore del SED di Cremer et al. [34] . . . . .	98
4.7	Influenza della tipologia di modello sul stima della vita a fatica per i provini di Cremer et al. [34] . . . . .	98
4.8	Confronto valori SED a diverse frequenze per la geometria [35] . . . . .	100
4.9	Confronto valori SED a diverse frequenze per i vari articoli analizzati . . . . .	101

# Acronimi

FSW	Friction Stir Welding.
MIG	Metal Inert Gas.
HCF	High Cycle Fatigue.
VHCF	Very High Cycle Fatigue.
SED	Strain Energy Density.
EBW	Electron Beam Welding.
BM	Base Materiale.
HAZ	Heat Affected Zone.
TMHAZ	Thermo-Mechanically Heat Affected Zone.
NZ	Nugget Zone.
FEM	Finite Element Method.



# Capitolo 1

## La fatica ad altissimo numero di cicli dei materiali metallici

La progettazione di componenti meccanici deve tenere in considerazione numerosi aspetti. Uno dei più importanti è il comportamento a fatica dei materiali utilizzati in quanto, in numerosi casi, i componenti sono soggetti a carichi variabili nel tempo. Storicamente il comportamento a fatica dei componenti è sempre stato suddiviso in due regimi diversi:

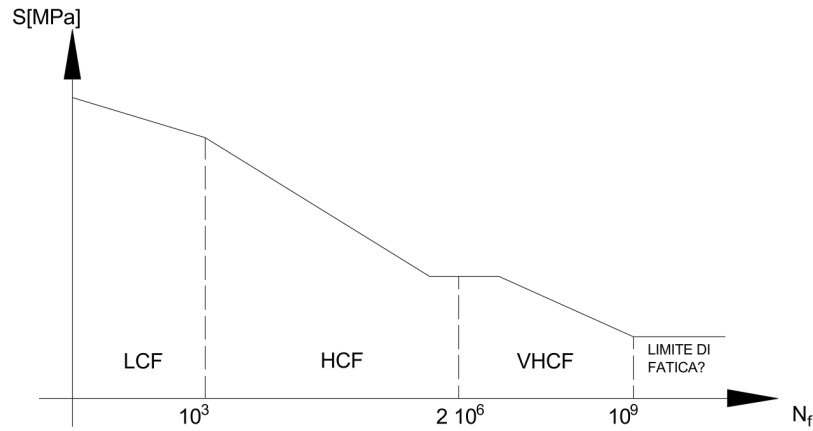
1. Low Cycle Fatigue (LCF): è caratterizzato dall'applicazione di tensioni superiori alla tensione di snervamento, motivo per cui il numero di cicli a rottura è molto ridotto. Tipicamente si considera un valore limite indicativo di  $10^3$  cicli.
2. High Cycle Fatigue (HCF): in questo caso le tensioni applicate sono inferiori alla tensione di snervamento e il numero di cicli a rottura è superiore ai  $10^3$  cicli.

Secondo tale suddivisione è sempre stata considerata valida l'assunzione che per cui se la tensione applicata è inferiore ad un certo valore, chiamato limite di fatica, il materiale non incorre a rotture per fatica. Il limite di fatica è convenzionalmente definito come la resistenza a fatica a  $2 \cdot 10^6$  cicli, tuttavia negli ultimi anni, e in particolare a partire dall'incidente ferroviario di Eschede [1], è stato evidenziato che numerosi componenti e materiali incorrono a rotture per fatica ad un numero di cicli ben superiore a  $2 \cdot 10^6$  cicli.

Lo sviluppo di macchine di fatica in grado di sollecitare il componente ad una frequenza di 20 kHz ha consentito, a partire dagli anni 2000, l'esecuzione di prove di fatica ad un numero di cicli molto elevato dimostrando l'assenza di un limite di fatica fino a  $10^9 - 10^{10}$  cicli per una buona parte dei materiali metallici [2]. Di conseguenza per numeri di cicli superiori a  $10^3$  cicli si possono definire 2 regimi di fatica:

1. High Cycle Fatigue (HCF): per numeri di cicli compresi tra  $10^3$  e  $2 \cdot 10^6$ .
2. Very High Cycle Fatigue (VHCF): per numeri di cicli superiori a  $2 \cdot 10^6$ .

La distinzione viene eseguita perchè tipicamente le curve S-N presentano, per effetto di un cambio del meccanismo di frattura, una diversa inclinazione ai numeri di cili molto elevati. In figura 1.1 si riassume la classificazione dei 3 regimi di fatica.



**Figura 1.1:** Defizione dei campi LCF, HCF e VHCF (i valori dei numeri di cicli di transizioen sono indicativi)

## 1.1 Metodi di prova per la fatica ad altissimo numero di cicli

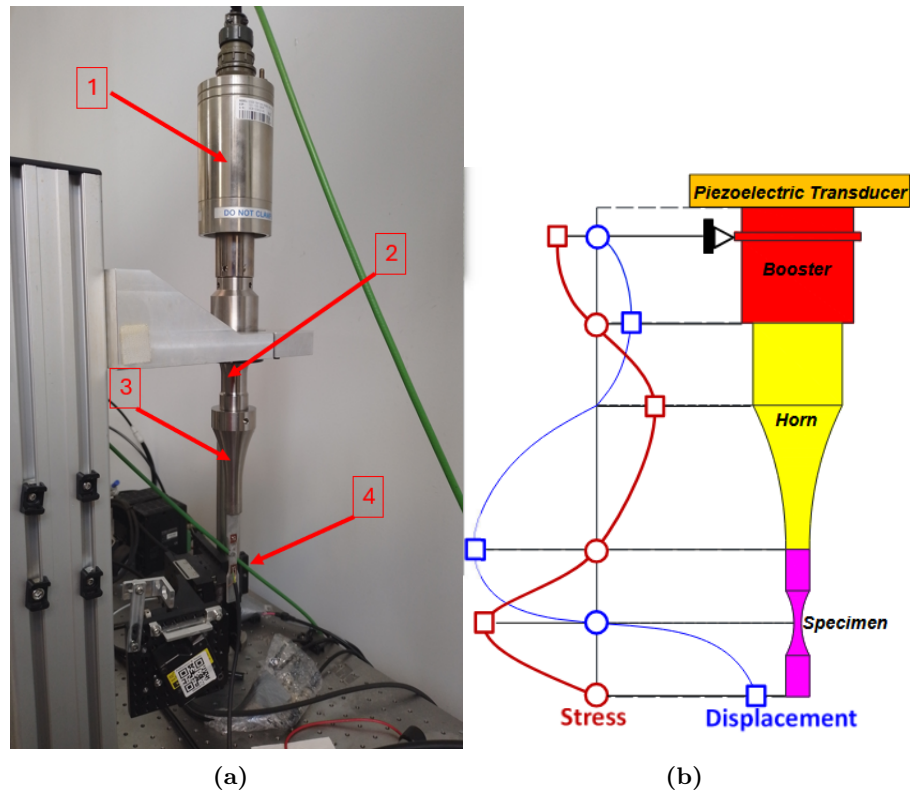
La principale difficoltà legata all'analisi del comportamento a fatica ad altissimo numero di cicli è dovuta ai tempi di prova molto elevati che sarebbero necessari utilizzando le frequenze tipiche delle prove di fatica (20-100 Hz). Ipotizzando trascurabile l'effetto dell'aumento della velocità di deformazione ed utilizzando, quindi, la massima frequenza di test di macchine di fatica ordinarie (100 Hz), per raggiungere un'ipotetico limite di fatica a  $10^{10}$  cicli si impiegherebbero circa 3 anni e 62 giorni. Per questo motivo i test di fatica ad altissimo numero di cicli vengono solitamente eseguiti con apposite macchine che lavorano ad una frequenza di 20 kHz, riducendo notevolmente i tempi di prova, come mostrato nella seguente tabella comparativa.

Numero di cicli	Tempo di prova	
	100 Hz	20 kHz
$2 \cdot 10^6$	5 h 33 min	1 min e 40 s
$10^8$	12 giorni	1 h e 23 m
$10^{10}$	3 anni e 62 giorni	5 giorni e 18 h

**Tabella 1.1:** Tempi di prova (indicativi) al variare della frequenza di test

Il raggiungimento di frequenze di prova di 20 kHz è possibile grazie all'utilizzo di un convertitore in materiale piezoelettrico che vibra se attraversato da una corrente elettrica a 20 kHz. La vibrazione aziona quindi un sistema progettato per andare in risonanza alla frequenza di prova. Facendo riferimento alla figura 1.2a, i principali componenti della macchina (utilizzata per il presente studio) sono quindi i seguenti:

1. **Convertitore piezoelettrico:** esso, sottoposto ad un segnale elettrico a 20 kHz derivante da un convertitore ultrasonico, vibra alla medesima frequenza generando uno spostamento in ingresso al booster.
2. **Booster:** essendo progettato per andare in risonanza a 20 kHz amplifica lo spostamento in ingresso e lo trasmette all'horn.
3. **Horn:** amplifica lo spostamento in ingresso e lo trasmette al provino.
4. **Provino:** è progetto per avere una frequenza di risonanza assiale a 20 kHz, motivo per cui la tensione di test viene generata al centro del provino per effetto dello spostamento massimo imposto alla sua estremità superiore. Nel presente studio, quindi, una parte ragguardevole del lavoro consiste nel progettare adeguatamente il provino affinché vada in risonanza assiale a 20 kHz e la distribuzione di tensione durante il test di fatica sia adeguata alle esigenze di test.



**Figura 1.2:** (a) Macchinario utilizzato per le prove sperimentali (b) Spostamenti subiti dai diversi componenti

L'esecuzione di prove di fatica a frequenze così elevate, ovviamente, non è esente da problematiche legate alla alta velocità di deformazione. Quest'ultima ha sia un effetto deleterio, in quanto provoca un aumento di temperatura che diminuisce la resistenza del materiale, sia un effetto benefico in quanto provoca un effetto di strain rate hardening. Nel complesso solitamente tende a prevalere il primo effetto, motivo per cui i test vengono eseguiti con dei cicli di *pulse-pause*. In questo modo

la frequenza effettiva risulta inferiore a quella teorica riportata in tabella 1.1, ma la riduzione dei tempi di prova rispetto alle prove di fatica tradizionali è comunque notevole.

A conferma di quanto detto precedentement sugli effetti della frequenza di prova ci sono gli studi compiuti da Hong et al. [3] in cui si ipotizza che la sensibitlità alla frequenza di test è principalmente legata alla resistenza al passaggio delle dislocazioni. Gli autori sono giunti quindi alla conclusione, tramite la revisione di una serie di casi di letteratura, che per i seguenti materiali la frequenza di carico ha un effetto trascurabile:

1. Metalli ad elevata resistenza, quali acciai alto-resistenziali e ad alto tenore di carbonio.
2. Materiali con reticolo esagonale quali le leghe di titanio.
3. Metalli con reticolo cubico a facce centrate quali, ad esempio, le leghe di alluminio.

Per i seguenti materiali, invece, l'effetto dello strain rate hardening è più evidente e i risultati di una prova di fatica a 20 kHz ed una convenzionale non sono esattamente comparabili:

1. Metalli ad bassa resistenza, in particolare gli acciai strutturali.
2. Materiali con reticolo cubico a corpo centrato, a patto che non siano metalli alto-resistenziali già citati precedentemente.

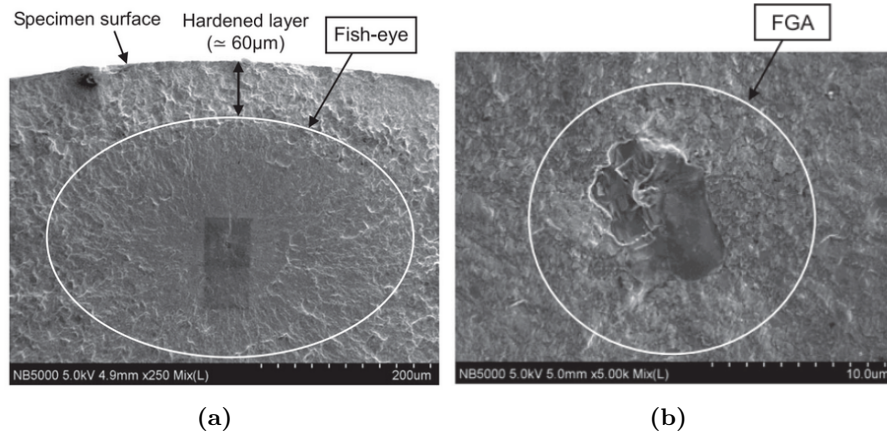
Poichè le prove sperimentali di questo studio riguardano principalmente leghe di alluminio, si può affermare che la frequenza di test non costituisce un problema, a patto che si mantenga controllata la temperatura durante le prove.

## **1.2 Comportamento dei metalli sottoposti ad altissimo numero di cicli**

Una delle maggiori peculiarità del regime VHCF nei metalli è la presenza di un meccanismo di frattura diverso rispetto a quello che tipicamente si riscontra in campo HCF. Ai numeri di cicli molto elevati, infatti, le cricche di fatica non nucleano solamente dalla superficie del materiale/componente, ma possono nucleare anche a partire da inclusioni interne, quali inclusioni non metalliche, porosità e difetti. Data una inclusione di dimensione  $a$  su cui è applicata una tensione  $\sigma_{eff}$ , è possibile calcolare il fattore di intensificazione delle tensioni ( $K_I$ ), *utilizzando l'equazione*  $K_I = \frac{1}{2}\sigma_{eff}\sqrt{\pi a}$  (1.1). L'evidenza sperimentale ha dimostrato però che, anche se il fattore di intensificazione delle tensioni è inferiore alla soglia per la propagazione delle cricche ( $k_{th}$ ), ai numeri di cicli molto elevati può ugualmente nucleare, e quindi propagare, una cricca. Tale fenomeno è dovuto alla formazione di una zona caratterizzata da grana cristallina fine nell'intorno delle inclusioni che prende il nome di Fine Granular Area (FGA) e

visibile in figura 1.3b. In tale zona avviene un meccanismo di "*weakening*" che porta alla formazione di una cricca di dimensione maggiore che quindi supera la soglia  $k_{th}$  del materiale, consentendo la propagazione in base alla legge di Paris (equazione 1.2). Sulla superficie di frattura finale è dunque possibile distinguere una zona circolare chiamata fish-eye che circonda la FGA ed è rappresentata in figura 1.3a.

$$\frac{da}{dN} = c(\Delta K)^m \quad (1.2)$$



**Figura 1.3:** Superficie di rottura in presenza di cricche nucleate da inclusioni [4](a) Fish-eye (b) Fine Granular Area (FGA)

Il meccanismo appena descritto risulta particolarmente importante in campo VHCF perchè la formazione della FGA richiede un numero di cicli molto elevato, motivo per cui diventa di rilievo solo per numeri di cicli superiori a  $10^6$  cicli. In base alla review effettuata da Mugharabi[5], si può quindi affermare che in campo VHCF le cricche possono nucleare sia dalla superficie sia dai difetti interni. In particolare, i materiali possono essere classificati in due categorie:

1. **Materiali di tipo I:** sono materiali caratterizzati da una microstruttura omogenea in cui le cricche nucleano sulla superficie sia in campo HCF che in campo VHCF. La causa è che in questi materiali l'aspetto critico per la resistenza a fatica è la resistenza della microstruttura principale, mentre i difetti giocano un ruolo meno importante. Un tipico esempio di materiali di tipo I sono gli acciai a basso tenore di carbonio e non legati.
2. **Materiali di tipo II:** sono materiali caratterizzati da una nucleazione delle cricche a partire dalla superficie solo in campo in campo HCF, mentre in campo VHCF presentano la rottura a partire da difetti, con la formazione della FGA spiegata precedentemente. Il motivo è che in questi materiali l'aspetto critico per la resistenza a fatica è la presenza di porosità, inclusioni non metalliche e seconde fasi, mentre la fase principale non costituisce un

problema. Di conseguenza, tra i materiali di tipo II rientrano tipicamente gli acciai alto-resistenziali e le leghe di titanio.

## Capitolo 2

# Tecnologie di saldatura e influenza sul comportamento VHCF dei materiali

Lo scopo di questo capitolo è quello di fare una sintesi sulle principali tecnologie utilizzabili per l'esecuzione di giunti saldati, discutendo dei relativi vantaggi e svantaggi, con un'enfasi particolare sulla tecnologia Friction Stir Welding (FSW), in quanto essa è quella utilizzata nel presente studio. L'analisi mette in luce, inoltre, le conseguenze che le varie tecnologie di saldatura hanno sulla resistenza a fatica, sia in campo HCF che in campo VHCF.

### 2.1 Le principali tecnologie di saldatura

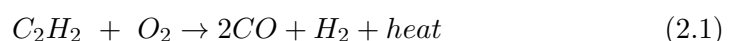
Le tecnologie di saldatura possono essere classificate in 3 macrocategorie [6]:

1. **Saldatura per fusione:** se i due lembi della saldatura vengono uniti tramite la completa fusione e successiva solidificazione del materiale. Il calore necessario alla fusione può essere fornito sia da una fonte elettrica sia da una chimica.
2. **Saldatura allo stato solido:** se i due lembi rimangono allo stato solido e vengono uniti tramite processi diffusivi oppure sfruttando la frizione o gli ultrasuoni.
3. **Brasatura:** se l'unione avviene tramite la fusione del materiale d'apporto, senza però richiedere la fusione dei lembi di partenza.

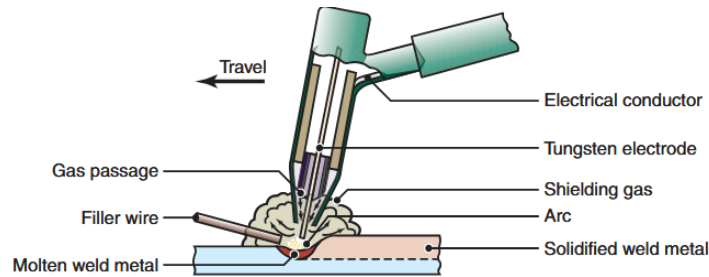
#### 2.1.1 Saldature per fusione

Le principali tecnologie di saldatura per fusione sono le seguenti:

1. **Saldatura ossiacetilenica:** il calore necessario per la fusione del materiale è fornito dalla reazione di combustione dell'ossigeno con l'acetilene.



2. **Saldature ad arco con elettrodo non consumabile:** la tecnica si basa sullo sviluppo di un arco elettrico da un elettrodo, realizzato tipicamente in tungsteno, e il materiale da saldare, come rappresentato in figura 2.1. La presenza di un arco elettrico consente di raggiungere temperature molto più alte rispetto alla saldatura ossiacetilenica. Tipicamente l'elettrodo in tungsteno è circondato da un gas inerte, motivo per cui solitamente si parla di Tungsten Inert Gas (TIG),

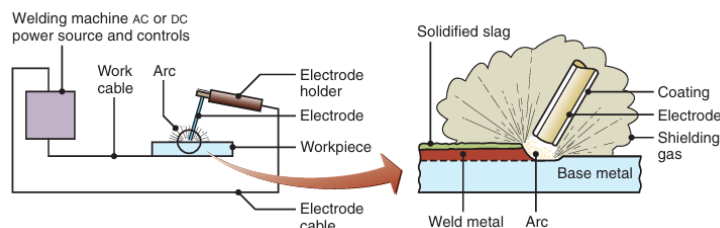


**Figura 2.1:** Tecnica di saldatura TIG, immagine ricavata da [6]

Un caso particolare di saldatura con elettrodo non consumabile è costituito dal Plasma-Arc Welding (PAW), in cui il materiale viene portato a fusione tramite il plasma (gas ionizzato ad elevate temperature) che viene innescato da un arco elettrico pilota a bassa corrente. Rispetto ad altri processi di saldatura ad arco, la saldatura al plasma presenta una migliore stabilità dell'arco, una maggiore concentrazione di energia e una minore distorsione termica, inoltre i cordoni di saldatura risultano più profondi e più stretti.

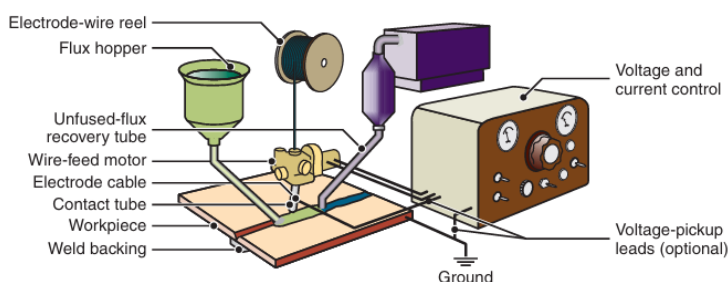
3. **Saldature ad arco con elettrodo consumabile:** esse si basano sempre sull'utilizzo di un arco elettrico per fornire calore e si possono classificare in diverse sottocategorie, di cui si deguito si riportano solo le principali. Una delle tecnologie più utilizzate in assoluto è quella della saldatura con arco metallico schermato (SMAW) che utilizza un elettrodo rivestito (al fine di proteggere dall'ossigeno ambientale) che si fonde insieme al materiale base andando a solidificare nel cordone di saldatura. In figura 2.2 si riporta una rappresentazione schematica della saldatura, che viene utilizzata in particolare in ambito strutturale per la sua semplicità. Una delle principali criticità è il deposito della scoria (slag) sulla superficie che nel caso di passate multiple, se non viene opportunamente rimosso, riduce sensibilmente la resistenza statica e a fatica.





**Figura 2.2:** Tecnica di saldatura SMAW, immagine ricavata da [6]

Nella saldatura ad arco sommerso (SAW) l'arco di saldatura è protetto da un flusso granulare composto da calce, silice, ossido di manganese, fluoruro di calcio e altri composti. Il flusso viene alimentato nella zona di saldatura da una tramoggia per caduta gravitazionale attraverso un ugello. Lo spesso strato di flusso ricopre completamente il metallo fuso e impedisce la formazione di spruzzi e scintille, oltre a sopprimere l'intensa radiazione ultravioletta e i fumi tipici del processo SMAW. L'elettrodo consumabile è costituito da un filo di materiale metallico. Il vantaggio di questa tecnologia è che il flusso riduce la difettosità della saldatura, aumentando la tenacità e consentendo una maggiore uniformità delle proprietà.



**Figura 2.3:** Tecnica di saldatura SAW, immagine ricavata da [6]

La saldatura ad arco metallico a gas (GMAW), chiamata anche Metal Inert Gas (MIG), utilizza un elettrodo a filo come la SAW, ma utilizza un'atmosfera inerte composta da Argon, elio o altre miscele di gas inerte. Il vantaggio di questa tecnologia è che è semplice da utilizzare, tuttavia consente di raggiungere temperature limitate, motivo per cui viene utilizzata generalmente su materiali ferrosi con spessori non superiori ai 6 mm.

4. **Saldatura a fascio di elettroni (EBW):** essa si basa sull'utilizzo di un fascio ristretto di elettroni la cui energia, a seguito dell'impatto con il metallo, viene convertita in calore consentendo la fusione del materiale. Lo svantaggio principale è che per indirizzare correttamente il fascio di elettroni è necessario lavorare in un ambiente sottovuoto. I principali vantaggi invece sono dovuti alla ridotta distorsione termica e all'alta qualità finale della saldatura, dovuta alla presenza di una zona termicamente alterata molto ristretta. L'utilizzo del

fascio elettronico per fornire calore consente, inoltre, di saldare qualsiasi lega metallica, anche di spessore molto elevato.

5. **Saldatura laser (LBW):** il calore necessario per la fusione del materiale è fornito tramite un fascio laser. I vantaggi sono simili a quelli della saldatura EBW, senza però presentare la difficoltà legata alla formazione del vuoto, dato che non è necessario.

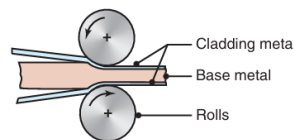
### 2.1.2 Saldature allo stato solido

I processi di saldatura allo stato solido sono caratterizzati dall'unione tra due lembi senza la completa fusione del materiale. In questa tipologia di processi l'unione tra i lembi può avvenire tramite due principi:

1. Processi diffusivi, generalmente favoriti tramite l'apporto di calore oppure aumentando la pressione all'interfaccia tra le superfici.
2. Frizione relativa tra le superfici da unire.

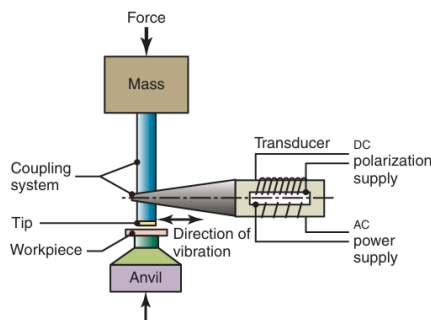
Le principali tecnologie di saldatura allo stato solido sono le seguenti:

1. **Saldatura a freddo (CW):** la giunzione avviene grazie all'elevata pressione che si sviluppa all'interfaccia tra le due parti da unire, situate all'interno di uno stampo. I due materiali devono essere solubili tra di loro e il giunto finale è fragile a causa dei composti intermetallici fragili che si possono formare all'interfaccia. Un caso particolare è costituito dalla saldatura continua a rulli, in cui la pressione necessaria è fornita tramite l'utilizzo di rulli, come mostrato in figura 2.4.



**Figura 2.4:** Tecnica di saldatura continua a rulli, immagine ricavata da [6]

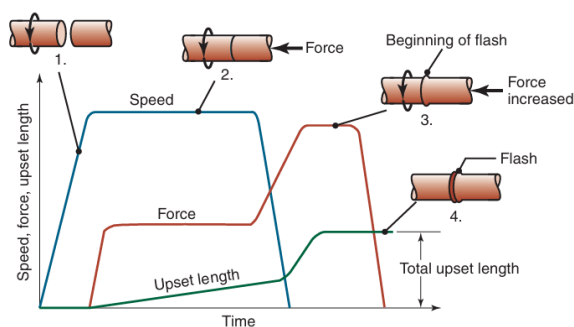
2. **Saldatura ad ultrasuoni (USW):** la giunzione avviene tramite l'applicazione contemporanea di una forza normale alle superfici da unire ed uno sforzo di taglio applicato tramite un sonotrodo che oscilla a frequenze comprese tra 10 e 75 kHz. Una rappresentazione schematica della lavorazione è riportata in figura 2.5. Gli stress di taglio causano una forte deformazione plastica all'interfaccia e rompono gli ossidi presenti sulla superfici, consentendo un ottimo contatto tra le superfici e, quindi, delle saldature di ottima qualità. Il vantaggio di tale tecnologia è che può essere applicata sia su materiali metallici che su materiali non metallici, eventualmente anche di natura diversa tra i due componenti da unire.



**Figura 2.5:** Tecnica di saldatura continua a rulli, immagine ricavata da [6]

3. **Saldature per frizione (FW):** la principale differenza rispetto alle altre tecniche di saldatura allo stato solido, ma anche rispetto a quelle per fusione, è che l'energia necessaria alla giunzione non viene fornita da una fonte esterna, ma viene generata tramite la frizione che si genera all'interfaccia tra i pezzi da saldare. In tale tecnica di saldatura uno dei due pezzi da saldare rimane fermo, mentre l'altro viene messo in rotazione tramite un mandrino. In particolare, le fasi della lavorazione sono le seguenti (schematizzate in figura 2.6):

- (a) Rotazione di uno dei due componenti e avvicinamento al componente stazionario;
- (b) Incremento della forza di contatto normale alle due superfici da unire;
- (c) Interruzione della rotazione (per evitare stress di taglio eccessivi) e incremento della forza normale fino alla formazione di bave, che vengono poi rimosse tramite successive lavorazioni meccaniche.

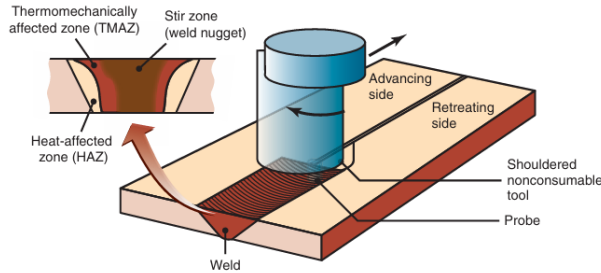


**Figura 2.6:** Tecnica di saldatura per frizione, immagine ricavata da [6]

Il vantaggio principale delle saldature per frizione è che l'elevata pressione che si sviluppa all'interfaccia consente di ottenere dei giunti molto resistenti e con una zona termicamente alterata molto ridotta in termini di dimensioni. La tecnologia, inoltre, consente una facile automazione del processo, tuttavia è limitata all'utilizzo di componenti assialsimmetrici.

Una variante particolare della saldatura per frizione, che è stata utilizzata nel presente lavoro di tesi, è la **Friction Stir Welding (FSW)**. In questo caso, oltre alla presenza dei due componenti da saldare, è presente un terzo elemento

che è un utensile, spesso chiamato *sonda*. Esso è realizzato in nitrato di boro e transita, ruotando, sopra i lembi da unire (vedere figura 2.7) generando calore tramite frizione e provocando quindi un aumento di temperatura fino a  $260^{\circ}\text{C}$ . L'aumento di temperatura, unito alla rotazione della sonda, consente di avere un forte rimescolamento del materiale e, di conseguenza, l'unione dei due lembi della saldatura



**Figura 2.7:** Tecnica di saldatura Friction Stir Welding, immagine ricavata da [6]

La tecnologia FSW, pur essendo di recente invenzione, sta subendo un notevole sviluppo perchè presenta i seguenti vantaggi:

- (a) Consente di saldare qualsiasi materiale metallico e potrebbe essere applicata, in futuro, anche a materiali non metallici.
- (b) Possibilità di utilizzare macchine utensili convenzionali, come una fresatrice.
- (c) Alta qualità microstrutturale a causa di una ridotta presenza di porosità e dell'uniformità microstrutturale.
- (d) Distorsioni termiche ridotte a causa del limitato apporto di calore necessario per garantire la giunzione.

## 2.2 Il comportamento a fatica dei giunti Friction Stir Welding

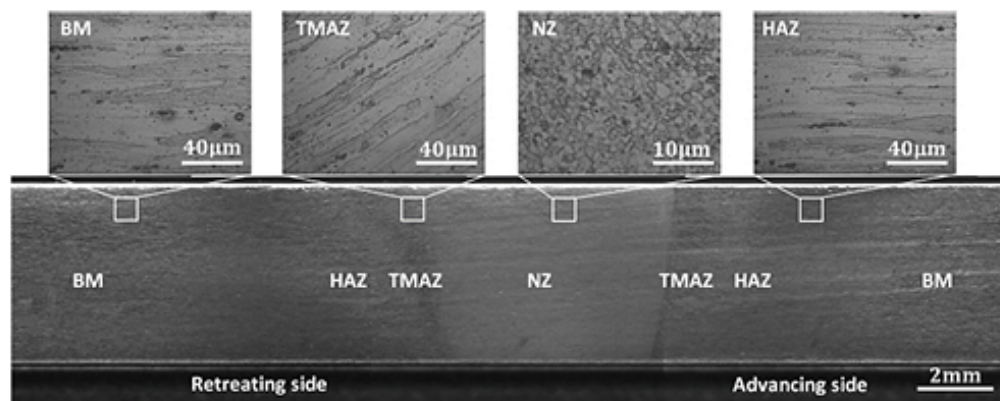
Avendo introdotto precedentemente la tecnologia di saldatura FSW, in questo capitolo si vuole discutere brevemente le proprietà in termini di comportamento a fatica in campo HCF dei giunti realizzati tramite questa tecnologia. Lo scopo è quello di comparare tali proprietà con i risultati presenti in letteratura in campo VHCF e con i risultati ottenuti nel presente studio. Per discutere tali proprietà si farà riferimento principalmente alla review eseguita da Li et al. [7]. La discussione riguarda principalmente tre aspetti: la microstruttura generata dalla saldatura, il meccanismo di frattura e la resistenza a fatica.

### 2.2.1 Caratteristiche microstrutturali

Nella saldatura il passaggio dell'utensile di saldatura modifica la microstruttura. In particolare si possono individuare le seguenti zone:

1. **Nugget Zone (NZ):** è la zona in cui è passato l'utensile e presenta generalmente una microstruttura a grano fine a causa della ricristallizzazione dinamica durante la saldatura. Secondo Li et al. [7] la struttura a grano fine consente di avere migliori proprietà meccaniche sia statiche che a fatica, riducendo la probabilità di innesco della cricca in questa zona.
2. **Termo-Mechanically Heat Affected Zone (TMHAZ):** è generalmente larga 2-3 mm ed è la zona in cui la microstruttura subisce una variazione sia per effetto del raffreddamento veloce (che tende ad affinare i grani), sia per effetto del rimescolamento di materiale generato dalla rotazione dell'utensile (che tende ad allungare i grani nella direzione di rotazione dell'utensile stesso). L'effetto di deformazione dei grani è generalmente maggiormente presente dal lato in cui il verso di rotazione dell'utensile è concorde con il verso di avanzamento.
3. **Heat Affected Zone (HAZ):** è anch'essa estesa per circa 2-3 mm dopo la TMHAZ e la sua microstruttura subisce un affinamento senza distorsione dei grani, per effetto della sola variazione termica.
4. **Materiale base (BM):** si trova, generalmente, ad una distanza di circa 10-15 mm dal centro della saldatura. Si noti che la distanza precisa dipende dallo spessore del materiale di partenza e dai parametri di saldatura.

In figura 2.8 si riporta uno schema delle microstrutture presenti nella varie zona appena descritte.



**Figura 2.8:** Microstruttura ottenuta tramite FSW, immagine ricavata dall'articolo di Li et al. [7]

### 2.2.2 Meccanismo di frattura

Il meccanismo di frattura dei giunti saldati tramite Friction Stir Welding, secondo Li et al. [7], è quello tipico del campo HCF: nucleazione della cricca in superficie

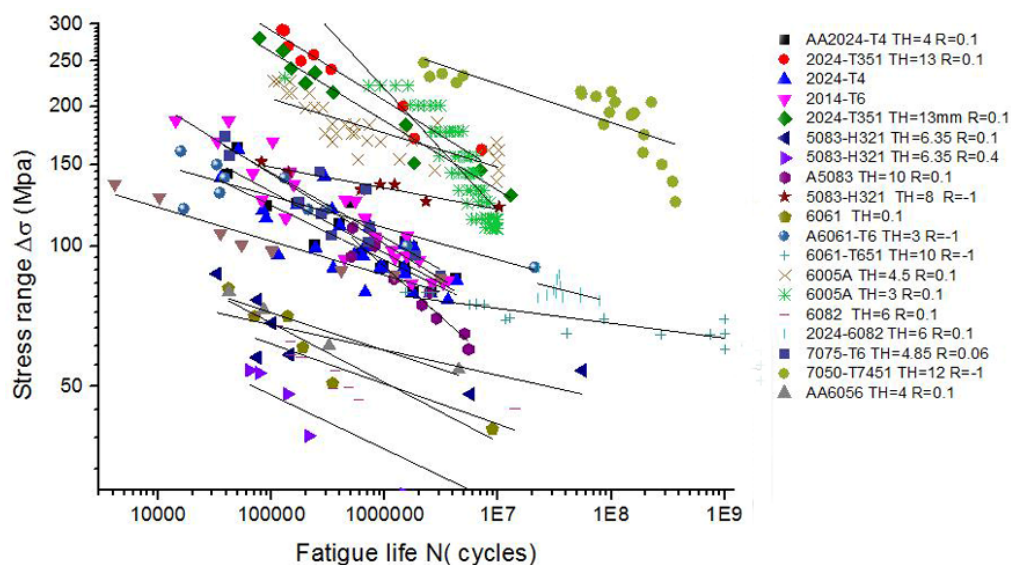
e propagazione stabile della cricca fino al raggiungimento della dimensione critica, portando infine alla propagazione instabile e quindi alla rottura. La tecnologia FSW, infatti, essendo una saldatura allo stato solido, riduce notevolmente la presenza di difetti di saldatura, riducendo il rischio di nucleazione di cricche a partire da difetti. La nucleazione della cricca avviene tipicamente nella zona di confine tra la HAZ e la TMHAZ. Il motivo è che in tale zona durante la lavorazione si verificano delle forti deformazioni plastiche che causando la presenza di tensioni residue. La nucleazione nella NZ, al contrario, è molto sporadica in quanto la ricristallizzazione dinamica che si verifica durante la saldatura FSW riduce la presenza di tensioni residue e, quindi, migliora la resistenza a fatica.

### **2.2.3 Resistenza a fatica**

Nell'articolo di Li et al. [7] si evidenzia che la resistenza a fatica dei giunti in alluminio saldati con FSW dipende dai seguenti fattori:

1. **Resistenza a fatica del materiale base.**
2. **Parametri di processo.** La velocità di rotazione controlla l'apporto di calore: se è alta favorisce la formazione di una microstruttura fine ed omogenea nella NZ, migliorandone la resistenza, mentre valori bassi causano ammorbidimento e perdita di resistenza nella HAZ. La velocità di avanzamento influisce sul tempo di esposizione al calore: se è troppo bassa genera surriscaldamento, mentre se è troppo alta si favorisce la formazione di difetti di giunzione che riducono la resistenza a fatica.
3. **Presenza di stress residui:** essi influenzano la resistenza a fatica perchè modificano localmente il rapporto di carico ( $R$ ) e sono particolarmente importanti nella HAZ e nella TMHAZ.

Sulla base di questi fattori, Li et al. [7] hanno concluso che, nel caso in cui le leghe di alluminio siano saldate tramite FSW, non è possibile trovare un'unica curva di Wohler (curva S-N) per tutte le leghe di alluminio, come invece avviene nel caso delle altre tecnologie di saldature. In questo caso ogni giunto FSW in alluminio presenta una curva S-N diversa a seconda delle condizioni sopra riportate, come visibile in figura 2.9.



**Figura 2.9:** Curve S-N delle leghe di alluminio con FSW, immagine ricavata dall'articolo di Li et al. [7]

## 2.3 Il comportamento VHCF dei materiali saldati

In questa sezione si vuole eseguire un riassunto delle principali informazioni presenti in letteratura per quanto riguarda il comportamento a fatica dei metalli saldati in campo VHCF, al fine di contestualizzare al meglio l'attività sperimentale eseguita. Tale analisi, però, pone le sue basi sul contesto normativo, in quanto esso costituisce il principale strumento a disposizione per la progettazione a fatica di giunti saldati, motivo per cui di seguito verranno brevemente richiamate le normative di riferimento, per poi concentrarsi sugli articoli di letteratura.

Nell'eseguire l'analisi di letteratura si è fatto riferimento all'articolo pubblicato da England et al. [8] che rappresenta una buona review degli studi svolti fino ad oggi. Di conseguenza, in questa sede non verranno descritti nel dettaglio i singoli articoli, ma si riassumeranno invece i risultati e i trend generali ottenuti per le varie categorie di materiali, in particolare per quanto riguarda il confronto con le normative vigenti per la progettazione a fatica delle saldature. L'unica eccezione è costituita dall'alluminio, i cui risultati presenti in letteratura verranno descritti più nel dettaglio. Il motivo è dovuto al fatto che il presente lavoro di tesi è focalizzato principalmente a determinare il comportamento VHCF dei giunti saldati in alluminio.

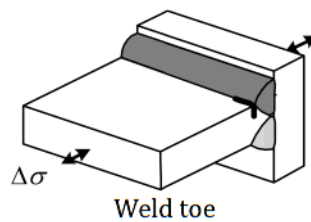
### 2.3.1 Contesto normativo

La progettazione a fatica di componenti metallici, sia in campo HCF che in campo VHCF, si basa principalmente su 2 norme: le EN ISO 1993-1-9 per quanto riguarda i componenti in acciaio e la EN ISO 1999-3 per quanto riguarda le leghe di alluminio. Le due normative differiscono principalmente per i valori di resistenza forniti, ma seguono entrambe lo stesso approccio di progettazione, cioè quello basato sul range

di tensione nominale  $\Delta\sigma$ . Di seguito si spiegherà tale approccio senza distinguere tra le due normative, mentre gli eventuali valori numerici verranno riportati specificando di volta in volta la normativa di riferimento.

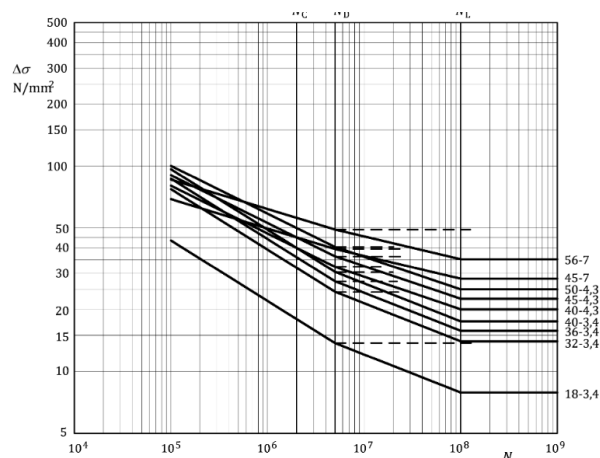
L'approccio seguito dalla normativa è di tipo "black-box", in quanto considera in maniera implicita tutti i fattori che riducono la resistenza a fatica delle saldature: effetto intaglio introdotto dalla geometria del giunto, materiale, difetti di saldatura (quali Lack Of Fusion e porosità da idrogeno) e parametri di processo (con eventuali conseguenti tensioni residue). La normativa prevede dunque i seguenti step:

1. **Individuare il tipo di giunto.** Ad esempio, per l'alluminio (EN ISO 1999-3) il giunto riportato in figura 2.10 è individuato dal codice 36-3,4, dove 36 indica la resistenza (in MPa) a  $2 \cdot 10^6$  cicli e prende il nome "Categoria", mentre 3,4 è un codice identificativo del tipo di dettaglio.



**Figura 2.10:** Giunto 36-3,4 della norma EN ISO 1999-3

2. **Calcolo del range di tensione nominale ( $\Delta\sigma$ ).** Tale calcolo viene eseguito su una sezione lontana dall'intaglio introdotto dalla saldatura.
3. **Calcolo del numero di cicli a rottura ( $N_f$ ).** Il calcolo viene eseguito utilizzando le curve  $\Delta\sigma - N$  fornite dalla normativa per ogni categoria di giunto, di cui si riporta un esempio in figura 2.11. Se il numero di cicli a rottura non soddisfa i requisiti di progetto si ripetono i punti precedenti aumentando le dimensioni del giunto.



**Figura 2.11:** Esempio di curve  $\Delta\sigma - N$  della norma EN ISO 1999-3

Si noti che le curve riportate in figura 2.11 sono fornite dalla normativa per la maggior parte dei più comuni giunti presenti nella pratica industriale e sono ottenute sulla



base di un numero molto elevato di dati sperimentali. Si evidenzia inoltre che per una stessa classe di materiale (ad esempio gli acciai strutturali), le curve sono le stesse indipendentemente dalla composizione chimica e dalla resistenza statica del materiale utilizzato. La causa è da ricercarsi nel fatto che la resistenza a fatica delle saldature dipende principalmente dalla difettosità (che è generalmente elevata) e dall'intaglio geometrico introdotto dalla saldatura stessa. L'unica eccezione è costituita dalle saldature allo stato solido in cui, la minore difettosità, provoca una maggiore dipendenza della resistenza a fatica dal materiale base di partenza, come stabilito da Li et al. [7]. Tale aspetto risulta però da confermare, a causa della scarsa presenza di dati in letteratura, motivo per cui verrà ulteriormente investigato nella presente ricerca.

I principali vantaggi dell'approccio proposto dalla normativa sono:

1. Elevata semplicità: il calcolo della tensione nominale non richiede, infatti, particolari conoscenze tecniche e può essere eseguito sia tramite una procedura analitica, sia tramite calcolo numerico.
2. Non sono richieste prove sperimentali per caratterizzare il materiale.

In alcuni casi la normativa può non costituire l'approccio progettuale più adeguato a causa dei seguenti svantaggi:

1. Non tiene conto di sollecitazioni multiassiali e di rapporto di ciclo diversi da  $R=-1$ . I valori riportati, infatti, sono tutti ottenuti con sollecitazioni uniassiali e cicli di carico alterni simmetrici.
2. In caso di strutture complesse non è detto che la geometria del giunto saldato sia stata considerata dalla normativa.
3. I dati sono stati validati solamente in campo HCF, mentre per numeri di cicli superiori a  $2 \cdot 10^6$  cicli i dati sono stati ottenuti supponendo che in campo VHCF l'inclinazione delle rette sia minore o uguale al campo HCF, fino a raggiungere un ipotetico limite di fatica a  $10^8$  cicli. Questo trend, visibile anche in figura 2.11, non è però dimostrato da alcun dato sperimentale presente in letteratura.

Sulla base delle ultime due problematiche, nei capitoli successivi si discuterà quali possano essere le possibili alternative all'approccio da normativa. In particolare, basandosi su analisi di letteratura e su prove sperimentali, è stata valutata la veridicità della pendenza delle curve in campo VHCF per un giunto saldato di testa con tecnologia Friction Stir Welding. Verrà inoltre discussa l'applicabilità di approcci locali (come il metodo Strain Energy Density), anche in campo VHCF.

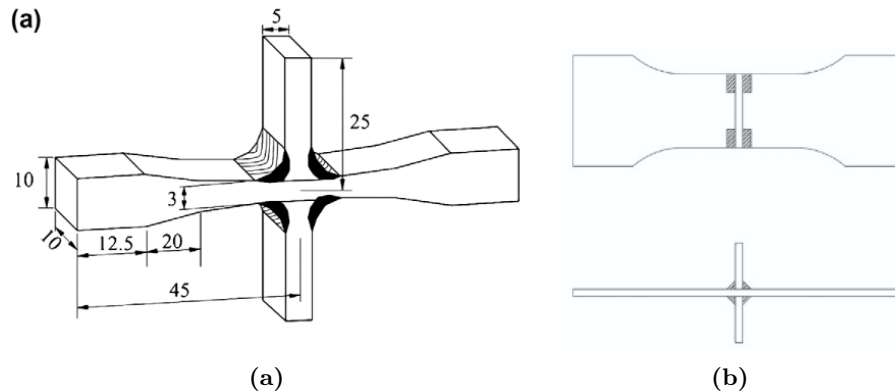
### **2.3.2 Acciai non legati a basso tenore di carbonio**

In base a quanto introdotto nel capitolo 1.2, si potrebbe affermare che tale categoria di materiali, avendo una microstruttura omogenea, rientra nei materiali di tipo I, cioè quelli caratterizzati da nucleazione della cricca in superficie sia in campo HCF

che in campo VHCF. Nel caso delle saldature, tuttavia, il processo di saldatura può introdurre una notevole quantità di difetti, quali inclusioni, porosità da ritiro e LOF, motivo per cui essi sono da considerarsi materiali di tipo II. Si osserva quindi, sempre in base a quanto riportato da England et al.[8], un cambio di pendenza delle curve S-N e una nucleazione delle cricche a partire dai difetti di saldatura.

La review pubblicata da England et al. [8] riporta, per questa tipologia di acciai, un totale di 6 articoli, tuttavia, poichè il presente elaborato riguarda principalmente lo studio del comportamento dell'alluminio saldato, in questa sezione si focalizza l'attenzione solamente sugli articoli che presentano casistiche confrontabili con la normativa UNI EN 1993-1-9.

L'articolo di Yin et al. [9] mira a valutare l'effetto della pallinatura sulla resistenza VHCF di giunti cruciformi in acciaio strutturale, come quello riportato in figura 2.12b. Nonostante questo non sia lo scopo del presente studio, da esso è possibile ricavare le curve S-N per gli acciai Q235B e Q355, al fine di confrontarle con la normativa. Un discorso analogo può essere fatto per lo studio condotto da Gao et al. [10] poichè esso è finalizzato alla valutazione dell'effetto dell'umidità ambientale sul comportamento VHCF di giunti saldati in acciaio Q355B, ma consente di ricavare, dato che utilizza dei provini cruciformi come quello riportato in figura 2.12b, dei dati sperimentali confrontabili con la normativa.



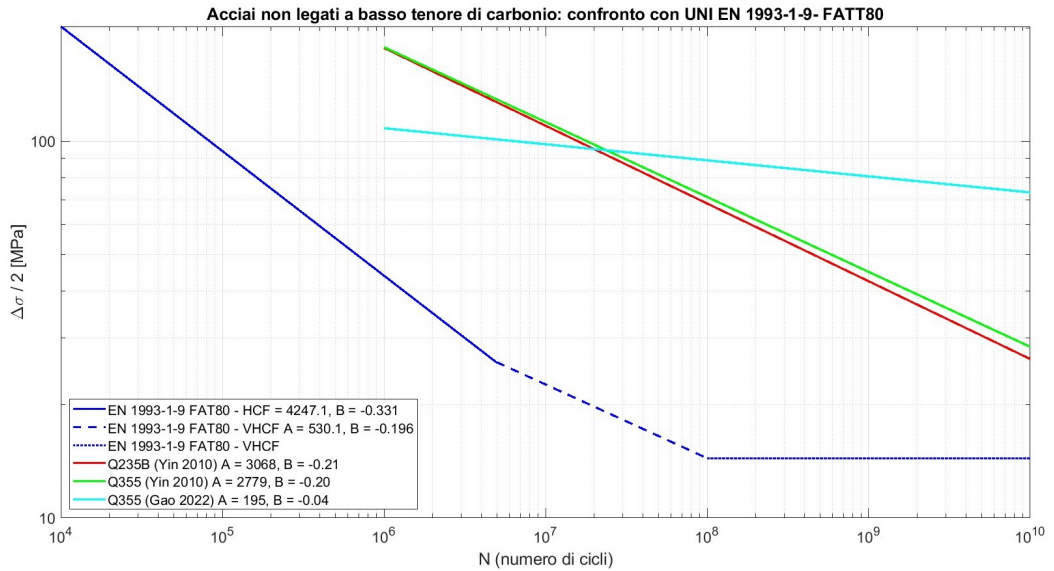
**Figura 2.12:** Geometria dei provini cruciformi in acciaio utilizzati da: (a) Yin et al. [9] (b) Gao et al. [10]

Le curve S-N degli articoli [9, 10] sono state quindi digitalizzate e confrontate con la curva fornita dalla normativa UNI EN 1993-1-9. I risultati sono riportati in figura 2.13 ed evidenziano che, sia per i due materiali studiati da Yin et al. (Q235B e Q355) sia nel caso dell'acciaio Q355 studiato da Gao et al., la normativa stima in maniera conservativa la resistenza a fatica rispetto ai dati sperimentali. In particolare, si evidenzia un coefficiente di sicurezza sempre superiore a 2 in tutto il regime VHCF. Questo risultato, tuttavia, non deve stupire perchè le curve fornite dalla normativa sono delle curve di progetto e non delle curve sperimentali, motivo per cui considerano già implicitamente un certo coefficiente di sicurezza.

Un ulteriore aspetto che è importante evidenziare è l'assenza di limite di fatica per tutte e tre le curve sperimentali riportate, contrariamente al limite di fatica

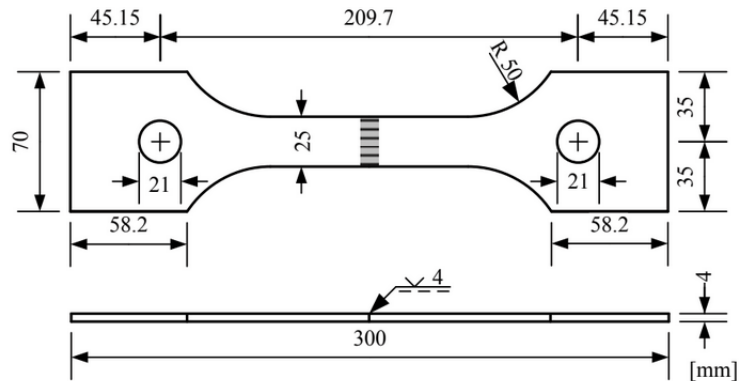
supposto dalla normativa a  $10^8$  cicli.

Infine si evidenzia come i dati ottenuti da Yin et al. sono quasi coincidenti per gli acciai Q235B e Q355, coerentemente con quanto ipotizzato dalle normativa, secondo la quale la resistenza a fatica delle saldature è indipendente, all'interno della stessa classe di materiale, dalla particolare tipologia di materiale utilizzato. Al contrario, la curva S-N per l'acciaio Q355 risulta essere diversa rispetto a quella ottenuta da Yin et al.



**Figura 2.13:** Confronto tra la curva FAT80 della normativa UNI EN 1993-1-9 e i dati sperimentali ottenuti da Yin et al. [9] e Gao et al. [10]

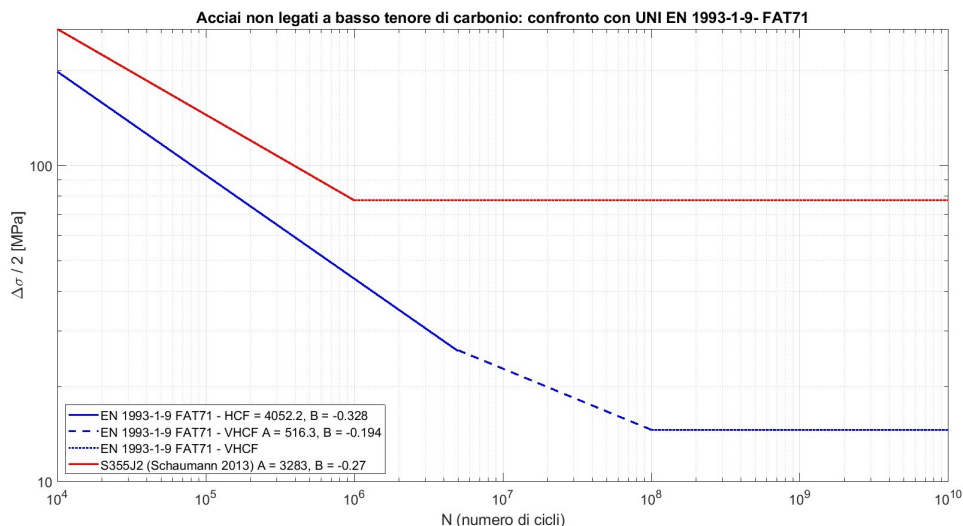
Un ulteriore caso di studi sperimentali confrontabili con la normativa UNI EN 1993-1-9 è costituito dall'articolo di Schaumann e Steppeler [11]. Gli Autori hanno analizzato il comportamento a fatica in campo VHCF di giunti saldati di testa in acciaio S355J2 come quelli riportati in figura 2.14.



**Figura 2.14:** Geometria dei provini utilizzati per l'acciaio S355J2 da Schaumann e Steppeler [11]

Nonostante lo scopo principale dell'articolo fosse quello di equiparare i risultati ottenuti con una particolare attrezzatura progettata dagli autori con quelli ottenuti

con prove di fatica ordinarie, si riescono comunque a ricavare delle curve S-N da confrontare con la categoria FAT71 (riguardante i giunti di testa) della normativa UNI EN 1993-1-9. Tale confronto viene riportato in figura 2.15 in cui, per semplicità, si riporta la curva S-N riguardante i dati ottenuti con prove di fatica ordinarie, poichè essa è sovrapponibile, in base ai risultati degli autori, con quella ottenuta con prove ad alta frequenza realizzate con la loro attrezzatura di test.



**Figura 2.15:** Confronto tra la curva FAT71 della normativa UNI EN 1993-1-9 e i dati sperimentali ottenuti da Schaumann e Steppeler [11]

Come si può notare dalla figura 2.15, la principale differenza rispetto al caso dei giunti cruciformi è che in questo caso la curva S-N sperimentale presenta un limite di fatica a  $10^6$  cicli, motivo per cui si discosta notevolmente dall'andamento della curva FAT71 fornita dalla normativa.

Si evidenzia, infine, come in tutti gli articoli riguardanti gli acciai saldati non legati a basso tenore di carbonio in campo VHCF è stata ottenuta una nucleazione delle cricche a partire dalle inclusioni, nonostante essi, in base a quanto spiegato nel capitolo 1.2, presentino, nel caso in cui non siano saldati, una nucleazione delle cricche in superficie. L'unica eccezione è costituita dallo studio di Gao et al. [10] che per l'acciaio Q355 ha riportato una nucleazione delle cricche in superficie.

### 2.3.3 Acciai legati e inossidabili

La normativa UNI EN 1993-1-9 fornisce le curve S-N per gli acciai di tipo strutturale (non legati o basso-legati), motivo per cui per gli acciai legati non è possibile eseguire un'analisi comparativa con la normativa. La causa è dovuta al fatto che mentre gli acciai strutturali presentano una resistenza a fatica dipendente quasi unicamente dalla difettosità e dalla geometria, consentendo quindi l'ottenimento di un'unica curva S-N a parità di geometria, nel caso degli acciai legati gli elementi di lega giocano un ruolo non trascurabile nella resistenza a fatica. In questo caso, quindi, le curve S-N sono diverse per ogni acciaio saldato e devono essere ricavate sperimentalmente. Per quanto riguarda il meccanismo di frattura, gli acciai legati sono tipicamente

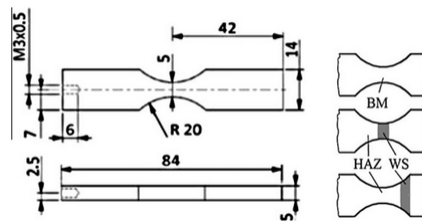
materiali di tipo II, con cricche che nucleano principalmente da difetti ed inclusioni interne. Tale tendenza, in questo caso, è confermata anche nel caso in cui questi materiali vengano saldati, in base a quanto riportato da England et al. [8], con l'unica differenza che i difetti da cui nucleano le cricche sono tipicamente i difetti introdotti dalle saldature (inclusioni o LAF).

Nel caso degli acciai inossidabili vale nuovamente l'impossibilità di utilizzare le curve S-N fornite dalla normativa, motivo per cui l'unico modo per avere dati per la progettazione a fatica è quello di ottenere le curve S-N sperimentalmente. Sulle curve S-N quindi, non avendo la possibilità di fare un confronto con la normativa, non si effettuano ulteriori approfondimenti, essendo il presente studio principalmente incentrato sullo studio del comportamento VHCF delle leghe di alluminio.

Riguardo al meccanismo di frattura, gli acciai inossidabili rientrano, secondo la classificazione fatta nel capitolo 1.2, nei materiali di tipo II. Sempre basandosi sulla review di England et al. [8], si può dire che in letteratura sono presenti quattro articoli sul comportamento VHCF di giunti saldati in acciaio inossidabile. Secondo England et al., quindi, i dati non sono sufficienti a stabilire se la nucleazione delle cricche avviene a partire dai difetti interni anche nel caso in cui gli acciai inossidabili vengano saldati.

### 2.3.4 Leghe di alluminio

Il primo studio sul comportamento VHCF delle leghe di alluminio saldate è stato condotto da Cremer et. al.[12]. Gli autori hanno analizzato un alluminio EN 6082 (AlMgSi1) su cui è stata eseguita una saldatura MIG utilizzando AlMg4.5Mn0.7 come materiale d'apporto. Il provino utilizzato è tipo hourglass, motivo per cui, posizionando la zona fusa (FZ) al centro, la Heat Affected Zone (HAZ) e il materiale base (BM) non sarebbero sottoposti alla tensione massima, a causa della distribuzione delle tensioni durante la vibrazione libera, come descritto nel capitolo 1.1. Per superare questo limite gli autori hanno suddiviso i provini in 3 lotti spostando, in ognuno di essi, la posizione della zona saldata rispetto alla sezione ristretta del provino hourglass. In questo modo hanno reso possibile il confronto tra il comportamento delle diverse zone della saldatura. In figura 2.16 si riporta quindi la geometria utilizzata da Cremer et al. [12] al fine di comprendere meglio come è avvenuto il *testing selettivo* appena spiegato.

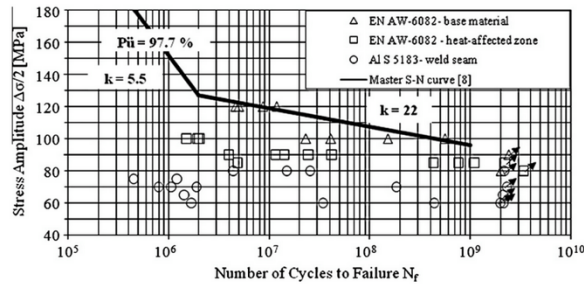


**Figura 2.16:** Geometria dei provini dell'articolo [12]

Le prove di fatica (i cui risultati sono riportati in figura 2.17) hanno evidenziato

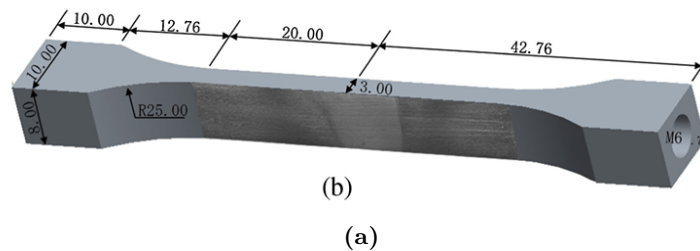
l'assenza di un limite di fatica fino a  $10^9$  cicli, valore stabilito come run-out. Questo aspetto è in contrasto con quanto fornito dalla normativa EN 1999-1 per giunti dello stesso tipo, in quanto in essa si ipotizza un limite di fatica a  $10^8$  cicli. Le curve S-N evidenziano inoltre i seguenti aspetti:

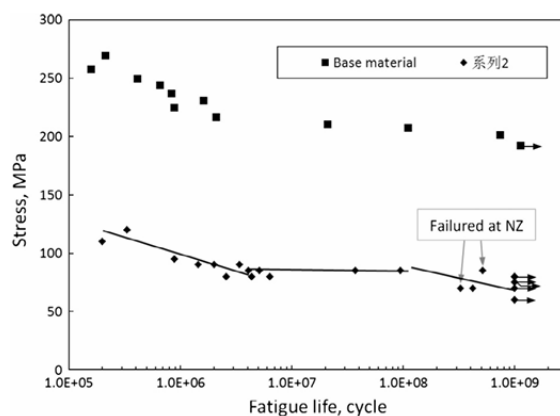
1. Il materiale base del giunto saldato presenta una resistenza analoga al materiale EN AW-6082-T6 sottoposto a test VHCF a utilizzando giunti non saldati.
2. La HAZ presenta una resistenza del 20% inferiore rispetto al materiale base a  $10^7$  cicli. Tale differenza tende a diminuire all'aumentare del numero di cicli.
3. La zona fusa, coerentemente con quanto avviene in campo HCF, è la zona più critica. In questo caso la resistenza è del 40% inferiore rispetto al materiale base e, anche in questo caso, la differenza tende a diminuire all'aumentare del numero di cicli.



**Figura 2.17:** Curve S-N ottenute per l'alluminio EN AW 6082 saldato tramite MIG [12]

Le analisi sperimentali eseguite in questa tesi sono principalmente rivolte, come già accennato, allo studio del comportamento VHCF delle leghe di alluminio saldate con FSW. Risulta dunque particolarmente importante il primo studio eseguito a tal riguarda da He et al. [13]. Gli autori hanno analizzato il comportamento VHCF di una lega di alluminio AA7075-T6 eseguendo prove di fatica con frequenza di sollecitazione pari a 20 kHz e rapporto di carico  $R = -1$ . In totale hanno testato 16 provini utilizzando una geometria come quella di figura 2.18a ed ottenendo le curve S-N riportate in figura 2.18b.



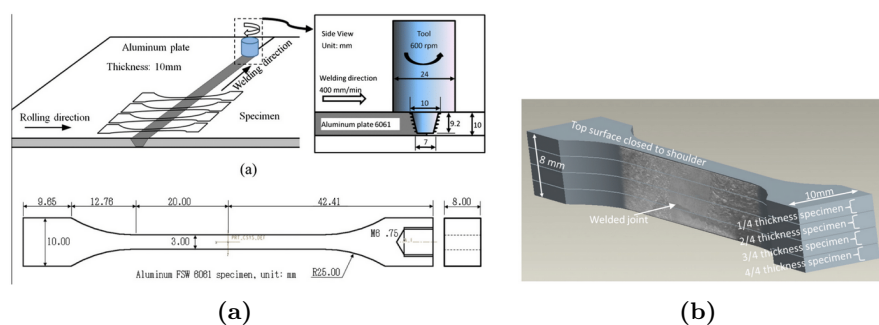


(b)

**Figura 2.18:** Immagine ricavate dall’articolo di He et al.[13]:(a)provino utilizzato  
(b) curve S-N della lega di alluminio AA7075-T6

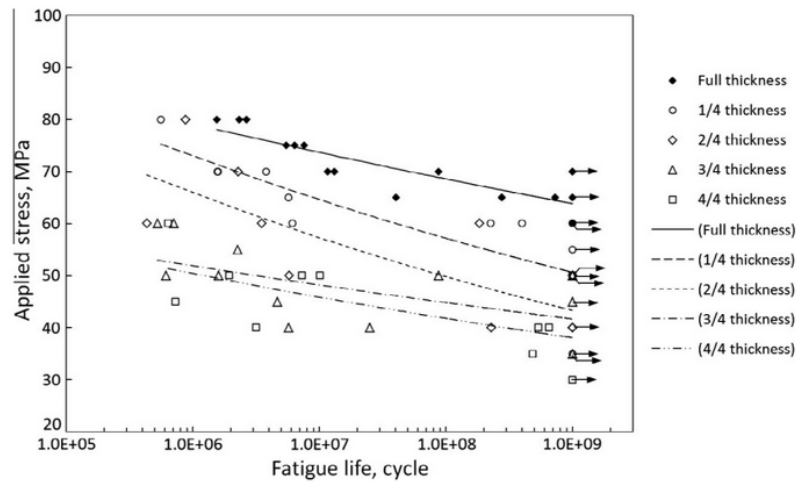
I risultati hanno evidenziato una riduzione del 65% della resistenza a fatica rispetto al materiale base, contrariamente a quanto si osserva solitamente nei giunti FSW, cioè una minore riduzione della resistenza a fatica rispetto ad altre tecnologie di saldatura [8]. La curva S-N presenta, inoltre, un plateau tra  $10^7$  e  $10^9$  cicli. Secondo gli Autori, la causa è dovuta ad un diverso meccanismo di frattura in quanto le cricche nucleano sempre a partire da inclusioni (ferrose oppure di tipo  $Mg_2Si$ ), ma fino a  $10^7$  la nucleazione avviene nella TMHAZ per effetto della rottura delle particelle stesse, mentre ai numeri di cicli più elevati la nucleazione avviene per effetto della perdita di coesione tra le inclusioni e la matrice circostante. In ogni caso, gli Autori hanno evidenziato una netta preponderanza della rottura nella TMHAZ, con solo 2 provini su 16 rotti nella NZ ad un numero di cicli molto elevato.

Un ulteriore studio di He et al. [14] riguarda il comportamento di una lega di alluminio 6061-T651. Le prove VHCF sono state eseguite sia su provini con spessore pari a 8 mm, cioè 1 mm in meno su ogni lato rispetto al laminato di partenza (10 mm), sia su provini ottenuti dal taglio in 4 parti di uguale spessore del provino di partenza. Queste geometrie (riportate in figura 2.19) sono state utilizzate per l'analisi del comportamento delle diverse zone della saldatura.



**Figura 2.19:** Geometria dei provini dell'articolo[14]: (a) provino intero, (b)suddivisione dello spessore

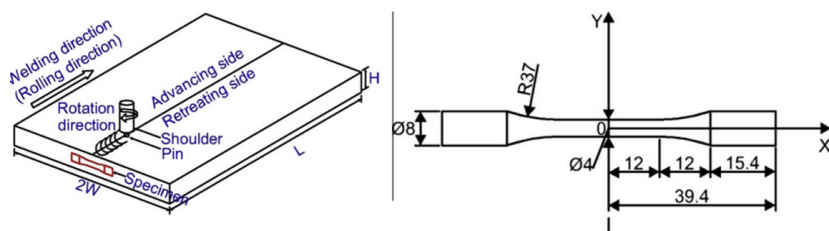
In figura 2.20 sono riportati i risultati delle prove VHCF che evidenziano una riduzione del 40% della resistenza a fatica rispetto al materiale base. Dal grafico si deduce quindi una migliore resistenza a fatica rispetto a quella ottenuta da prove VHCF su saldature eseguite con tecniche tradizionali [12]. Questo fenomeno è dovuto alla microstruttura fine che si forma in corrispondenza della zona saldata che compensa, almeno parzialmente, la diminuzione della resistenza dovuta ai difetti introdotti dalla saldatura. Il fatto che la tecnica FSW riduca l'influenza dei difetti di saldatura è inoltre dimostrato, secondo gli autori, dal fatto che l'analisi della superfici di frattura evidenzia la nucleazione della cricche a partire dalla superficie e non da difetti interni, come avviene in molteplici metalli in campo VHCF.



**Figura 2.20:** Risultati dell'articolo[14]

La figura 2.20 mette in risalto, inoltre, l'influenza dello spessore poichè nella zona più distante dalla superficie in cui è passato l'utensile la resistenza a fatica è minore. La motivazione è che in tale zona sono presenti i difetti introdotti dalla saldatura, ma la microstruttura non è così fine come sul lato opposto.

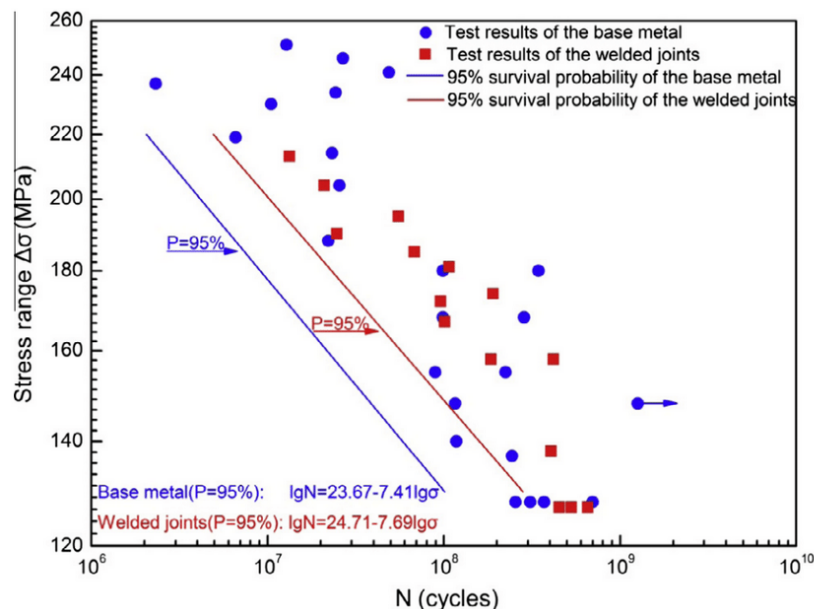
Deng et al. [15] hanno analizzato, invece, il comportamento VHCF di un alluminio 7075-T7451 giungendo ad alcune conclusioni che sono concordi con quanto ottenuto da He et al. [14], ed altre che sono parzialmente in disaccordo. Gli autori hanno utilizzato un provino dogbone cilindrico di diametro 4 mm e ricavato da 2 piastre di spessore 12 mm, unite con una saldatura eseguita in direzione parallela alla direzione di laminazione, come riportato in figura 2.21.



**Figura 2.21:** Geometria dei provini dell'articolo [15]



Le prove sono state eseguite con una macchina ad ultrasuoni con frequenza pari a 20 kHz ed hanno portato ai risultati riportati in figura 2.22, che evidenziano una resistenza del provino saldato leggermente superiore a quella del materiale base. Questo risultato è in contrasto con quanto discusso in [13, 14] o, più in generale, quanto ci si aspetterebbe per un materiale saldato. Una delle possibili cause di tale discrepanza potrebbe essere la direzione di laminazione poichè in questo caso il provino non saldato viene sollecitato in direzione perpendicolare alla direzione di laminazione, rendendo comparabile la resistenza dei provini non saldati e saldati. I provini, inoltre, sono ricavati solo dalla zona centrale della saldatura, quindi non si può essere sicuri che i risultati ottenuti siano generalizzabili per una saldatura a pieno spessore. Si noti che tali osservazione sono delle ipotesi, la cui affidabilità sarà verificata eseguendo prove VHCF al fine di comprendere se siano più veritieri i risultati riportati da He et al. [13, 14], o quelli riportati da Deng et al. [15].

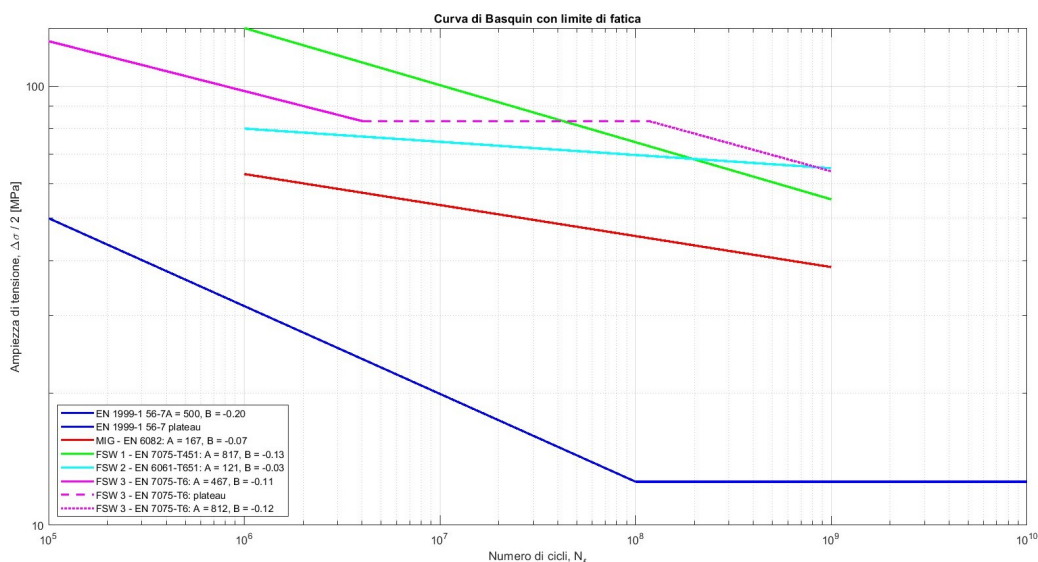


**Figura 2.22:** Risultati dell'articolo [15]

Al termine dell'analisi di letteratura sul comportamento VHCF dell'alluminio saldato si vuole eseguire un confronto tra i dati ottenuti nei 4 studi. In figura 2.23 si riporta il confronto in termini di curve S-N, evidenziando i seguenti aspetti chiave:

1. Tutti e quattro gli studi presentano una resistenza maggiore rispetto ai valori proposti dalla normativa, si suppone dunque che applicando le curve proposte da normative in campo VHCF si possa sovradimensionare i giunti.
2. In base ai pochi dati presenti in letteratura si può presupporre che i per i giunti saldati in alluminio non esiste un limite di fatica, contrariamente a quanto proposto dalla normativa.
3. I giunti ottenuti tramite FSW presentano una resistenza a fatica migliore dei giunti ottenuti tramite MIG e tale risultato è coerente con gli studi presenti in

campo HCF [16]. Si può osservare, tuttavia, una certa incoerenza in termini di riduzione della resistenza tra giunto saldato FSW e materiale base in quanto l'alluminio 7075-T451 [15] presenta una resistenza comparabile con il materiale base, l'alluminio 6061-T651 [14] presenta una riduzione del 40%, sempre rispetto al materiale base, e l'alluminio 7075-T6 presenta una riduzione del 65%. Le tre curve dei giunti FSW, inoltre, nonostante abbiano degli andamenti diversi, per un numero di cicli a rottura superiore a  $10^8$  cicli tendono a convergere.



**Figura 2.23:** Confronto delle curve di Basquin degli articoli MIG [12], FSW1 [15] e FSW2 [14] con i valori dati dalla normativa EN 1999-1

L'attività sperimentale sarà dunque finalizzata a capire, nel caso di giunti di testa saldati tramite FSW, quale tra i dati riportati in [13, 14, 15] sono più veritieri in termini di riduzione della resistenza a fatica rispetto al materiale base.

### 2.3.5 Altre leghe metalliche non ferrose

Riguardo alle leghe metalliche non ferrose, oltre alle leghe di alluminio già descritte precedentemente, esistono pochi studi in letteratura e, inoltre, anche esse non vengono trattate dalle normative internazionali, come gli acciai legati discussi al paragrafo 2.3.3. Per questo motivo ci si limiterà a discutere i principali risultati facendo riferimento nuovamente alla review di England et al. [8], senza entrare nel dettaglio delle curve S-N.

Lo studio di Chen et al. [17] riguarda l'analisi del comportamento VHCF di una lega di magnesio ZK60 saldata tramite FSW utilizzando giunti dogbone a sezione rettangolare. Lo studio evidenzia i seguenti aspetti:

1. Non si osserva un limite di fatica fino a  $10^9$  cicli;
2. Le cricche nucleano a partire da porosità interne presenti nella zona alterata termomeccanicamente (TMHAZ) della saldatura. Essendo un materiale di tipo

II, secondo la classificazione di Muraghabì [5], il meccanismo di frattura agli altissimi numeri di cicli è coerente con il materiale base.

Liu et al. [18] si sono concentrati sull'analisi del comportamento di una lega di titanio TC17 saldata tramite Electron Beam Welding (EBW), mentre Zheng et al. [19] hanno utilizzato la stessa tecnologia di saldatura su una lega di titanio TC21. Entrambi gli studi hanno evidenziato i seguenti aspetti:

1. Non si osserva la presenza di un limite di fatica fino a  $10^9$  cicli.
2. Ai bassi livelli di tensione, cioè agli alti numeri di cicli, i provini saldati tendono a rompersi tramite cricche nucleate da porosità interne alle saldature. Il meccanismo di nucleazione dei provini saldati è quindi coerente con il fatto che le leghe di titanio appartengano ai materiali di tipo II, secondo la classificazione di Muraghabì [5].

### **2.3.6 Considerazioni generali sui risultati presenti in letteratura**

Al termine di questa breve discussione sui risultati presenti in letteratura, si possono trarre delle conclusioni utili per le successive analisi sperimentali:

1. Le leghe metalliche saldate, indipendentemente dalla tecnologia utilizzata e dalla tipologia di lega, generalmente non presentano un limite di fatica fino a  $10^9$  cicli, contrariamente a quanto supposto dalla normativa che ipotizza un limite di fatica a  $10^8$  cicli.
2. Nel caso di giunti di testa le cricche in campo VHCF tendono a nucleare da difetti interni dovuti alla saldatura, anche nel caso di materiali di tipo I (classificazione di Muraghabì [5]) che tipicamente presentano, nel materiale base non saldato, cricche nucleate in superficie indipendentemente dal numero di cicli.
3. Nel caso dei materiali contemplati dalle normative UNI EN 1993-1-9 e UNI EN 1999-6, cioè acciai strutturali e leghe di alluminio, le curve S-N fornite dalle normative rappresentano una stima conservativa dei valori di resistenza a fatica sperimentali.
4. I giunti FSW, cioè l'oggetto del presente studio, presentano una resistenza a fatica migliore rispetto a giunti ottenuti con altre tecnologie di saldatura a parità di materiale. La riduzione della resistenza a fatica rispetto al materiale base, però, è di entità variabile a seconda del materiale e deve essere ulteriormente approfondita.

## Capitolo 3

# Analisi sperimentale del comportamento VHCF di provini in alluminio

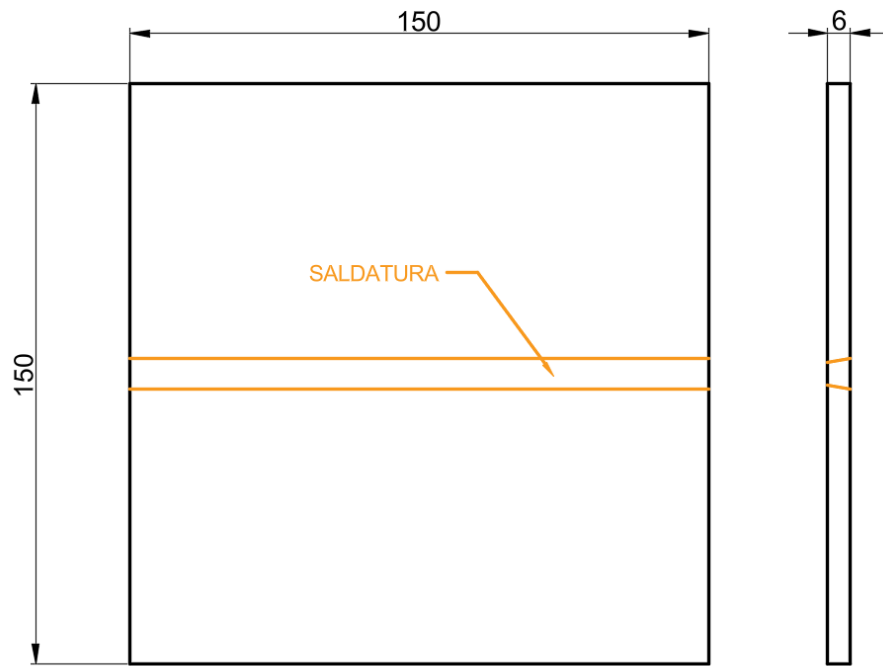
L'attività sperimentale del presente lavoro è finalizzata a determinare il comportamento a fatica ad altissimo numero di cicli di una lega di alluminio saldata con FSW. La scelta è ricaduta su tale tecnologia perchè risulta poco studiata dal punto di vista sperimentale e, come già visto nel capitolo 2, i pochi risultati presenti in letteratura [13, 14, 15], presentano risultati parzialmente discordanti tra di loro.

L'attività sperimentale è stata caratterizzata da diverse fasi: misura sperimentale delle proprietà dinamiche della lega di alluminio analizzata, progettazione del provino per eseguire prove in risonanza a 20 kHz, validazione estensimetrica e prove di fatica VHCF.

### 3.1 Preparazione delle piastre e misura delle proprietà dinamiche della lega di alluminio 7075-T6

La lega di alluminio studiata è una lega EN AW 7075-T6 che trova largo impiego in ambito aeronautico grazie alla sua elevata resistenza meccanica, con una tensione di snervamento che supera i 400 MPa. Essendo designata con la sigla T6, essa ha subito un trattamento termico di solubilizzazione, tempra e invecchiamento artificiale, finalizzato alla precipitazione di particelle (composti intermetallici tra alluminio e gli altri elementi di lega, quali rame, magnesio e silicio) che ne aumentano la resistenza statica e a fatica. Il miglioramento delle proprietà è dovuta al fatto che le particelle ostacolano il movimento delle dislocazioni, motivo per cui l'effetto non è detto che sia presente in campo VHCF in cui, come visto nel capitolo 1.2, le cricche di fatica spesso nucleano tramite il classico meccanismo di movimento delle dislocazioni.

La lega appena discussa è stata utilizzata per ricavare tre piastre di spessore 6 mm e di dimensioni 150x150 mm. Sulla quale è stata eseguita una saldatura di tipo FSW lungo la direzione trasversale, come mostrata in figura 3.1.



**Figura 3.1:** Dimensioni delle piastre saldate

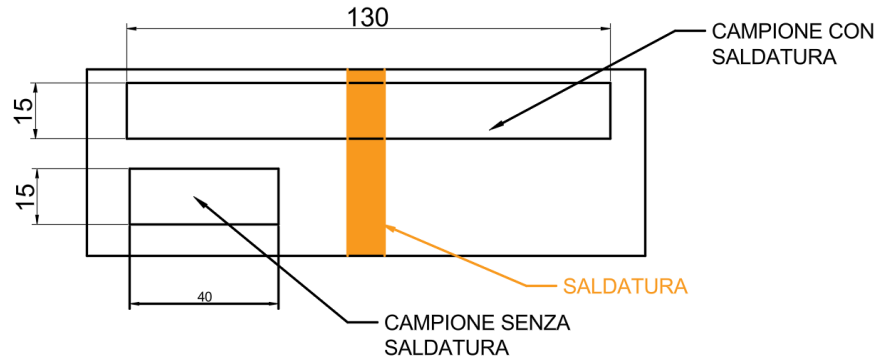
Poichè lo scopo delle analisi sperimentali è quello di analizzare il comportamento a fatica in campo VHCF della saldatura senza considerare l'effetto intaglio, le piastre saldate sono state fresate fino ad ottenere delle lamiera di spessore nominale 3 mm. In questo modo sono stati ottenuti dei giunti saldati comparabili con la categoria 56-7 della normativa UNI EN 1999-3, definita al paragrafo 2.3.1

### 3.1.1 Misura delle proprietà dinamiche della lega AA7075-T6

Nel paragrafo 1.1 è stato già detto che le prove di fatica in campo VHCF richiedono l'utilizzo di provini progettati per avere una frequenza di risonanza assiale a 20 kHz. La frequenza di risonanza del provino dipende da diversi fattori: geometria del provino, modulo elastico e densità del materiale. La definizione della geometria richiede però la conoscenza delle altre due proprietà ed in particolare del modulo elastico che, sotto l'effetto delle sollecitazioni a 20 kHz, può discostarsi leggermente dal modulo elastico misurato tramite una prova statica, motivo per cui si definisce **modulo elastico dinamico** ( $E_d$ ).

La misura è stata eseguita tramite Impulse Excitation Technique (IET) utilizzando il sistema di prova "Buzz-o-sonic 5.9". A tal fine dalle lamiere saldate sono stati ricavati due provini a sezione rettangolare come quelli riportati in figura 3.2: il primo, che comprende la saldatura, è finalizzato a valutare il modulo elastico dinamico complessivo, mentre il secondo, di dimensioni minori, ha lo scopo di valutare il modulo elastico dinamico del materiale base in assenza di saldature. In questo modo è stato possibile valutare approssimativamente se esiste un'influenza della saldatura sul valore del modulo elastico globale. Si noti che il taglio dei provini è avvenuto, come per tutti i successivi tagli dei provini, tramite un taglio ad acqua utilizzando

la macchina "WAZER Pro". In questo modo è stata evitata la presenza di ulteriori alterazioni termiche successive a quelle indotte dalla saldatura.



**Figura 3.2:** Dimensioni dei provini utilizzati per la IET

Il sistema "Buzz-o-sonic" per poter calcolare il modulo elastico dinamico ha bisogno della frequenza di risonanza assiale (misurata tramite l'applicazione di un impulso all'estremità del provino), delle dimensioni del provino e della densità del materiale. Le dimensioni nominali sono riportate in figura 3.2, mentre quelle effettive, utilizzate per il calcolo, sono riportate in tabella 3.1. La densità è stata ottenuta tramite misura sperimentale della massa ottenendo dei valori, come atteso, circa uguali tra la zona saldata e quella non saldata.

Grandezza	Simbolo	Provino saldato	Provino non saldato
Larghezza	$w$ [mm]	15.20	15.03
Spessore	$t$ [mm]	3.26	3.25
Lunghezza	$L$ [mm]	130.05	40.11
Frequenza di risonanza	$f_{res}$ [Hz]	19667	64089
Massa	$m$ [g]	16.86	5.15
Densità	$\rho$ [kg/m <sup>3</sup> ]	2619	2625
Modulo elastico dinamico	$E_d$ [GPa]	68.5	69.5

**Tabella 3.1:** Grandezze per la misura del modulo elastico tramite IET

Il software ha quindi fornito un modulo elastico di 68,5 GPa nel provino che comprende la saldatura ed un modulo di 69,5 GPa nel provino che non comprende la saldatura. Si deduce quindi che, a meno di eventuali effetti locali, la saldatura FSW ha un'influenza trascurabile sul modulo elastico. Per la progettazione del provino è stato dunque utilizzato il valore complessivo di 68,5 GPa per il modulo elastico dinamico e quello di 2619 kg/m<sup>3</sup> per la densità.

## 3.2 Progettazione del provino

In base a quanto detto nel capitolo 1.1, per l'esecuzione delle prove sperimentali a fatica il provino deve essere progettato in maniera tale da avere una frequenza di

risonanza assiale a 20 kHz garantendo, inoltre, il rispetto dei seguenti requisiti:

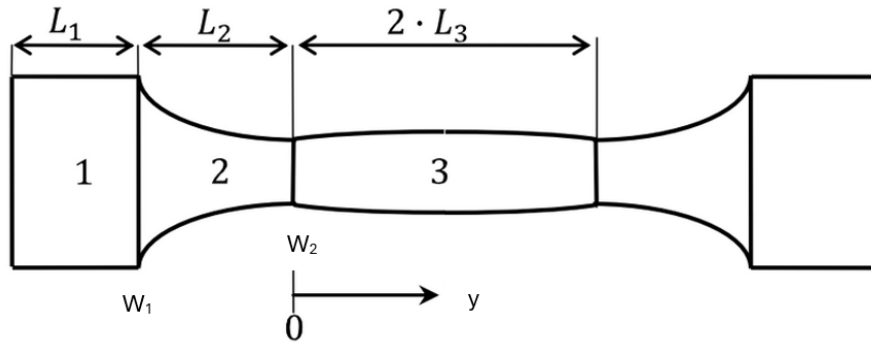
1. La tensione assiale ( $\sigma_y$ ) al centro del provino deve essere sufficientemente elevata per portare a rottura il provino tramite l'applicazione dei carichi ciclici;
2. I modi flessionali diversi da quello assiale (flessionali e torsionale) devono avere avere una frequenza di risonanza sufficientemente distante dai 20 kHz utilizzati per le prove. A tale fine è stato individuato come intervallo di frequenze da escludere per tali modi di vibrare quello compreso tra 19 kHz e 21 kHz.
3. L'effetto intaglio deve essere trascurabile al fine di evitare la rottura in corrispondenza delle eventuali variazioni geometriche, poichè in quest'ultimo caso non si valuterebbe la resistenza a fatica unicamente della saldatura.

Per garantire il rispetto di tali requisiti è stata scelta una geometria di tipo Gaussiano, modificando le equazioni analitiche usate da Paolino et al. [20]. Parlando di geometria Gaussiana si intende un provino in cui, se la distribuzione delle tensioni è governata dall'equazione di propagazione delle onde (equazione 3.1), allora la sezione trasversale  $S(y)$  è definita dall'equazione 3.2. Nelle due equazioni appena menzionate si indica con  $u(y)$  lo spostamento assiale in funzione delle coordinate assiale  $y$ ,  $S_0$  una costante di integrazione e con  $k$  il numero d'onda calcolabile con l'equazione 3.4, utilizzando la frequenza desiderata  $f_0$ , il modulo elastico dinamico  $E_d$  e la densità  $\rho$ . L'apice sopra una grandezza, inoltre, indica che si tratta di una derivata rispetto alla coordinata assiale  $y$ .

$$u''(y) + \frac{s'(y)}{s(y)}u'(y) + k^2u(y) = 0 \quad (3.1)$$

$$S(y) = S_0 e^{-\int \frac{k^2 u(y) + u''(y)}{u'(y)} dy} \quad (3.2)$$

$$k = \frac{2\pi f_0}{\sqrt{E_d \rho}} \quad (3.3)$$



**Figura 3.3:** Grandezze caratteristiche per la progettazione di un provino a geometria Gaussiana

Il processo di progettazione del provino si è dunque basato su una procedura analitica (fondata sulla teoria sviluppata da Paolino et al. [20]), seguita da

una ottimizzazione tramite calcolo agli elementi finiti e, infine, una validazione sperimentale.

### 3.2.1 Dimensionamento analitico

La procedura analitica seguita è la seguente:

1. **Calcolo del numero d'onda desiderato ( $k$ ):** basandosi sull'equazione 3.4, è stato calcolato usando le proprietà del materiale discusse al paragrafo 3.1.

$$k = \frac{2 \pi 20000}{\sqrt{68500 \cdot 2619}} = 24.5715 \quad (3.4)$$

2. **Definizione delle dimensioni notevoli:** facendo riferimento alla figura 3.3, sono state definite le seguenti grandezze. Si noti che le grandezze indicate con '\*' rappresentano dei valori iniziali, che sono stati variati tramite un processo iterativo fino a garantire il rispetto delle esigenze progettuali.

Grandezza	Simbolo	Valore
Larghezza della testa	$w_1$ [mm]	15
Larghezza della sezione ristretta	$w_2$ [mm]	8.5
Lunghezza della sezione di raccordo*	$L_2$ [mm]	20
Lunghezza della sezione ristretta*	$L_3$ [mm]	15
Spessore della lamiera	$t_0$ [mm]	3

**Tabella 3.2:** Grandezze notevoli per la progettazione del provino

3. **Calcolo del volume critico ( $V_{90}$ ):** esso rappresenta il volume di materiale sottoposto ad una tensione superiore al 90% della tensione massima che si verifica durante la sollecitazione del provino. Tale valore deve essere più alto possibile per garantire una tensione il più possibile uniforme all'interno del provino durante le prove.

$$V_{90} = \sqrt{2} \sqrt{\pi} S_0 e^{\left(\frac{L_3 k}{\sqrt{2}}\right)^2} \frac{\operatorname{erf}\left(\frac{\sqrt{2} L_3 k}{2}\right)}{k} = \sqrt{2} \sqrt{\pi} t_0 w_2 e^{\left(\frac{L_3 k}{\sqrt{2}}\right)^2} \frac{\operatorname{erf}\left(\frac{\sqrt{2} L_3 k}{2}\right)}{k} \quad (3.5)$$

$$= 8.070 \cdot 10^{-7} m^3$$

Il valore ottenuto è stato confrontato con il volume della zona saldata che è stato calcolato utilizzando lo spessore della lamiera ( $t_0$ ), la larghezza della sezione ristretta ( $w_2$ ) e la larghezza della saldatura ( $w_{welding}$ ), già discussa nel paragrafo 3.1 e pari a 10 mm.

$$V_{welding} = t_0 \cdot w_2 \cdot w_{welding} = 3 \cdot 8.5 \cdot 10 = 2.55 \cdot 10^{-7} m^3 = 0.32 \cdot V_{90} \quad (3.6)$$

Poichè il volume critico è pari a circa 3 volte il volume della zona saldata, allora la lunghezza  $L_3$  della sezione ristretta è stata ritenuta sufficiente a garantire



una sollecitazione sufficientemente uniforme di tutta la zona saldata e di quella alterata termicamente (HAZ e TMHAZ).

4. **Calcolo del fattore di amplificazione ( $T_{sigma}$ ):** esso indica il rapporto tra la massima tensione nella sezione ristretta ( $\sigma_{max}$ ) e la tensione ( $\sigma_1$ ) che si avrebbe applicando lo stesso spostamento in ingresso ( $U_{in}$ ) ad un provino a sezione costante pari alla sezione  $S_1$ . Esso è stato calcolato in funzione della tensione massima desiderata, che è stata fissata pari a 215 MPa trattandosi di una lega di alluminio, e lo spostamento in ingresso che si vuole imporre per ottenere tale tensione. Sulla base della capacità del sistema di prova, lo spostamento in ingresso  $U_{in}$  è stato fissato pari a 90  $\mu m$ . Il fattore di amplificazione è stato dunque calcolato con la seguente equazione.

$$M_\sigma = \frac{\sigma_{max}}{\sigma_{max}} = \frac{\sigma_{max}}{kU_{in}E_d} = \frac{215}{24.5715 \cdot 90 \cdot 68500 \cdot 10^{-12}} = 1.4193 \quad (3.7)$$

5. **Calcolo del rapporto tra le sezioni(N):** nel caso del provino cilindrico [20], esso è stato calcolato come il rapporto tra il diametro della testa ( $D_1$ ) e il diametro della sezione ristretta ( $D_2$ ). Essendo il rapporto tra i diametro pari alla radice del rapporto tra le aree, nel caso in questione, per la sezione rettangolare, il rapporto N è stato calcolato come di seguito.

$$N = \sqrt{\frac{S_1}{S_2}} = \sqrt{\frac{w_1 t_0}{w_2 t_0}} = \sqrt{\frac{w_1}{w_2}} = \sqrt{\frac{15}{8.5}} = 1.3284 \quad (3.8)$$

6. **Calcolo delle lunghezze  $L_1$  ed  $L_2$  definitive:** tale calcolo si basa su un processo iterivo sviluppato tramite codice Matlab (riportato nell'appendice A) e basato sui seguenti step.

- (a) Calcolo di  $\beta$ :

$$\beta = \sqrt{(kL_2)^2 - \frac{\text{acosh}^2(N)}{L_2}} \quad (3.9)$$

- (b) Calcolo di  $kL_1$ :

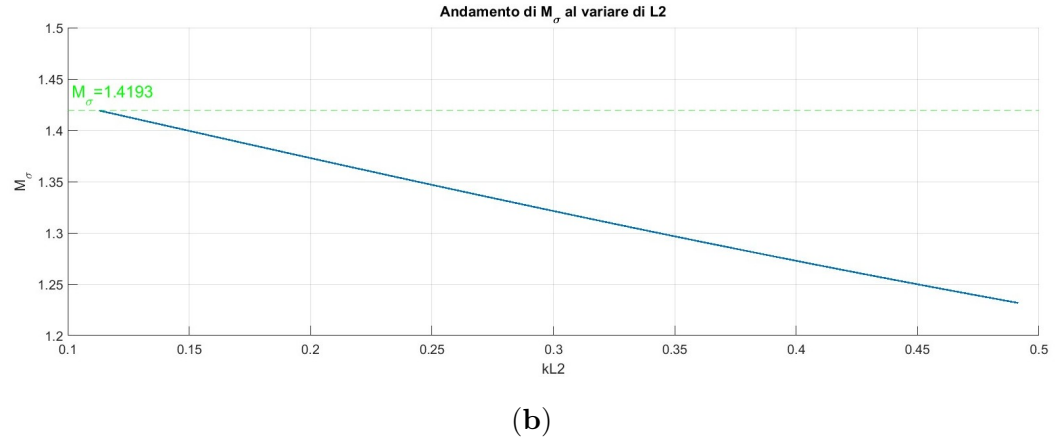
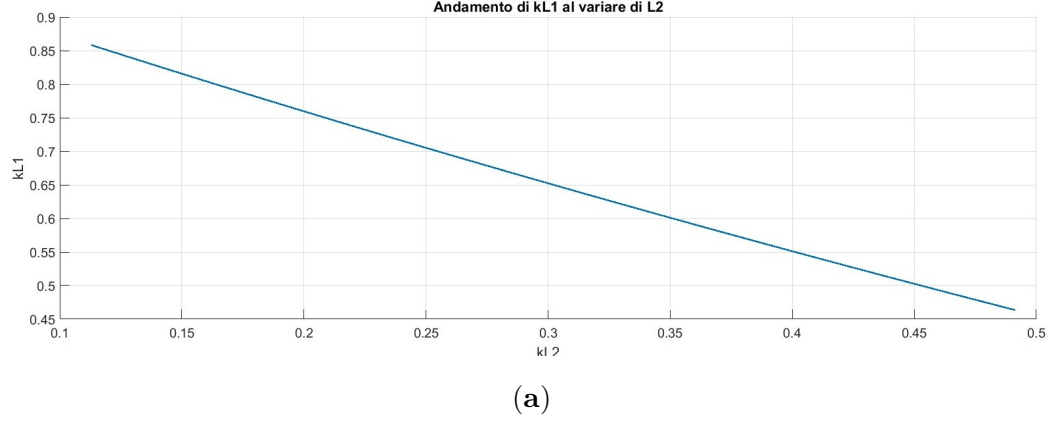
$$kL_1 = \tan^{-1} \left( -\frac{((\beta/k)(kL_3) \tan(\beta L_2) - 1)}{\tan(\beta L_2)/(\beta/k) + (kL_3)} + \frac{\text{acosh}(N)}{kL_2} \sqrt{1 - N^{-2}} \right) \quad (3.10)$$

- (c) Calcolo del fattore di amplificazione:

$$M_\sigma = \left| N \frac{(\beta/k)}{\sqrt{1 + (\tan(kL_1))^2}} \cos(kL_1) \left( \frac{\cos(\beta L_2) + \tan(\beta L_2) \sin(\beta L_2)}{\tan(\beta L_2) + (\beta/k)(kL_3)} \right) \right| \quad (3.11)$$

- (d) Confronto tra il valore di  $M_\sigma$  ottenuto con l'equazione 3.11 con quello calcolato inizialmente con l'equazione 3.7. Se la verifica è superata, il processo iterivo termina, altrimenti si modifica il valore di  $L_2$  fino a garantire il superamento della verifica. In figura 3.4(a) si riporta il valore

di  $KL_1$  in funzione di  $KL_2$ , mentre in figura 3.4(b) viene riportato il valore di  $M_\sigma$  al variare di  $KL_2$ . In particolare, in quest'ultima figura si nota che il processo iterativo termine quando si ottiene un valore di  $M_\sigma$  pari a quello calcolato al punto 4.



**Figura 3.4:** Correlazione tra il valore di  $KL_2$  e quello di: (a)  $KL_1$  (b)  $M_\sigma$

Il dimensionamento analitico ha dunque dato come risultato le dimensioni riportate in tabella 3.3, che comunque non rappresentano le dimensioni definitive del provino poichè queste sono state ottimizzate con la successiva ottimizzazione numerica.

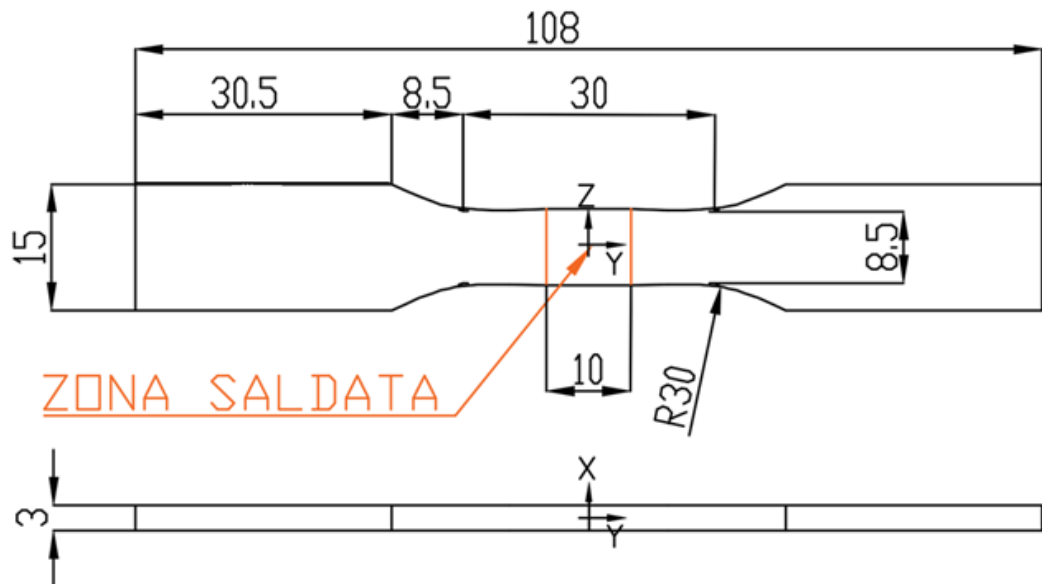
Grandezza	Simbolo	Valore
Larghezza della testa	$w_1$ [mm]	15
Larghezza della sezione ristretta	$w_2$ [mm]	8.5
Lunghezza della testa del provino	$L_1$ [mm]	34.93
Lunghezza della sezione di raccordo*	$L_2$ [mm]	4.59
Lunghezza della sezione ristretta*	$L_3$ [mm]	15
Spessore della lamiera	$t_0$ [mm]	3

**Tabella 3.3:** Grandezze ottenute al termine del dimensionamento analitico

### 3.2.2 Ottimizzazione numerica

Il dimensionamento analitico, in generale, consente di effettuare un primo dimensionamento, ma non è comunque sufficiente a garantire la verifica delle quattro condizioni di progetto riportate all'inizio del paragrafo. Per questo motivo è stata eseguita un'analisi numerica agli elementi finiti tramite il software Ansys Workbench.

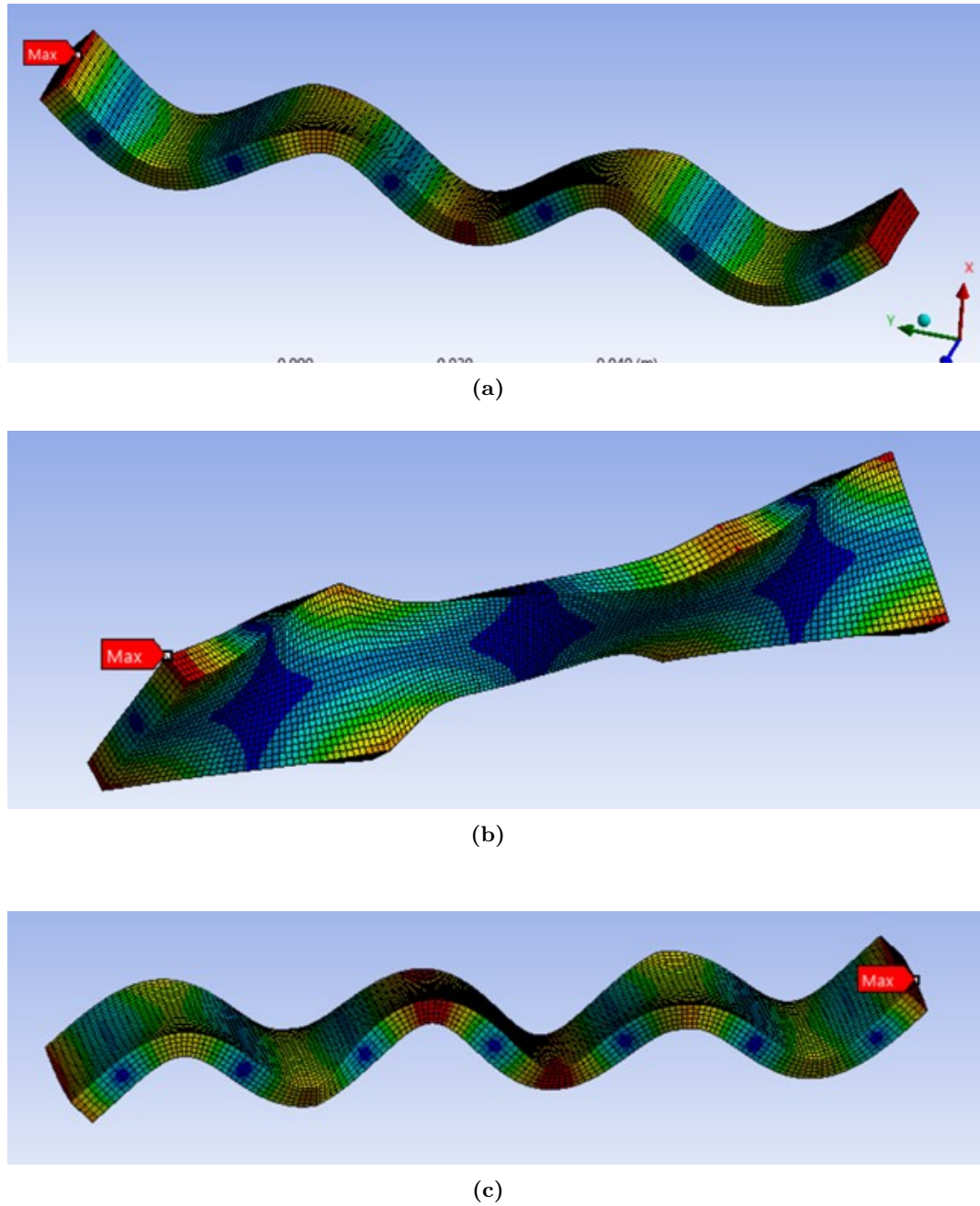
Il primo step di tale analisi è stato caratterizzato dalla variazione dei valori di  $L_1$  ed  $L_2$  fino a garantire una frequenza di risonanza assiale che sia esattamente pari a 20 kHz, poichè quella determinata analiticamente può differire leggermente. A tale scopo è stata eseguita tramite un'analisi modale su un modello numerico realizzato con mesh costituita da elementi solidi a 20 nodi. Al termine di questo processo sono state ottenute le dimensioni di figura 3.5 che garantiscono una frequenza di risonanza assiale pari a 20078 Hz. Si deduce quindi che, rispetto alle dimensioni del processo analitico,  $L_1$  è diminuita di 4,43 mm, mentre  $L_2$  è aumentata di 3.97 mm.



**Figura 3.5:** Dimensioni del provino ottenute a seguito dell'ottimizzazione numerica

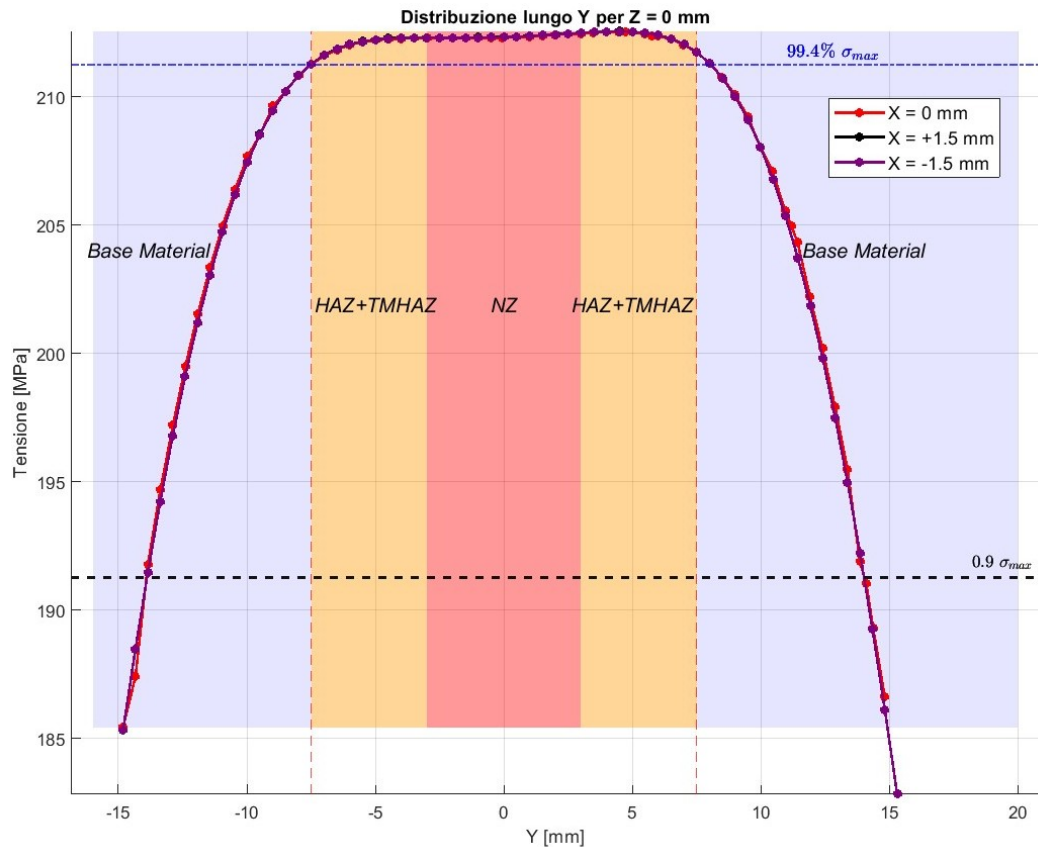
Una volta garantita la perfetta condizione di risonanza assiale è stato verificato, sempre tramite analisi modale, che gli altri modi flessionali fossero sufficientemente distanti da quello assiale. In particolare, i modi di vibrare più vicini a quello assiale sono i seguenti:

1. Modo flessionale a 17400 Hz, riportato in figura 3.6a.
2. Modo Torsionale a 18202 Hz, riportato in figura 3.6b.
3. Modo flessionale a 24046 Hz, riprotato in figura 3.6c.



**Figura 3.6:** Modi di vibrare del provino: (a) flessionale a 17400 Hz, (b) torsionale a 18202 Hz, (c) flessionale a 24046 Hz

Successivamente è stato verificato che la tensione raggiunta al centro del provino durante la prova sia sufficiente a portare a rottura per fatica il materiale. A tal fine è stato usato lo stesso modello numerico precedentemente descritto per eseguire un'analisi armonica imponendo uno spostamento armonico di  $90 \mu m$  ad una estremità del provino. Eseguendo un post processing dei risultati dell'analisi armonica, è stata ottenuta una distribuzione lungo l'asse  $y$  della tensione assiale  $\sigma_y$  come quella riportata in figura 3.7. Per la comprensione delle coordinate  $x, y$  e  $z$  si rimanda al sistema di riferimento definito in figura 3.5. Le sigle NZ, HAZ e TMHAZ, invece, indicano alle zone della saldatura descritte nel paragrafo 3.1



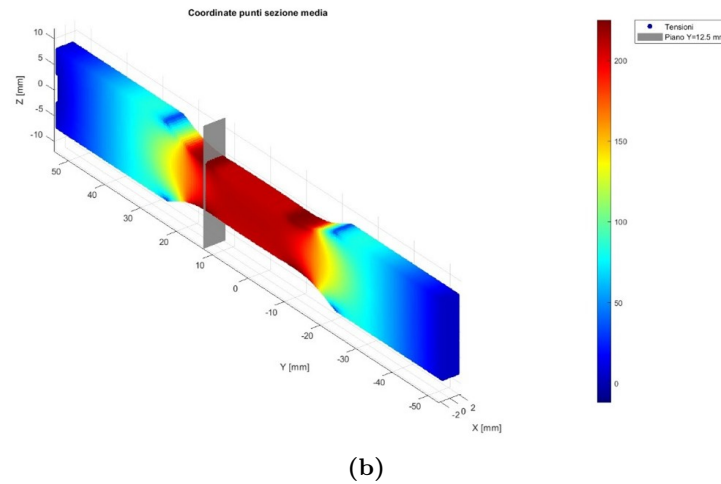
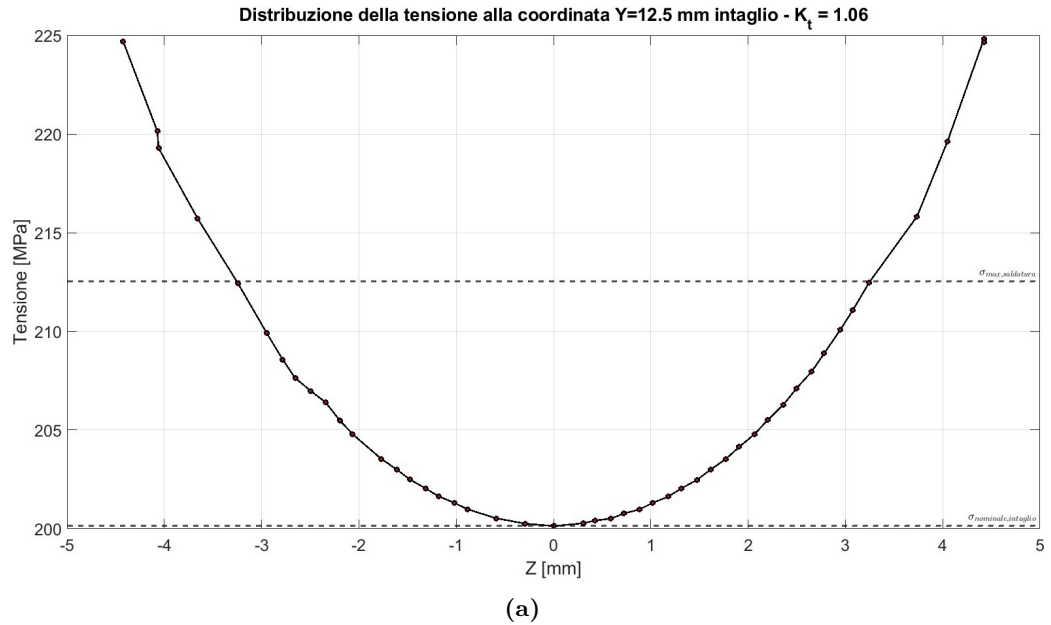
**Figura 3.7:** Distribuzione della tensione assiale lungo la direzione longitudinale del provino

Dal grafico è possibile dedurre le seguenti conclusioni:

1. La tensione massima al centro del provino è pari a 212 MPa qualora si imponga uno spostamento di  $90 \mu m$ , cioè il massimo che la macchina per prove di fatica ad ultrasuoni utilizzata per il presente lavoro di tesi è in grado di imporre. Il valore di tensione, quindi, è più che sufficiente a portare a rottura il materiale per fatica, dato che in figura 2.23 sono state riportate rotture in campo VHCF per leghe di alluminio saldate con ampiezze di tensione tipicamente comprese tra 120 MPa e 70 MPa.
2. La tensione applicata all'estremità della zona termicamente alterata dalla saldatura è comunque superiore al 99 % della tensione massima al centro del provino. In questo modo si riesce a garantire una sollecitazione uniforme in tutta la zona saldata, evitando di favorire la nucleazione delle cricche in un'unica zona centrale del provino.

L'ultimo aspetto che è stato verificato è l'entità dell'effetto intaglio nella regione di raccordo. A tal fine, sempre considerando i risultati derivanti dall'analisi armonica precedentemente descritta, è stato definito un piano come quello riportato in figura 3.8b e situato ad una coordinata assiale  $y = 12,5 \text{ mm}$ , cioè tale da intersecare il punto in cui la tensione è massima. Analizzando la variazione della tensione assiale ( $\sigma_y$ )

lungo la direzione z, è stato ottenuto il grafico di figura 3.8a. La tensione massima in corrispondenza dell'intaglio è pari a 225 MPa che, rapportata alla tensione massima al centro del provino (212 MPa), indica un coefficiente teorico di concentrazione delle tensioni pari  $K_t = 1.06$ . Tale valore è sufficientemente basso da non costituire un problema per le prove di fatica.



**Figura 3.8:** Analisi dell'effetto intaglio: (a) distribuzione della tensione lungo la sezione dell'intaglio (b) piano di analisi dell'effetto intaglio

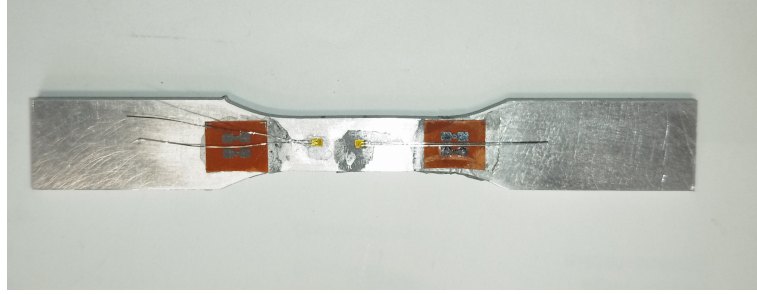
Poichè anche la verifica dell'effetto intaglio ha avuto esito positivo, allora la progettazione del provino è stata approvata anche dal punto di vista numerico.

### 3.3 Validazione estensimetrica

La validazione estensimetrica è finalizzata a verificare se il modello numerico ha un riscontro effettivo sia della frequenza di risonanza assiale sia delle tensioni presenti

sul provino durante le prove. La prova consiste nell'applicare delle sollecitazioni a fatica a 20 kHz tramite la macchina già descritta in 1.1 e misurare le deformazioni tramite degli estensimetri, al fine di calcolare le tensioni e confrontarle con quelle ottenute nel modello numerico.

A tal fine sono stati utilizzati due microestensimetri: il primo posizionato al centro del provino, cioè esattamente sulla zona saldata, il secondo all'estremità della zona termicamente alterata, cioè ad una coordinata  $y = 10$  mm rispetto al centro del provino. Questa scelta è stata fatta per verificare se, come ipotizzato nel modello numerico, il modulo elastico all'interno del provino sia uguale tra il materiale base e le diverse zone della saldatura. Gli estensimetri utilizzati sono prodotti dall'azienda HBM, appartengono al modello "0.3/120 LY11" ed hanno una resistenza di  $120 \pm 1.00\%$  ed un gage factor di  $1.70 \pm 1.5\%$ . I due microestensimetri sono stati dunque posizionati come in figura 3.9.



**Figura 3.9:** Posizionamento degli estensimetri sulla superficie del provino

Il provino è stato dunque fissato all'horn (per il significato dei componenti si veda figura 1.2a del capitolo 1.1) utilizzando un cianocrilato rapido.

La prima verifica che è stata eseguita è quella riguardante la condizione di risonanza. A tal fine si utilizza un programma interno alla macchina chiamato "horn-signature" che, applicando una tensione elettrica al materiale piezoelettrico, verifica la frequenza di risonanza dell'intero sistema (costituito da provino, horn e booster). Il processo ha fornito una frequenza di risonanza di 20100 Hz che conferma la correttezza della frequenza di risonanza di 20070 Hz calcolata numericamente per il solo provino, poichè l'horn e il booster hanno, complessivamente, una frequenza di risonanza assiale di 20150 Hz.

La verifica delle tensioni consiste, invece, nell'applicare delle tensioni crescenti al materiale piezoelettrico e misurare la tensione fornita in output dall'estensimetro. Al fine di confrontare i risultati sperimentali con il modello numerico è possibile correlare la tensione elettrica applicata in ingresso dal sistema ( $V_{in}$ ) con lo spostamento all'estremità del provino ( $U_{in}$ ), tramite l'equazione 3.12, in cui  $M_{booster}$  ed  $M_{horn}$  rappresentano i fattori di amplificazione dei due componenti.

$$U_{in} = M_{booster} M_{horn} V_{in} = 2.5 \cdot 4 \cdot V_{in} \quad (3.12)$$

Tramite un ponte di Wheastone si misura quindi la variazione di tensione ai capi della resistenza associata all'estensimetro ( $\Delta V$ ) e la si correla con la deformazione

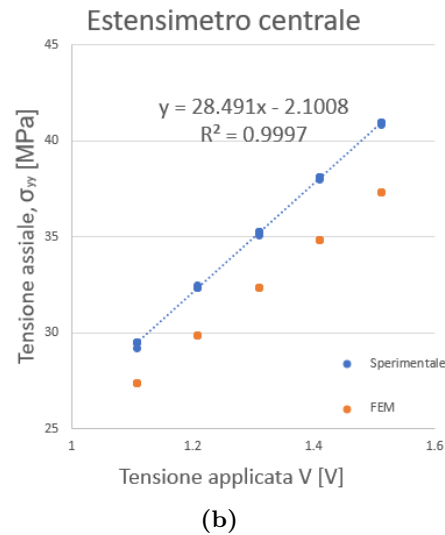
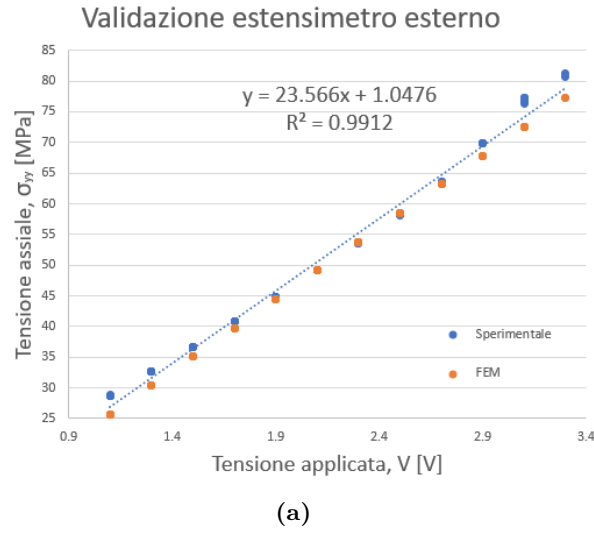
assiale ( $\epsilon_{yy}$ ) utilizzando l'equazione 3.13, dove K è il gage factor.

$$\frac{\Delta V}{V} = \frac{1}{4} K \epsilon_{yy} \quad (3.13)$$

Infine si calcola la tensione misurata moltiplicando la deformazione per il modulo elastico dinamico, già discusso nel capitolo 3.1.

$$\sigma_{yy} = E_d \cdot \epsilon_{yy} = \frac{4 \cdot \Delta V \cdot E_d}{V \cdot K} \quad (3.14)$$

Le figure 3.10a e 3.10b riportano rispettivamente i risultati della validazione sull'estensimetro esterno alla saldatura e su quello posizionato al centro della saldatura.



**Figura 3.10:** Risultati della validazione estensimetrica (a) Estensimetro esterno alla saldatura (b) estensimetro sulla zona saldata

Si deduce quindi che nella zona esterna alla saldatura il modello numerico è validato poichè si ottiene uno scostamento medio tra la tensione misurata e quella



calcolata pari a 1.1 MPa. Al contrario, nella zona centrale della saldatura si ottiene una differenza media di 4.4 MPa, che non consente la validazione.

### **3.4 Analisi sperimentale locale della saldatura**

Al fine di capire quali siano le cause che provocano uno scostamento tra la tensione misurata e quella ottenuta con il modello FEM, sono state eseguite delle analisi di dettaglio che comprendono prove di durezza, prove metallografiche, prove di trazione utilizzando Digital Image Correlation (DIC) e ulteriori analisi numeriche.

Le possibili cause che sono state prese in considerazione sono due:

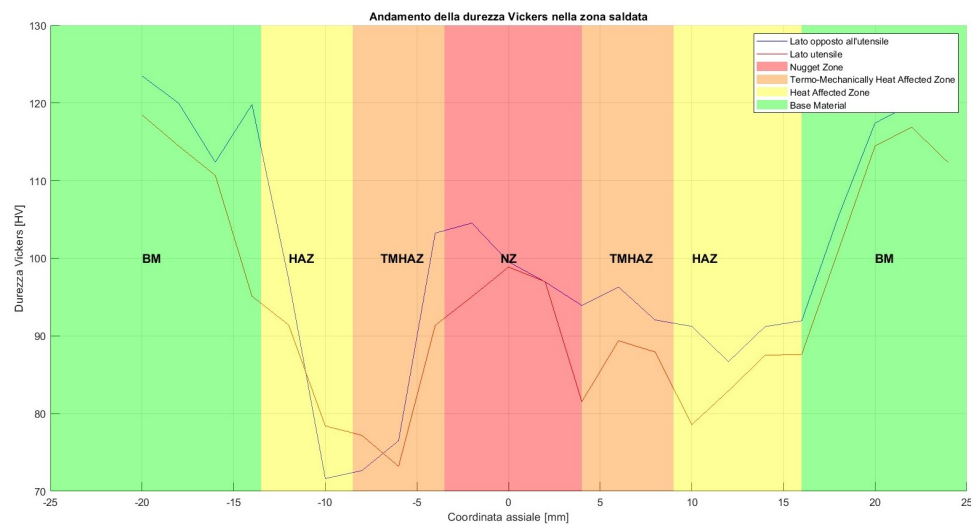
1. **Variazioni locali del modulo elastico:** tramite una ricerca di letteratura, si è visto che la lavorazione di Friction Stir Welding può introdurre delle piccole variazioni locali di modulo elastico. In particolare, Gachi et al. [21] hanno ottenuto, eseguendo prove di nanoindentazione, che il modulo elastico al centro della saldatura (nella cosiddetta Nugget Zone) è circa 1 GPa più alto che nel materiale base, mentre nelle zone termicamente alterate (HAZ e TMHAZ) è circa 3 GPa più basso rispetto al materiale base. Al contrario, Shahmirzaloo et al. [22] hanno ottenuto, eseguendo delle prove di trazione con Digital Image Correlation (DIC), una diminuzione di circa 2 GPa nella NZ e di circa 7 GPa nella TMHAZ e nella HAZ. L'ipotesi più veritiera nel caso del presente studio, qualora sia verificata dalle successive prove sperimentali, è che all'interno della saldatura si abbia un aumento del modulo elastico perchè, a parità di deformazioni, potrebbe spiegare l'aumento di tensione misurata durante la calibrazione. Le analisi numeriche e sperimentali saranno dunque basate, almeno nella fase iniziale, sui valori di modulo elastico ottenuti da Gachi et al.[21].
2. **Variazioni geometriche in corrispondenza della saldatura:** in base a quanto descritto in 3.1, i provini sono stati ottenuti a partire da piastre saldate di dimensione 6 mm tramite fresatura fino ad ottenere piastre piane di spessore 3 mm. La procedura è necessaria per eseguire delle prove di fatica che caratterizzano esclusivamente la saldatura, senza considerare l'influenza di effetti intaglio dovuti alla saldatura stessa. La lavorazione meccanica di fresatura, tuttavia, presenta delle criticità legate alle vibrazioni che si generano su una piastra di spessore ridotto, provocando delle deformazioni indesiderate. In particolare è stato osservato che in corrispondenza della saldatura si verificano delle variazioni di spessore comprese tra +0,2 e -0,3 mm. Si è dunque ipotizzato che tali variazioni possano avere influenzato i risultati della calibrazione.

#### **3.4.1 Prove di durezza Vickers**

Nel caso in cui la prima ipotesi (alterazione del modulo elastico) sia vera, allora si può affermare che tale variazione sia dovuta a modifiche microstrutturali presenti in prossimità della saldatura. Per questo motivo sono state eseguite delle prove di

durezza lungo la direzione longitudinale al provino. Tali prove non hanno un riscontro diretto sui risultati della validazione, ma servono a capire se le zone termicamente alterate hanno una estensione coerente con i dati di letteratura.

Le prove di durezza eseguite sono delle prove di durezza Vickers di tipo HV2, cioè con un penetratore di forma piramidale ed una massa di 2 kg. Il tempo di mantenimento del carico è stato di 10 secondi per ogni prova e le prove sono state eseguite lungo tutto la direzione longitudinale del provino, con una distanza di 2 mm l'una dall'altra. I risultati delle prove sono riportati in figura 3.11, utilizzando due linee diverse per le misure effettuate sul lato frontale del provino (cioè quello dal lato in cui è passato l'utensile) e quella sul lato posteriore (cioè quello opposto a dove è passato l'utensile).



**Figura 3.11:** Distribuzione longitudinale delle durezza

L'andamento della durezza riportato in figura 3.11 ha consentito di determinare in maniera qualitativa l'estensione della zona in cui il materiale ha subito un'alterazione termica per effetto della saldatura, cioè della zona in cui presumibilmente ci possono essere state delle variazioni che influenzano sui risultati della calibrazione. In particolare si possono individuare le seguenti zone:

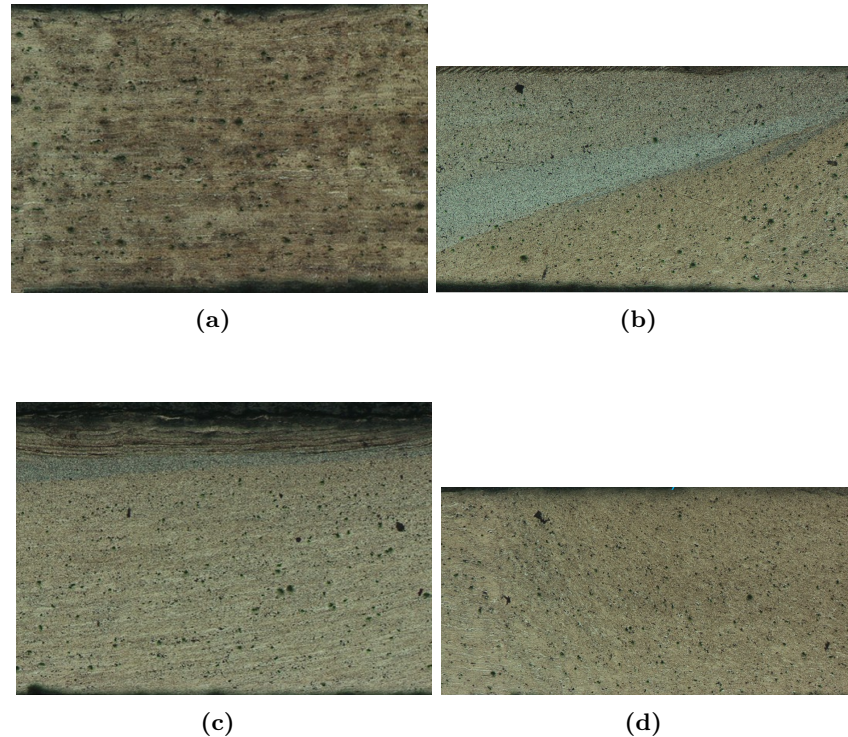
1. Una zona termicamente alterata (HAZ) ad una distanza compresa tra 9 e 14 mm dal centro della saldatura in cui si ha una sensibile diminuzione della durezza rispetto al materiale base. Si noti che tale diminuzione è più marcata dal lato delle coordinate negative in quanto questo è il cosiddetto "Advancing side", ossia il lato in cui l'utensile di saldatura ha un verso di rotazione concorde con la direzione di avanzamento dello stesso.
2. Una zona alterata termo-meccanicamente (TMHAZ) ad una distanza compresa tra 4 e 8 mm dal centro della saldatura in cui si ha un leggero aumento della durezza rispetto alla HAZ.
3. La zona di mescolamento (NZ) in una fascia di circa 8 mm attorno al centro della saldatura in cui la durezza si stabilizza a valori di circa 100 HV, cioè comunque inferiori al materiale base.

I risultati delle prove di durezza sono stati ritenuti accettabili in quanto simili a quelli ottenuti da Gachi et al. [21] e quelli ottenuti da Shahmirzaloo et al. [22].

### 3.4.2 Analisi al microscopio ottico

Per confermare il fatto che la variazione di durezza indica un effettiva alterazione della struttura, sono state eseguite delle analisi al microscopio ottico.

La preparazione dei provini per l'analisi metallografica al microscopio ottico è stata caratterizzata da diverse fasi. Inizialmente è stato eseguito il taglio del campione dalla zona di interesse, utilizzando taglio ad acqua per evitare alterazioni microstrutturali. Successivamente il provino è stato inglobato in resina termoidurente, per facilitare la manipolazione. Si è proseguito quindi alla molatura e lucidatura mediante carte abrasive di grana progressivamente più fine e sospensioni diamantate, fino a ottenere una superficie priva di graffi. Infine è stato eseguito l'attacco chimico per evidenziare la microstruttura ed è stato osservato al microscopio ottico, ottenendo le strutture evidenziate nelle immagini seguenti.



**Figura 3.12:** Microstruttura ottenuta dal microscopio ottico: (a) Materiale base (b) HAZ - lato Advancing Side (c) NZ (d) HAZ - lato Retreating Side

La figura 3.12b evidenzia che nella HAZ e nella TMHAZ dal lato dell'Advancing Side (AS) la microstruttura è fortemente distorta rispetto al materiale base (figura 3.12a). Tale zona distorta riguarda una zona larga circa 10 mm che è coerente con le dimensioni della HAZ e della TMHAZ ottenute tramite prove di durezza. La figura 3.12c mette in luce una struttura a grana fine, dovuta alla ricristallizzazione dinamica che si verifica nella zona dove passa l'utensile (NZ). Infine, la figura 3.12d evidenzia una microstruttura leggermente distorta, con una distorsione inferiore a

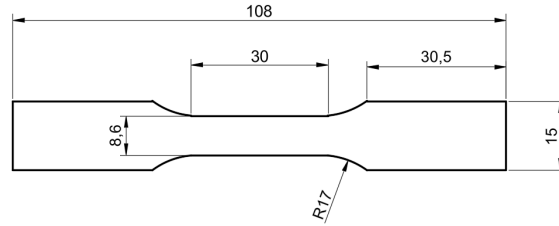
quella ottenuta dal lato dell'Advancing Side, a causa del minore rimescolamento di materiale.

Si è dunque concluso che, coerentemente con i risultati di letteratura, nella zona saldata e nel suo intorno sono presenti delle variazioni microstrutturali. Le successive analisi sono state dunque finalizzate a capire se tali variazioni possano portare ad una variazione locale del modulo elastico.

### 3.4.3 Prove di trazione con utilizzo di Digital Image Correlation

Al fine di capire se realmente esistono delle variazioni locali del modulo elastico che possano influenzare sulle tensioni presenti durante le prove di fatica, sono state eseguite delle prove di trazione utilizzando la Digital Image Correlation (DIC). Quest'ultima è una tecnologia che, tramite l'utilizzo di telecamere, riesce a calcolare le deformazioni effettivamente presenti nel provino durante tutta la prova, consentendo quindi il calcolo del modulo elastico reale in ogni zona del provino.

Per l'esecuzione della prova è stato utilizzato un provino di tipo dogbone con le dimensioni riportate in figura 3.13, con uno spessore pari a quello nominale della lamiera, cioè 3 mm.



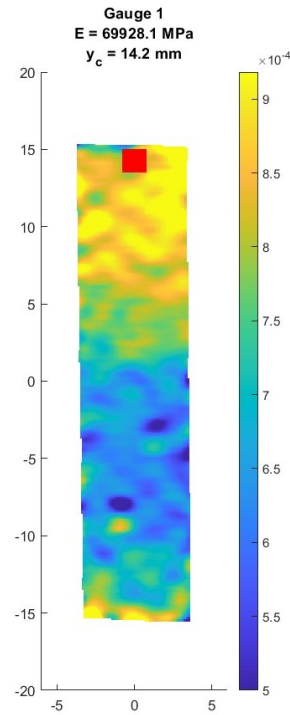
**Figura 3.13:** Dimensioni del provino utilizzato per le prove di trazione con DIC

La prima prova è stata effettuata sulla faccia frontale della saldatura, ossia quella dal lato in cui è passato l'utensile della saldatura. A seguito della prova, si ottiene il campo di deformazione longitudinale  $\epsilon_{yy}$  (il sistema di coordinate è coerente con quello utilizzato nel modello FEM) lungo la faccia frontale del provino, per ogni valore di carico (P) applicato dalla macchina di trazione. Per ottenere il valore di modulo elastico è stata dunque applicata la seguente procedura:

1. Calcolo della deformazione media ( $\epsilon_{yy,mean}$ ) in delle aree ristrette lungo la direzione longitudinale del provino, di seguito denominate "estensimetri virtuali". Ognuno di essi è costituito da un quadrato di lato 1,5 mm, come rappresentato in figura 3.14 nel caso dell'estensimetro situato alla coordinata  $y = 14.25mm$ .
2. Calcolo della tensione nominale applicata ( $\sigma_{yy,nom}$ ) utilizzando le dimensioni effettive della sezione del provino, cioè larghezza ( $W_{eff}$ ) e spessore ( $t_{eff}$ ).

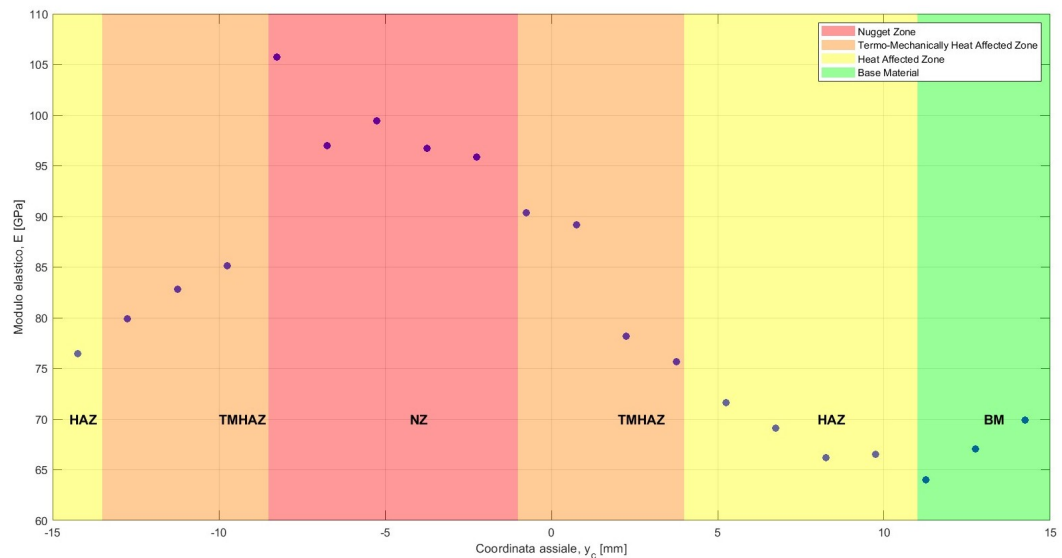
$$\sigma_{yy,nom} = \frac{P}{w_{eff} \cdot t_{eff}} \quad (3.15)$$

3. Calcolo del modulo elastico all'interno dell'estensimetro virtuale tramite interpolazione dei punti  $\sigma_{yy,mean}-\epsilon_{yy,mean}$  corrispondenti ai valori di carico (P) compresi tra 0 e 1500 N.



**Figura 3.14:** Campo di deformazioni ottenuto tramite DIC sulla faccia frontale per un carico applicato  $P = 1460\text{ N}$

Eseguendo il calcolo appena descritto per 20 estensimetri lungo la direzione longitudinale del provino, è stato ottenuto l'andamento delle deformazioni riportato in figura 3.15.

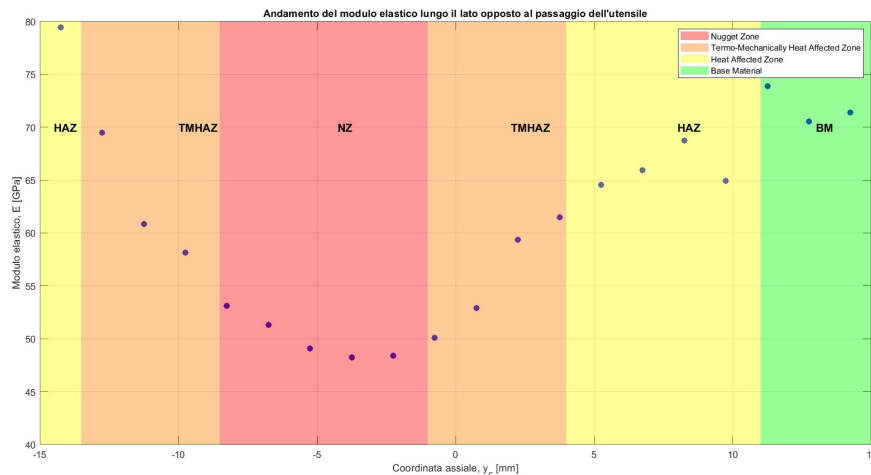


**Figura 3.15:** Andamento dei moduli elastici lungo la direzione longitudinale del provino nella faccia frontale

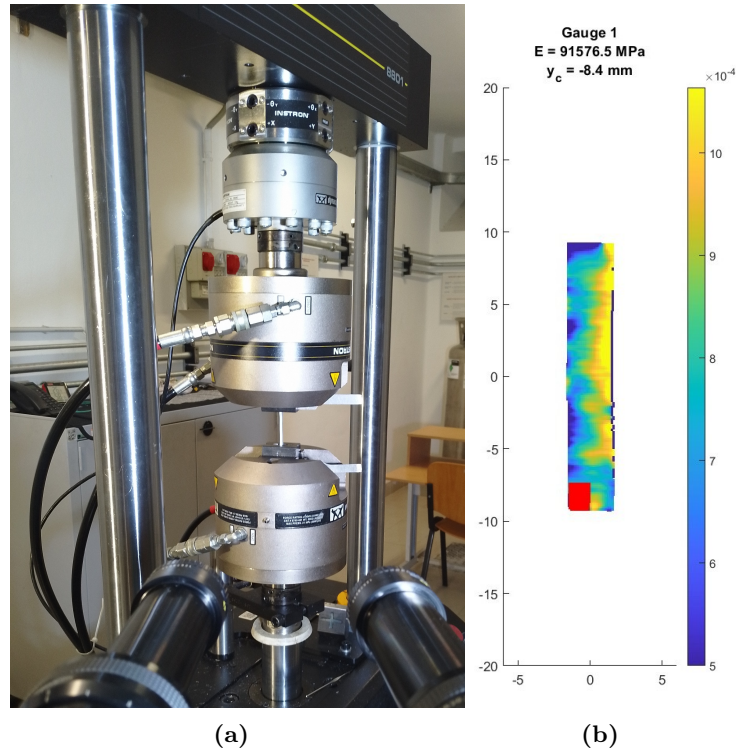
Il grafico evidenzia che nel materiale base si ottiene un modulo elastico compreso tra 67 e 70 GPa, quindi simile al valore ottenuto tramite IET, cioè 68,5 GPa. Al contrario nella zona centrale sono stati ottenuti moduli elastici molto elevati e superiori anche ai 90 GPa. Un risultato di questo tipo è stato ritenuto poco affidabile per due ragioni:

1. I risultati precedenti in letteratura ottenuti da Gachi et al. [21] e Shahmirzaloo et al.[22] riportano variazioni del modulo elastico fino ad un massimo di circa 5 GPa, e non 25 GPa come ottenuto tramite DIC.
2. Il modulo elastico è principalmente dipendente dal legame atomico e dalle forze attrattive e repulsive in esso generate [23], dipende solo in minima parte dalle grandezze microstrutturali. Nel caso della FSW si ottiene una variazione della dimensione dei grani cristallini, ma il legame atomico rimane sostanzialmente invariato, motivo per cui è improbabile che la variazione del modulo elastico sia di 25 GPa.

Per queste ragioni è stato ipotizzato che la causa di variazioni così elevate dei risultati sia dovuta alla presenza di flessione fuori dal piano. Per verificare tale ipotesi sono state eseguite altre due prove di trazione con DIC: la prima sulla faccia opposta alla precedente, cioè analizzando le deformazioni che si generano sul lato opposto a quello in cui è passato l'utensile di saldatura, mentre la seconda sulla faccia laterale del provino. Quest'ultima prova è stata eseguita per valutare l'andamento delle deformazioni lungo lo spessore del provino ed è stata effettuata come riportato in figura 3.17a. Si evidenzia che lo scopo della misura delle deformazioni nella faccia laterale non è quello di determinare il modulo elastico lungo lo spessore, in quanto questa è difficile suddividere in aree uno spessore di soli 3 mm, ma è quello di capire se le deformazioni misurate sulle altre due facce siano reali o apparenti, cioè dovuti alla eventuale flessione fuori dal piano del provino. I risultati delle deformazioni (per la forza massima applicata  $P = 1420N$ ) sono riportati in figura 3.17b, in cui la coordinata  $y = 0$  mm rappresenta circa il centro della saldatura.



**Figura 3.16:** Andamento dei moduli elastici lungo la direzione longitudinale del provino nella faccia posteriore



**Figura 3.17:** Esecuzione di prova di trazione con DIC sulla faccia laterale (a) Sistema di test (b) Andamento deformazioni

La figura 3.16 riporta i valori di modulo elastico ottenuti lungo la direzione longitudinale del provino, applicando una procedura analoga a quella descritta per la faccia frontale. Dal grafico si deduce che, stando ai risultati della DIC, il modulo elastico al centro della saldatura dal lato opposto a quello in cui è passato l'utensile di saldatura sarebbe di circa 50 GPa, quindi circa 28 GPa inferiore a quello presente nel materiale base. Complessivamente, unendo i risultati della DIC ottenuti sulle due facce, si ottiene una variazione da -28 GPa a 30 GPa rispetto al material base non saldato. Tale risultato, considerando quanto già detto sulle proprietà che influenzano il modulo elastico, risulta chiaramente inattendibile. Si è dunque ipotizzato che la causa di un risultato così fuorviante sia dovuta alla presenza di una tensione diversa da quella nominale al centro della saldatura, cioè rispettivamente:

1. Una tensione assiale  $\sigma_{yy}$  effettiva maggiore nel lato in cui la DIC fornisce un modulo elastico notevolmente inferiore a quello del materiale base, cioè dal lato opposto al passaggio dell'utensile, che causa maggiori deformazioni assiali  $\epsilon_{yy}$ .
2. Una tensione assiale  $\sigma_{yy}$  effettiva minore nel lato in cui la DIC fornisce un modulo elastico notevolmente superiore a quello del materiale base, cioè dal lato opposto al passaggio dell'utensile che causa minori deformazioni assiali  $\epsilon_{yy}$ .

### **3.5 Analisi numerica dei risultati della DIC**

Per verificare se effettivamente i risultati della prova di trazione con DIC possono essere spiegati da una diversa tensione assiale rispetto a quella nominale sono stati sviluppati dei modelli FEM. Le possibili cause di una tensione effettiva diversa da quella nominale in corrispondenza della saldatura possono essere attribuite a due fattori:

1. Presenza di un modulo elastico diverso tra le due facce del provino, con entità di variazioni simili a quelli ottenute da [21] e [23] (cioè contenute entro i 5 GPa di variazione), che causa una ridistribuzione delle tensioni lungo la sezione del provino.
2. Presenza di distorsioni dovute alla saldatura e/o alla successiva lavorazione di fresatura che causano una flessione del provino durante la prova di trazione e, di conseguenza, e una diversa distribuzione della tensione.

Per verificare quale delle due ipotesi sia la causa effettiva sono stati sviluppati due modelli FEM: nel primo sono state utilizzate le dimensioni nominali del provino e si è variato il modulo elastico, nel secondo si è mantenuto costante il modulo elastico e sono state utilizzate le dimensioni effettive del provino, comprensive di deformazioni/distorsioni.

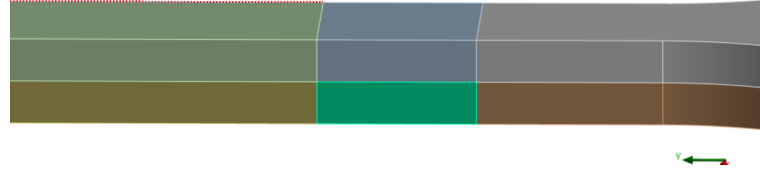
#### **3.5.1 Modello con modulo elastico variabile**

Il modello numerico utilizzato è stato definito con i seguenti valori di modulo elastico:

1. Un modulo pari a 68,5 GPa, pari a quello presente nel materiale base, in tutte le zone distanti dal centro della saldatura, cioè a distanze longitudinali y maggiori di  $\pm 4$  mm dal centro della saldatura.
2. Un modulo elastico pari a 84 GPa nella metà superiore della NZ del provino (dal lato in cui è passato l'utensile di saldatura) per una larghezza di  $\pm 4$  mm dal centro della saldatura
3. Un modulo elastico pari a 54 GPa nella metà inferiore della NZ (dal lato opposto al passaggio dell'utensile) per una larghezza di  $\pm 4$  mm dal centro della saldatura.

Per capire meglio la suddivisione del provino appena descritto si può osservare la figura 3.18: l'area in azzurro è quella con il modulo elastico di 84 GPa, quella sovrastante ha il modulo di 54 GPa e il volume restante ha il modulo elastico del materiale base.

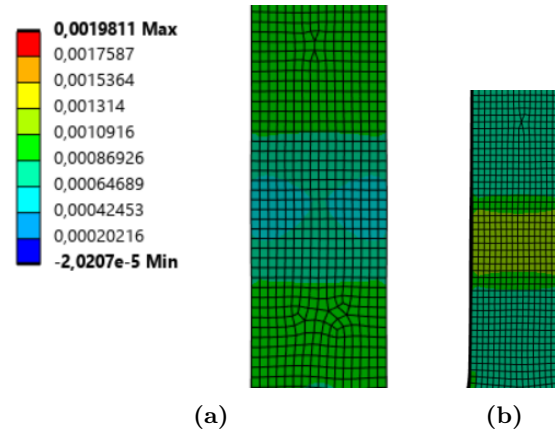




**Figura 3.18:** Modello utilizzato per verificare l'effetto della variazione del modulo elastico

Si noti che i valori di modulo elastico di 54 GPa e 84 GPa sono quelli ottenuti al termine di un processo iterativo e rappresentano i valori tali per cui si ottiene una corrispondenza tra modello numerico a modulo variabile e risultati della prova di trazione con DIC.

Successivamente, è stata simulata numericamente la prova di trazione applicando una sollecitazione statica assiale di 1460 N (cioè il carico rilevato dalla macchina a fine prova di trazione) su una testa del provino, mantenendo fissa l'altra testa. Il modello ha fornito delle tensioni longitudinali ( $\sigma_{yy}$ ), e quindi anche delle deformazioni longitudinali ( $\epsilon_{yy}$ ), notevolmente diverse tra le due facce delle saldature.



**Figura 3.19:** Effetto della differenza di modulo tra le due facce del provino sulle deformazioni longitudinali  $\epsilon_{yy}$  per una forza di 1460 N

Per verificare se tale differenza può effettivamente essere la causa dei risultati alterati della DIC sono state definite tre aree di analisi, ognuna delle quali comprende i nodi del modello compresi tra le seguenti coordinate:

1. **Area 1:** coordinate comprese tra le coordinate  $y = 10$  mm e  $y = 10,5$  mm. Tale zona è lontano dalla saldatura e corrisponde alla zona in cui con la DIC si è ottenuto un modulo circa pari a quello del materiale base.
2. **Area 2:** coordinate comprese tra  $-0.75 < x < 0.75$  mm,  $-6 < y < -4.5$  mm e  $x > 1.4$  mm. Essa può essere considerata come un estensimetro virtuale posizionato nella NZ del modello FEM dal lato più rigido, cioè quello in cui è passato l'utensile.

3. **Area 3:** coordinate comprese tra  $-0.75 < z < 0.75$  mm,  $-6 < y < -4.5$  mm e  $x < -1.4$  mm. Essa può essere considerata come un estensimetro virtuale posizionato nella NZ del modello FEM dal lato meno rigido, cioè opposto a quello in cui è passato l'utensile.

Considerando che il modulo di Young, nel caso di sollecitazione puramente assiale, indica il rapporto tra tensione assiale  $\sigma_{yy}$  e deformazione assiale  $\epsilon_{yy}$ , è stato verificato il suo valore nelle 3 aree di analisi sopra descritti utilizzando due approcci diversi:

1. **Modulo effettivo ( $E_{eff}$ ):** esso è dato dal rapporto tra la tensione effettivamente presente nell'area di analisi ( $\sigma_{yy,FEM}$ ) e la deformazione effettiva ( $\epsilon_{yy,FEM}$ ).

$$E_{eff} = \frac{\sigma_{yy,FEM}}{\epsilon_{yy,FEM}} \quad (3.16)$$

Se il modello numerico è corretto questo valore deve coincidere con il modulo imposto nel modello, quindi 68,5 GPa nell'area 1, 84 GPa nell'area 2 e 54 GPa nell'area 3.

2. **Modulo nominale ( $\sigma_{nom}$ ):** esso è dato dal rapporto tra la tensione assiale nominale ( $\sigma_{yy,nom}$ ), cioè il rapporto tra il carico assiale (P) e l'area effettiva della sezione ( $A_0$ ), e la deformazione effettiva del modello FEM ( $\epsilon_{yy,FEM}$ ).

$$E_{nom} = \frac{\sigma_{yy,nom}}{\epsilon_{yy,FEM}} = \frac{\frac{P}{A_0}}{\epsilon_{yy,FEM}} \quad (3.17)$$

Questo valore, invece, serve a valutare se la distorsione causa un'alterazione dei risultati della DIC, in cui il modulo viene calcolato come rapporto tra tensione nominale e deformazione effettiva reale.

Calcolando il modulo con le due modalità appena descritto nelle tre aree di analisi, sono stati ottenuti i risultati riportati in tabella 3.4.

Area	Mat.	$\sigma_{yy,FEM}$ [MPa]	$\epsilon_{yy,FEM}$ [-]	$E_{FEM}$ [GPa]	$E_{nom}$ [GPa]	$E_{reale}$ [GPa]
1	Mat. base	58.91	$8.5947 \cdot 10^{-4}$	68.55	68.58	68.5
2	NZ lato utensile	50.3	$6.081 \cdot 10^{-4}$	82.74	96.9	84
2	NZ lato opposto	63.6	$12.00 \cdot 10^{-4}$	54.49	50.51	54

**Tabella 3.4:** Effetto del modulo elastico sui risultati della DIC

La tabella dimostra che l'utilizzo della tensione nominale in luogo di quella effettivamente presente nella saldatura può portare ad una sovrastima o ad una

sottostima del modulo elastico, motivo per cui la variazione del modulo elastico può essere una possibile spiegazione sia dei risultati della DIC, sia dei risultati della validazione estensimetrica. Per confermare tale ipotesi è stato applicato lo stesso modello di variazione del modulo elastico anche sull'analisi FEM del provino gaussiano utilizzato per la validazione estensimetrica.

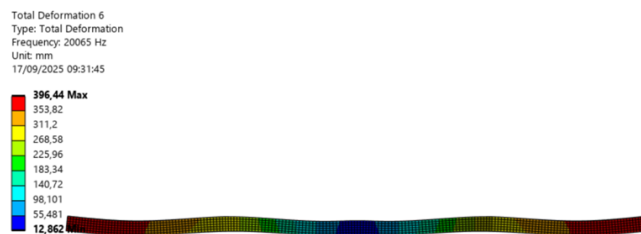
### 3.5.1.1 Effetto della variazione del modulo elastico sull'analisi modale

Utilizzando la geometria gaussiana (cioè quella utilizzata per le prove VHCF e la relativa validazione estensimetrica) di figura 3.5, è stato implementato un modello FEM utilizzando i moduli elastici sopra descritti. Eseguendo l'analisi modale su tale modello si è dimostrato che la variazione del modulo elastico in corrispondenza della saldatura non ha un effetto sensibile sui modi di vibrare, come mostrato in tabella 3.5.

Modo di vibrare	Frequenza con modulo elastico costante [Hz]	Frequenza con modulo elastico variabile [Hz]
Primo modo flessionale	17400	17365
Modo torsionale	18202	18189
Modo assiale	20078	20065
Secondo modo flessionale	24006	24037

**Tabella 3.5:** Effetto del modulo elastico sull'analisi modale

La tabella 3.5 evidenzia che un eventuale variazione del modulo elastico non influenza sensibilmente sulle frequenze di risonanza. L'analisi FEM, tuttavia, ha evidenziato che il modo assiale, cioè quello di interesse per le prove di fatica VHCF, non è più puramente assiale, ma presenta una leggera flessione fuori dal piano, come mostrato in figura 3.20.



**Figura 3.20:** Effetto della variazione del modulo elastico sul modo assiale

Si può comunque affermare che l'eventuale variazione del modulo elastico non affligge sensibilmente sull'analisi modale, per cui consentirebbe ugualmente di svolgere prove di fatica VHCF in risonanza a 20 kHz.

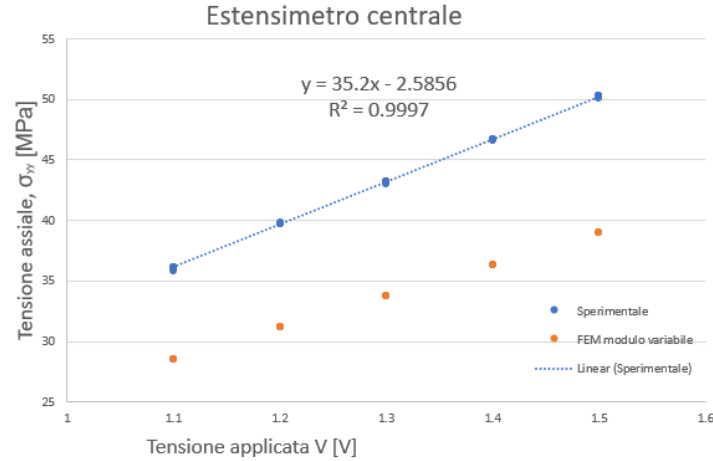
### **3.5.1.2 Influenza sull'analisi armonica**

Lo scopo di tale analisi è quello di capire se durante l'oscillazione a 20 kHz la presenza di un modulo elastico diverso al centro della saldatura causa una variazione di tensione tale da giustificare i risultati della validazione estensimetrica. Imponendo uno spostamento assiale di  $90\ \mu m$ , come già fatto nel capitolo 3.2.2, il modello numerico fornisce una tensione diversa tra le due facce della saldatura:

1.  $\sigma_{yy} = 232.8\ MPa$  dal lato più rigido, cioè il 9.81% in più rispetto ai 212 MPa che si ottengono con il modello a modulo elastico costante e pari a 68.5 MPa su tutto il provino.
2.  $\sigma_{yy} = 187.4\ MPa$  dal lato meno rigido, cioè il 11.04% in meno rispetto ai 212 MPa che si ottengono con il modello a modulo elastico costante e pari a 68.5 GPa su tutto il provino.

Una valore di  $\sigma_{yy}$  pari a 232.8 MPa potrebbe, teoricamente, spiegare lo scostamento tra tensione numerica e sperimentale nella validazione estensimetrica. Bisogna però evidenziare che la presenza di un modulo elastico diverso nella zona saldata andrebbe però ad influenzare anche la tensione misurata dall'estensimetro. Esso, infatti, misura la deformazione e, quindi, la tensione misurata  $\sigma_{yy,sper}$  sarebbe diversa a parità di deformazione sperimentale  $\epsilon_{yy}$ , come visibile anche dall'equazione 3.14. In particolare, ipotizzando che l'estensimetro fosse posizionato dal lato a rigidità maggiore del provino, si otterrebbe una tensione  $\sigma_{yy,sper}$  misurata sperimentalmente maggiore, come mostrato dalla figura 3.21.

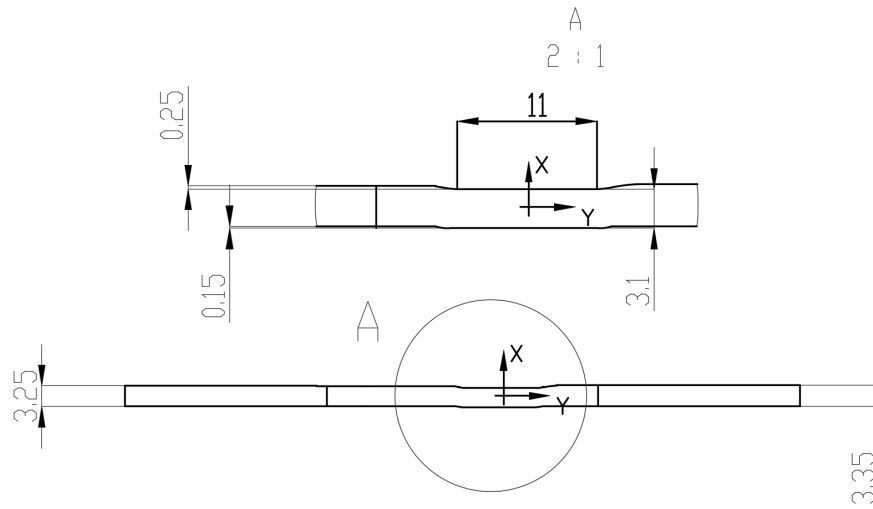
Dalla figura si deduce che, nonostante l'ipotetica presenza di un modulo elastico diverso in corrispondenza della saldatura spieghi bene i risultati della prova di trazione con DIC, un fenomeno di questo tipo porterebbe ad un aumento da 5 a 9.4 MPa della differenza tra tensione sperimentale e tensione del modello numerico in corrispondenza della saldatura. Si può dunque concludere che gli effetti locali in corrispondenza della NZ della saldatura non sono causati dalla presenza di un modulo elastico diverso rispetto al materiale base.



**Figura 3.21:** Effetto della variazione del modulo elastico sulla validazione estensimetrica

### 3.5.2 Modello con distorsioni

Tale modello ipotizza un modulo elastico omogeneo e pari a 68,5 GPa, cioè quello misurato tramite IET, ma considera l'effetto delle distorsioni nel provino. In particolare, è stato osservato che la lavorazione di fresatura su delle piastre di spessore ridotto ha provocato la non omogeneità dello spessore all'interno del provino. Sono stati quindi misurati gli spessori effettivi lungo tutto il provino utilizzato per la prova di trazione con DIC, ottenendo le dimensioni di figura 3.22.



**Figura 3.22:** Spessore effettivo del provino utilizzato per le prove con DIC

Utilizzando queste dimensioni è stato creato un nuovo modello FEM ripetendo le analisi (prova statica, analisi modale e analisi armonica) in maniera analoga a quanto descritto per il modello a modulo elastico variabile.

L'analisi statica ha evidenziato la presenza di una tensione assiale  $\sigma_{yy}$  maggiore dal lato interno della curvatura riportata in figura 3.22, cioè dal lato in cui è passato l'utensile di saldatura, e una tensione minore dal lato opposto. A questo punto è

stata valutata l'influenza di tale valore sul valore calcolato di modulo elastico, come già descritto per il modello precedente 3.5.1, ottenendo i risultati riportati in tabella 3.6 .

Area	Mat.	$\sigma_{yy,FEM}$ [MPa]	$\epsilon_{yy,FEM}$ [-]	$E_{FEM}$ [GPa]	$E_{nom}$ [GPa]	$E_{reale}$ [GPa]
1	Mat. base	60.01	$8.7508 \cdot 10^{-4}$	68.57	68.60	68.5
2	NZ lato utensile	79.22	$12 \cdot 10^{-4}$	68.68	52.04	68.5
2	NZ lato opposto	44.83	$6.57 \cdot 10^{-4}$	68.23	91.36	68.5

**Tabella 3.6:** Effetto delle distorsioni sui risultati della DIC

La tabella dimostra che, anche in questo caso, il rapporto tra tensioni reali ( $\sigma_{yy,FEM}$ ) e deformazioni reali ( $\epsilon_{yy,FEM}$ ) è sempre uguale al modulo elastico imposto nel modello, mentre la curvatura causa una distribuzione non omogenea della tensione al centro della saldatura, motivo per cui utilizzando la tensione nominale ( $\sigma_{yy,nom}$ ) si può sovrastimare o sottostimare il modulo elastico durante la DIC. Si deduce quindi che anche le distorsioni spiegano bene i risultati della prova di trazione con DIC.

### 3.5.2.1 Influenza delle distorsioni sull'analisi modale

Applicando il modello di distorsione di figura 3.22 anche alla geometria del provino guassiano 3.5, è stata eseguita l'analisi modale, ottenendo i risultati riportati in tabella 3.7.

Modo di vibrare	Frequenza con spessore costante [Hz]	Frequenza con modello distorto[Hz]
Primo modo flessionale	17400	17346
Modo torsionale	18202	18207
Modo assiale	20078	20087
Secondo modo flessionale	24006	24043

**Tabella 3.7:** Effetto delle distorsioni sull'analisi modale

La tabella evidenzia che anche questo modello non ha un'influenza rilevante sulle frequenze di risonanza. Si evidenzia, inoltre, che anche le distorsioni hanno un effetto

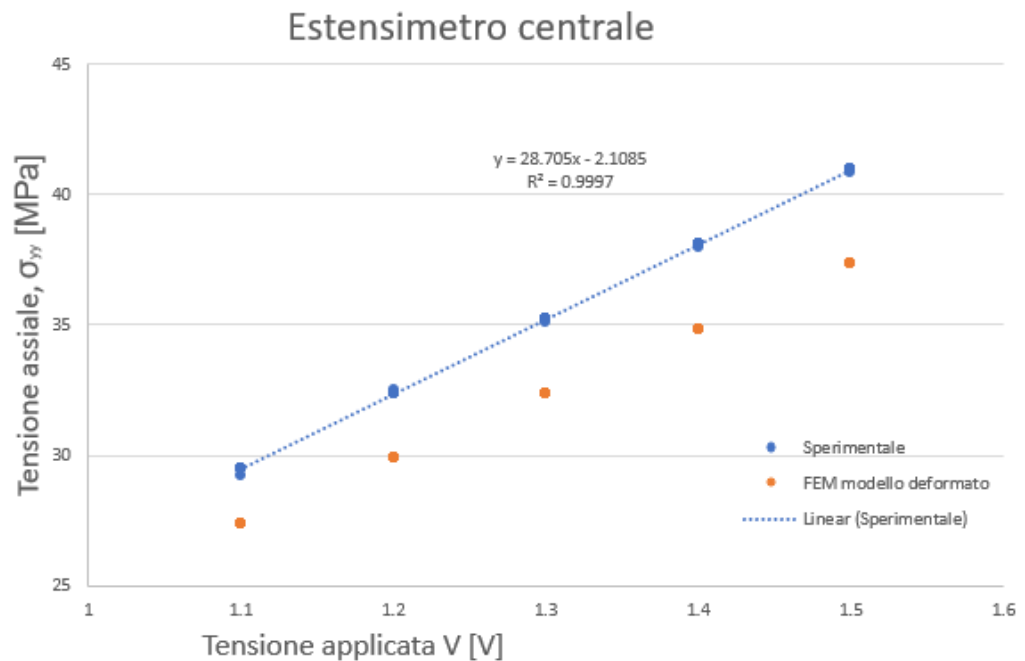
sul modo di vibrare assiale come quella del modulo elastico, poichè causano una leggera flessione fuori dal piano, come quella già riportata in figura 3.20 per il modello a modulo elastico variabile.

### 3.5.2.2 Effetto sull'analisi armonica

Rieseguendo l'analisi armonica su questo modello, sempre imponendo uno spostamento armonico di  $90 \mu m$  in direzione  $y$ , è stata ottenuta anche in questo caso una tensione diversa tra le due facce della saldatura. In particolare si ha:

1.  $\sigma_{yy} = 222.5 \text{ MPa}$  dal lato interno della curvatura, cioè il 4.95% in più rispetto ai 212 MPa che si ottengono con il modello a spessore costante su tutto il provino.
2.  $\sigma_{yy} = 202.0 \text{ MPa}$  dal lato esterno della curvatura, cioè il 4.71% in meno rispetto ai 212 MPa che si ottengono con il modello a spessore costante su tutto il provino.

Si noti che con questo modello, a differenza di quello con modulo elastico variabile, il fattore moltiplicativo dell'estensimetro (equazione 3.14) non viene modificato rispetto alla validazione estensimetrica dato che il modulo elastico è rimasto invariato. Di conseguenza, la presenza di una tensione maggiore al centro della saldatura per effetto della deformazione spiega molto bene la maggiore tensione riscontrata durante la validazione estensimetrica, come visibile dalla figura 3.23 in cui si nota che l'utilizzo di questo modello porta lo scostamento tra tensione sperimentale e numerica ad un valore di circa 2.8 MPa.

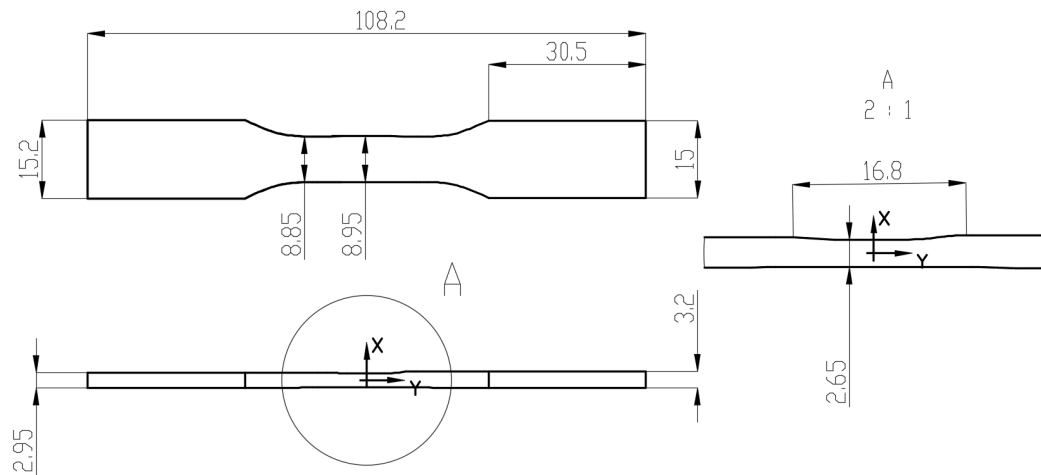


**Figura 3.23:** Effetto delle distorsioni sui risultati della validazione estensimetrica

Si può dunque concludere che la presenza di distorsioni dovute alla saldatura FSW e alle lavorazioni meccaniche successive è l'ipotesi che meglio spiega la presenza di una tensione maggiore nella NZ del provino saldato poichè essa giustifica sia i risultati delle prove di trazione con DIC, sia i risultati della validazione estensimetrica.

### 3.6 Validazione estensimetrica del modello con distorsioni

Al fine di confermare l'ipotesi secondo la quale la presenza di una tensione maggiore al centro della saldatura sia dovuta alle distorsioni lungo lo spessore del provino, è stata eseguita una ulteriore validazione estensimetrica. In questo caso è stato tagliato un provino con la geometria gaussiana già descritta in figura 3.5 e sono state misurate le dimensioni effettive dopo il taglio, riportate in figura 3.24.



**Figura 3.24:** Dimensioni effettive del provino per la seconda validazione estensimetrica

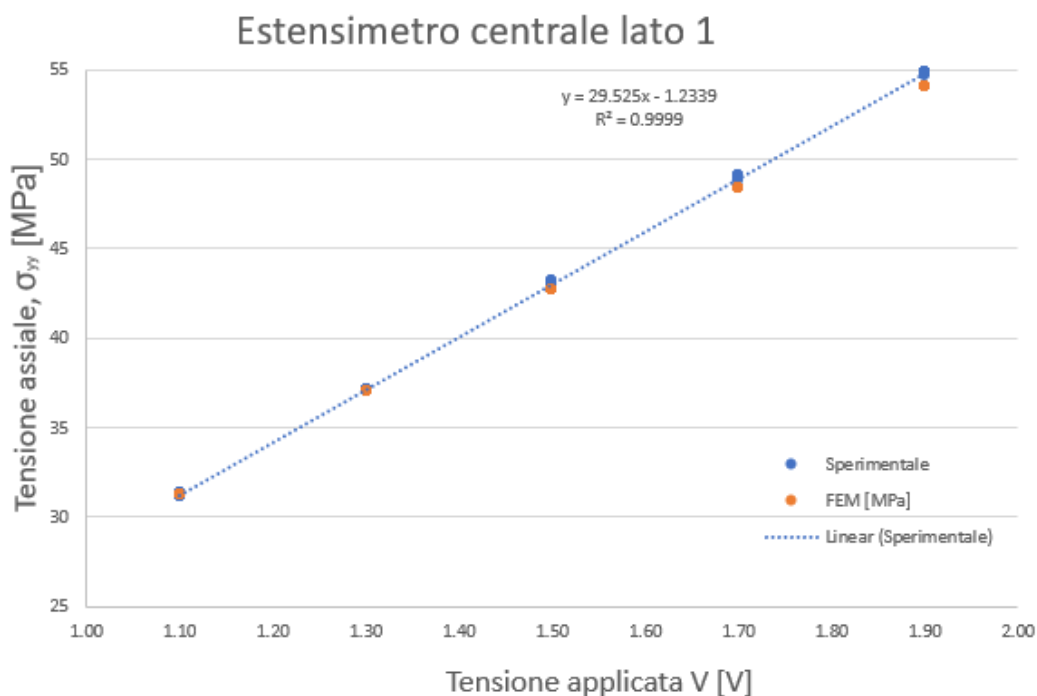
Dalla figura 3.24 si deducono due aspetti:

1. Il profilo gaussiano non è riprodotto perfettamente con il taglio ad acqua, ma presenta uno scostamento di circa 0,1 mm.
2. Lo spessore del provino, invece dei 3 mm nominali, varia tra 2.65 mm e 3.20 mm.

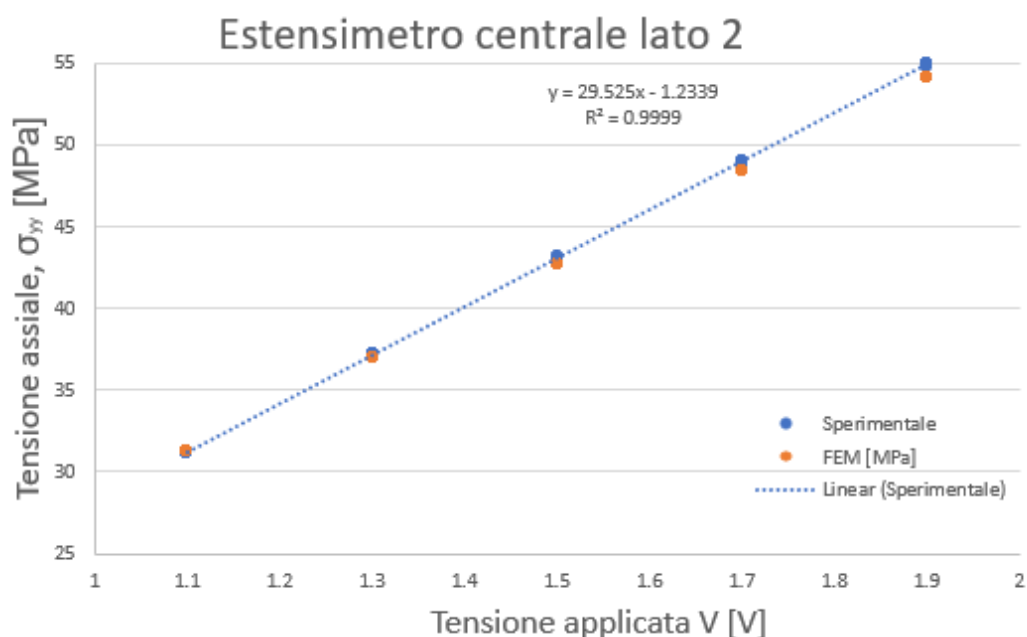
La geometria è stata dunque utilizzata per eseguire un'ulteriore analisi armonica FEM, analoga alle precedenti. Allo stesso tempo è stata eseguita una validazione estensimetrica posizionando due estensimetri al centro del provino: uno dal lato in cui è passato l'utensile di saldatura, il secondo dal lato opposto. Gli estensimetri hanno fornito una tensione di circa 2 MPa diversa tra le due facce del provino, confermando il fatto che le distorsioni causano una non perfetta simmetria del modo di vibrare assiale. Comparando i risultati forniti dagli estensimetri con quelli forniti dal modello



FEM si ottengono i risultati riprotati in figura 3.25a (lato utensile di saldatura) e 3.25b (lato opposto all'utensile di saldatura).



(a)



(b)

**Figura 3.25:** Risultati della seconda validazione estensimetrica: (a): lato utensile di saldatura (b) lato opposto all'utensile

Le figure 3.25a e 3.25b evidenziano come, utilizzando le distorsioni reali del provino del modello FEM, si ottengono scostamenti tra valori numerici e sperimentali contenuti entro 1 MPa, consentendo quindi la validazione del modello numerico.

Per questo motivo si è deciso di fare un'analisi numerica con le dimensioni reali, in particolare dello spessore, per ogni provino testato.

Infine, per caratterizzare la riduzione della resistenza a fatica rispetto al materiale base, sono stati tagliati e testati anche 5 provini privi di saldatura. Essi sono stati realizzati utilizzando la medesima geometria gaussiana di figura 3.5. Si evidenzia che l'esecuzione delle prove sul materiale base non ha il fine di eseguire una caratterizzazione a fatica in campo VHCF della lega di alluminio AA 7074-T6, ma serve solamente a confrontare la resistenza a fatica dei giunti saldati FSW e del materiale base non saldato.

### 3.7 Prove di fatica VHCF

Le prove di fatica hanno lo scopo di determinare il comportamento in campo VHCF della lega di alluminio EN AW 7075-T6 saldata tramite FSW. Essendo la stessa lega utilizzata da He et al.[13], i risultati ottenuti verranno principalmente confrontati con tale articolo, ma anche gli articoli [14, 15] verranno presi in considerazione ai fini comparativi.

La geometria utilizzata per le prove è quella già riportata in figura 3.5 ed è stata utilizzata per tagliare un totale di 12 provini tramite taglio ad acqua, sempre utilizzando la macchina "Wazer Pro". Dalle piastre non saldate, inoltre, sono state tagliati anche 12 provini senza saldatura FSW, al fine di caratterizzare il materiale base e comparare la sua resistenza a fatica VHCF con quello saldato con FSW.

Le prove sono state eseguite utilizzando la macchina di prova ad ultrasuoni del Politecnico di Torino, già descritta nel capitolo 1.1. La frequenza di applicazione del carico, quindi, è pari a 20 kHz, utilizzando un rapporto di carico  $R = -1$ . Al fine di mantenere la temperatura del provino entro i 30 °C, il carico è stato applicato con dei cicli di *pulse-pause*, caratterizzato da 1 secondo di pulse e 3 secondi di pausa. Di conseguenza la frequenza reale, cioè quella mediata, è pari a 5000 Hz. Nel caso dei provini non saldati, inoltre, è stato attivato anche il raffreddamento ad aria in dotazione alla macchina di prova, poichè in essi, avendo tensioni di test più elevate, il riscaldamento risulta più problematico.

#### 3.7.1 Analisi numerica delle tensioni durante le prove

Avendo riscontrato la presenza di tensioni leggermente diverse al centro della saldatura per effetto delle distorsioni del provino, per ogni provino è stata eseguita un'analisi FEM con le dimensioni reali. Tale analisi ha lo scopo di riprodurre la condizione di esercizio del provino durante la prova ed ha fornito i risultati riportati in tabella 3.8 in termini di tensione al centro della saldatura comparata con la tensione massima nella saldatura. Si noti che la prima colonna indica il numero di provino e il fatto che alcuni numeri di provino siano ripetuti più di una volta è indice del fatto che, a seguito di run-out a  $10^9$  cicli, sono stati ritestati ad una tensione maggiore fino a portarli a rottura.

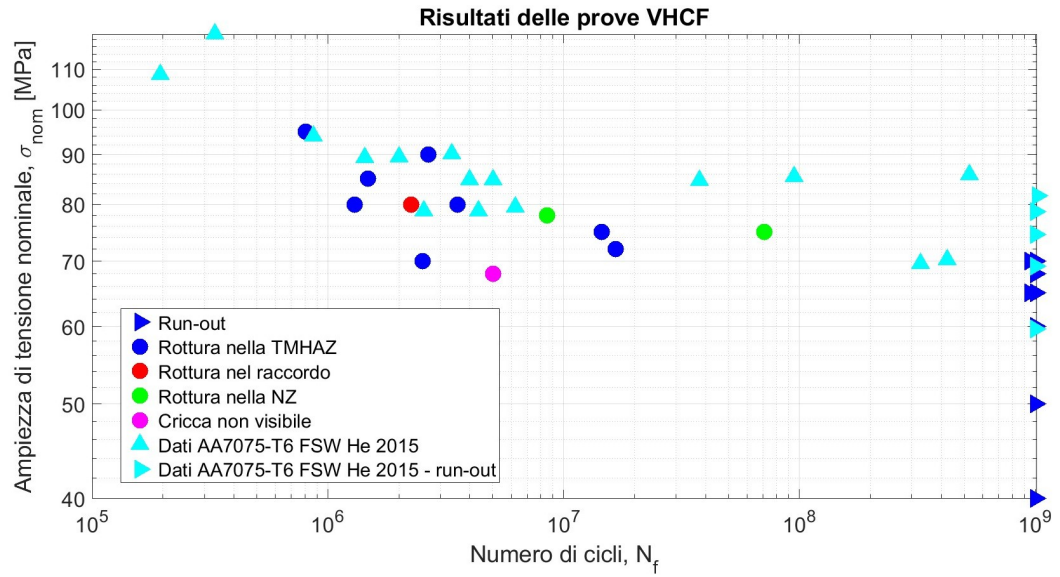
N°	$\sigma_{nom}$ [MPa]	$\sigma_{max}$ [MPa] lato 1	$\Delta\sigma_{nom} - \sigma_{max}$ [%]	$\sigma_{max}$ [MPa] lato 2	$\Delta\sigma_{nom} - \sigma_{max}$ [%]
1	40	43.5	8.70%	41.8	4.60%
1	50	54.4	8.70%	52.3	4.60%
1	60	65.2	8.70%	62.8	4.60%
1	70	76.1	8.70%	75.8	8.73%
1	80	87.0	8.70%	85.8	7.25%
2	80	87.8	9.75%	83.7	4.60%
3	70	76.4	9.14%	74.5	6.43%
4	70	75.1	7.29%	74.7	6.71%
4	80	85.8	7.29%	85.4	7.11%
5	65	70.1	7.85%	67.5	3.85%
5	80	86.9	7.85%	77.6	3.85%
6	75	83.6	11.47%	77.3	3.70%
7	68	75.9	11.65%	72.1	6.07%
8	72	81.7	13.47%	74.5	3.47%
9	65	72.7	11.85%	66.0	1.54%
10	68	68.5	0.74%	67.9	-0.15%
10	95	100.7	6.04%	99.9	5.11%
11	85	89.4	5.14%	84.8	-0.28%
12	90	91.7	1.92%	89.1	-1.03%

**Tabella 3.8:** Variazione della tensione massima rispetto al centro del provino

La tabella 3.8 evidenzia come dal lato del provino a contatto con l'utensile (lato 1) la tensione massima varia il 7.29 % e il 13.47 % della tensione nominale, mentre dal lato opposto (lato 2) la variazione è compresa tra il 1.54 % e il 8.73 %. Essendoci una elevata variazione, i risultati sperimentali verranno analizzati sia in funzione della tensione nominale, sia in funzione della tensione massima.

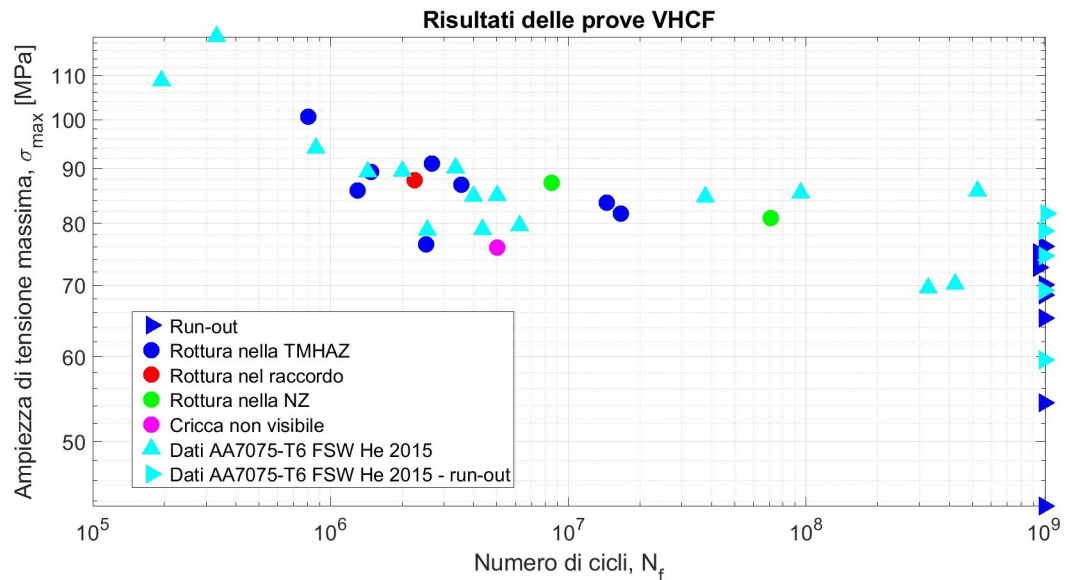
### 3.7.2 Risultati sperimentali

La figura riporta i risultati ottenuti dalle prove sperimentali. In essa sono riportati sia i risultati ottenuti durante il presente studio, sia, a fine comparativo, i risultati ottenuti da He et al. [13] per la stessa lega di alluminio.



**Figura 3.26:** Curve S-N in campo VHCF per la lega di alluminio EN AW 7075-T6

Poichè è stato ampiamente discusso il fatto che all'interno del giunto saldato, per effetto delle distorsioni del provino, sono presenti delle tensioni leggermente più alte al centro del provino, allora in figura 3.27 si riportano gli stessi dati sperimentali in funzione della tensione massima presente al centro della NZ. Si noti che tale tensione non è necessariamente quella che ha portato alla nucleazione della cricca di fatica, in quanto la tensione massima si trova nella NZ, mentre la cricca tende a nucleare più facilmente dalla TMHAZ.

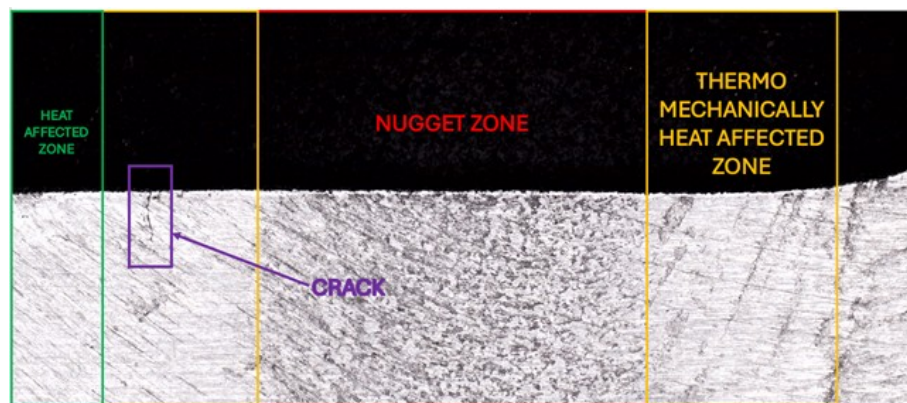


**Figura 3.27:** Curve S-N in campo VHCF per la lega di alluminio EN AW 7075-T6, in funzione della tensione massima

Sia la figura 3.26 e 3.27 riportano i dati sperimentali con dei colori diversi in funzione del sito di nucleazione della cricca di fatica. Una volta portati a rottura

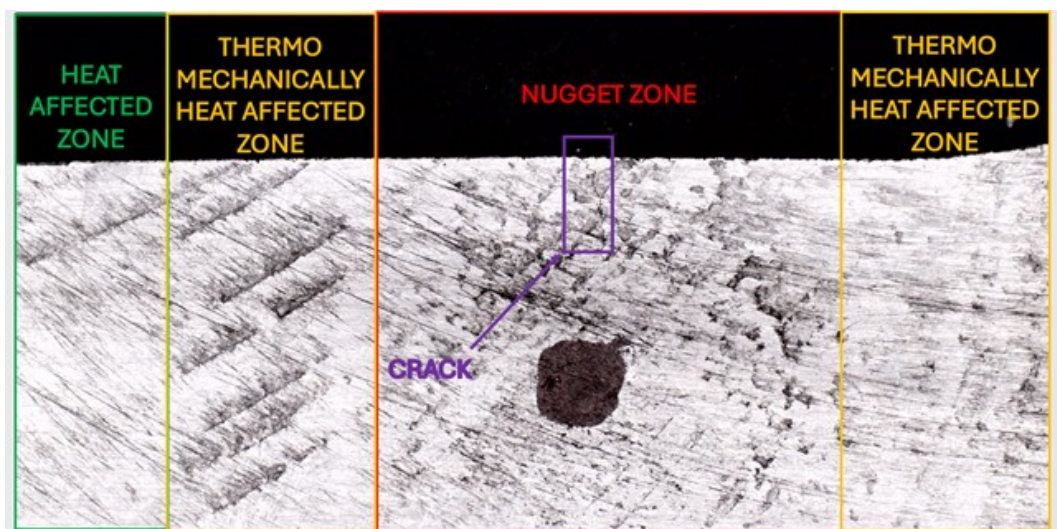
i provini, infatti, sono stati analizzati al microscopio ottico, evidenziando quattro tipologie di cricche di fatica:

1. Cricche nucleate dalla TMHAZ: si tratta della classica tipologia di rottura per i giunti saldati FSW, come già osservato nei precedenti studi presenti in letteratura [7, 13, 15], ed è riportata in figura 3.28. La causa della maggiore frequenza è dovuta alla presenza di una microstruttura fortemente distorta in questa zona, a causa dell'elevato rimescolamento di materiale. In totale sono state osservate 8 cricche nucleate nella TMHAZ, di cui 4 dal lato "*Advancing Side*" e 4 dal lato "*Retracting Side*".



**Figura 3.28:** Cricca nucleata nella TMHAZ del provino numero 8

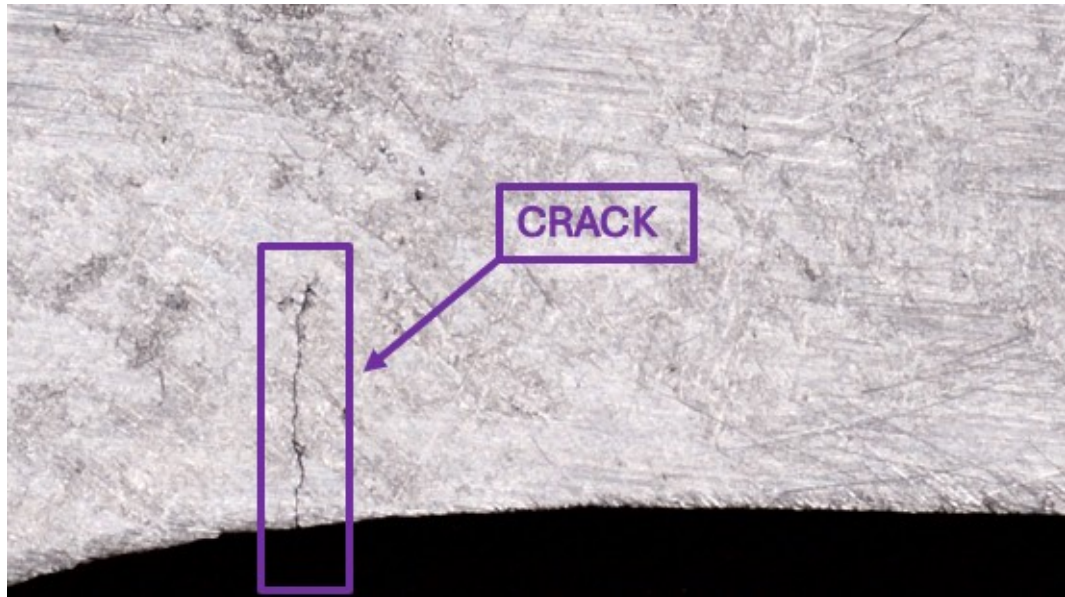
2. Cricche nucleata nella NZ: si tratta di una tipologia di cricca più rara che si verifica solamente in presenza di un difetto nella NZ. In totale sono state rilevate due cricche di questa tipologia, con numeri di cicli a rottura rispettivamente di  $7.1 \cdot 10^7$  cicli e  $5.2 \cdot 10^6$  cicli, confermando il fatto che si verificano ai numeri di cicli più elevati.



**Figura 3.29:** Cricca nucleata nella NZ

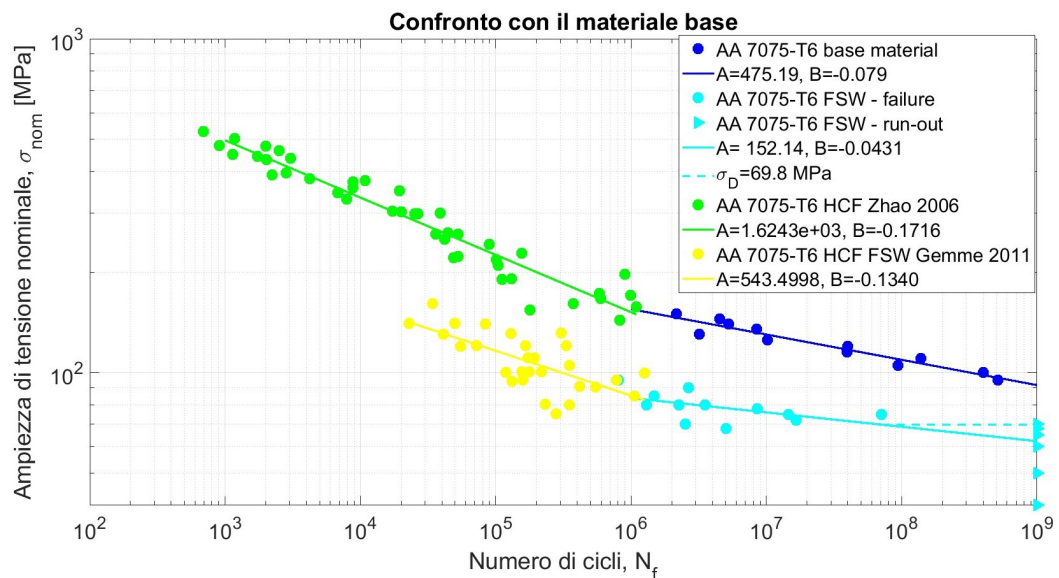


3. Cricca nucleata nel raccordo: si tratta di un caso che si è verificato un'unica volta ed è da considerarsi come un dato non valido, poichè probabilmente legato ad una errata finitura superficiale sul raccordo.



**Figura 3.30:** Cricca nucleata nel raccordo

La figura 3.31 riporta, infine, il confronto tra i risultati delle prove di fatica eseguite sui provini non saldati e quelli ottenuti per i provini saldati con FSW. Nella stessa figura sono presenti anche i dati, ricavati da letteratura, relativi alla resistenza a fatica in campo HCF per la lega EN 7075-T6 sia per il materiale non saldato (analizzato da Zhang e Jiang [24]) che per il materiale saldato con FSW (studiato da Gemme et al.[25]).



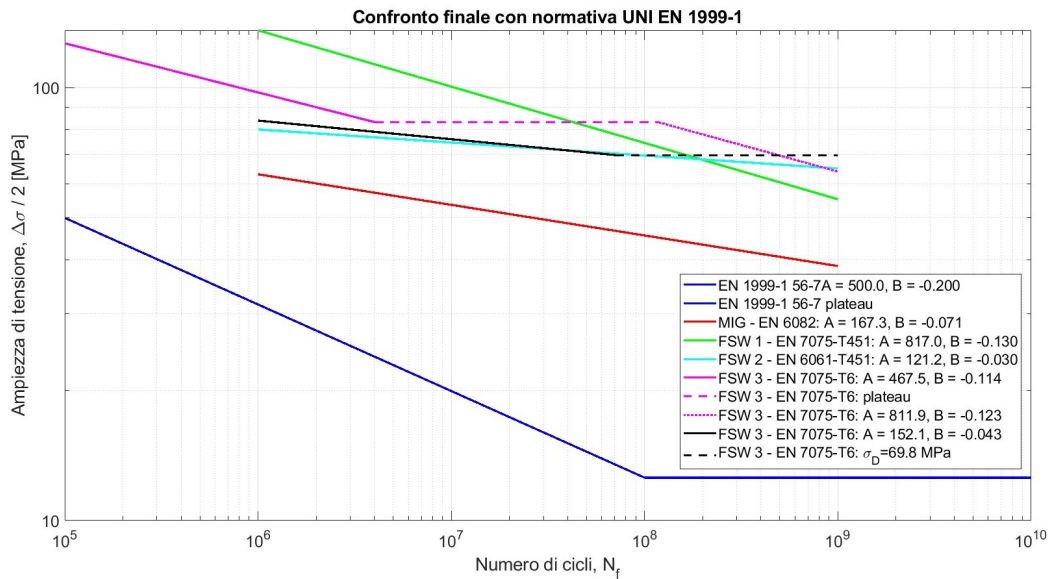
**Figura 3.31:** Curve S-N della lega EN 7075-T6 senza saldatura e confronto con leghe saldate FSW

In sintesi, le curve S-N e le successive analisi al microscopio ottico hanno evidenziato i seguenti risultati:

1. La quasi totalità dei provini si sono rotti con cricche nucleate nella TMHAZ, coerentemente con i principali risultati precedenti presenti in letteratura [13, 14, 15]. Le uniche eccezioni sono due provini che si sono rotti con cricche nucleate nella NZ ed un provino in cui la cricca è nucleata nel raccordo. Nel caso di cricche nucleate nella NZ, esse si verificano ai numeri di cicli più alti ( $8.5 \cdot 10^6$  e  $7.1 \cdot 10^7$  cicli), in maniera simile a quanto osservato da He et al. [13]. L'unica parziale discrepanza rispetto ai risultati di letteratura è l'assenza di una preponderanza, nel caso delle cricche nucleate nella TMHAZ, tra cricche nucleate dal lato *Advancing Side* e quelle nucleate dal lato *Retreating Side*.
2. In termini di tensioni nominale, non si verificano rotture per tensioni inferiori ai 68 MPa. Nonostante ciò, non è comunque possibile parlare di un limite di fatica convenzionale perchè si sono verificate rotture a numeri di cicli superiori al valore convenzionale di  $2 \cdot 10^6$  cicli, con il massimo valore di cicli a rottura pari a  $7.1 \cdot 10^7$  cicli.
3. Le curve S-N espresse con la tensione nominale mostrano una resistenza a fatica inferiore di circa 10 MPa rispetto a quella ottenuta dal precedente studio di He et al. [13] su un giunto FSW della stessa tipologia. Considerando la massima tensione presente nel giunto, che è diversa per effetto delle distorsioni iniziali del provino, i risultati tendono però a coincidere, come mostrato in figura 3.27.
4. Le prove di fatica sul materiale base hanno mostrato una diminuzione di circa il 40% della resistenza fatica tra il materiale base e quello saldato FSW. Questo risultato è in linea con la riduzione della resistenza fatica ottenuta da He et al. [14] per la lega di alluminio AA6061. Al contrario, il risultato è in disaccordo con i risultati di He et al. [13] per la lega 7075-T6 (riduzione del 65%) e quelli ottenuti da Deng et al. [15] per la lega 7075-T7451 (assenza di riduzione della resistenza a fatica). Una possibile spiegazione a tale variabilità potrebbe essere la dipendenza della resistenza a fatica in campo VHCF dalla difettosità presente nel giunto che, a seconda dei parametri di processo della saldatura FSW, può essere molto variabile.
5. In termini di confronto con la normativa UNI EN 1999-1, i risultati ottenuti evidenziano delle analogie con i precedenti risultati in letteratura.
  - (a) La figura 3.32 evidenzia, infatti, che anche nello studio presente è stata ottenuta una resistenza a fatica in campo VHCF circa 2 volte superiore a quella presupposta dalla normativa, come in tutti i precedenti studi sulle leghe di alluminio saldate con FSW [13, 14, 15]. Nel caso degli acciai i risultati di letteratura discussi nel capitolo 2.3.2 hanno evidenziato una resistenza, rispetto alle curve S-N della normativa EN 1993-1-6, circa 4 volte superiore nel caso dell'acciaio Q355 [10], circa 4,2 volte superiore

nel caso dell'acciaio Q235B [9] e circa 3,2 volte superiore per l'acciaio S355J2 [11]. Si può dunque affermare che in base ai risultati presenti in letteratura e a quelli ottenuti in questo studio, sia la normativa EN 1999-1 sia la normativa UNI EN 1991-1-6 sono conservative rispetto alla reale resistenza a fatica in campo VHCF, ma la differenza è generalmente meno marcata nel caso delle leghe di alluminio.

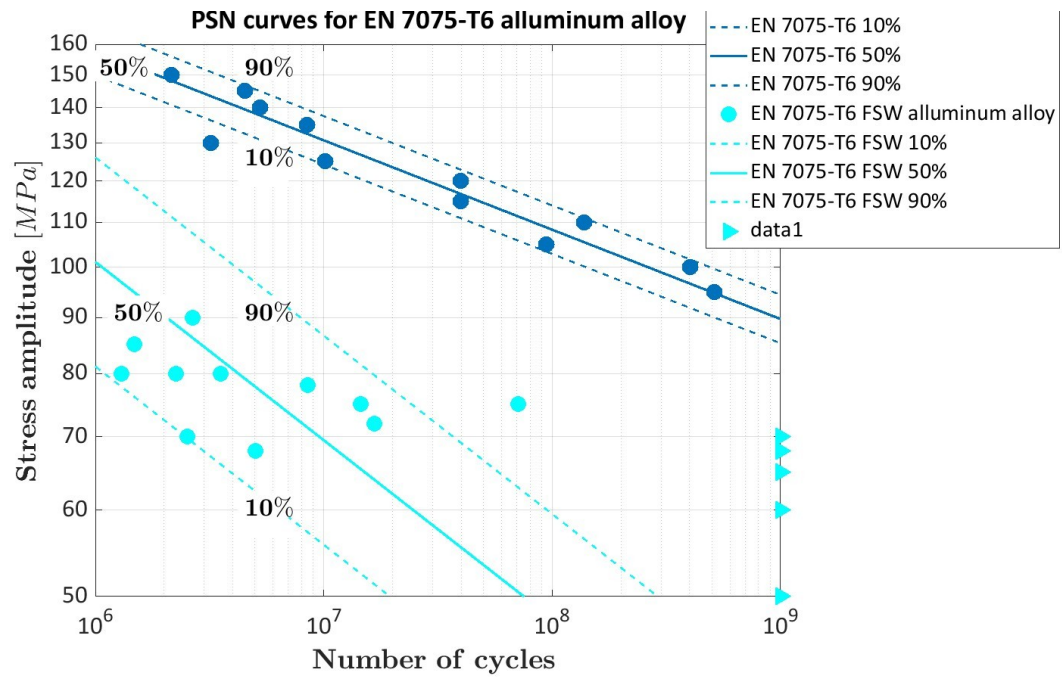
- (b) Contrariamente ai precedenti risultati di letteratura, però, non sono state ottenute rotture per un numero di cicli superiore a  $7.1 \cdot 10^7$  cicli. Un risultato di questo tipo suggerisce che, nonostante la resistenza a fatica sia nettamente superiore rispetto alla normativa, l'ipotesi (ricavabile dalle curve S-N della normativa) secondo cui oltre i  $10^8$  cicli non si verificano rotture può essere ritenuta corretta nel caso della lega EN 7075-T6. Tale risultato è da considerarsi valido limitatamente alla lega EN 7075-T6 testata nel presente studio poichè i risultati presenti in letteratura evidenziano in quasi tutti i casi l'assenza di un limite di fatica fino a  $10^9$  cicli, ad eccezione dell'acciaio S355J2 studiato da Schamaunn et al. [11].



**Figura 3.32:** Curve S-N della lega AA7075-T6 e confronto con normativa UNI EN 1999-1

6. La dispersione statistica ottenuta per i giunti saldati in campo VHCF è molto superiore rispetto a quella ottenuta per i provini non saldati. Si passa infatti da un indice  $R^2 = 0.916$  nel caso dei provini non saldati ad un valore di  $R^2 = 0.333$  nei provini saldati. Questo aspetto è ben visibile anche nelle curve P-S-N riportata in figura 3.33. Un aumento di questo tipo è coerente con i principali risultati presenti in letteratura, come discusso anche dalla review di England et al. [8], ed è dovuto alla maggiore difettosità introdotta dalle saldature.





**Figura 3.33:** Curve P-S-N della lega AA7075-T6 senza saldatura e con saldatura FSW

## Capitolo 4

# Il metodo SED e la sua applicazione in campo VHCF

Nel capitolo 2 è stato già evidenziato come le normative UNI EN 1999-1 e UNI EN 1993-1-6 riguardanti la progettazione a fatica di componenti saldati tengano in considerazione, in maniera implicita, sia la presenza dei difetti introdotti dalle saldature, sia l'effetto di intaglio introdotto dalle saldature stesse. Negli ultimi anni sono stati tuttavia introdotti dei metodi più avanzati per l'analisi del comportamento delle saldature che sono basati sull'utilizzo di approcci locali quali la teoria della distanza critica, il Notch Stress Intensity Factor e lo Strain Energy Density Approach. Quest'ultimo metodo si è rivelato essere particolarmente utile perchè è semplice da applicare tramite l'utilizzo di codici di calcolo agli elementi finiti e perchè fornisce risultati molto affidabili.

Il metodo SED è stato però applicato solamente in campo HCF, motivo per cui nel presente lavoro si è voluto esaminare la possibilità di applicarlo anche in campo VHCF. A tale fine si è partiti dall'analisi di una serie di articoli di letteratura riguardanti il comportamento di provini intagliati in campo VHCF per poi passare, in base ai risultati ottenuti, all'applicazione a provini saldati. Questa analisi preliminare all'applicazione del metodo SED alle saldature è risultata molto utile anche perchè, contrariamente al caso della HCF in cui si hanno numerosi metodi per lo studio dell'effetto di intaglio, in campo VHCF non è stato sviluppato un criterio generale per l'analisi dell'effetto di intaglio.

### 4.1 Gli approcci locali e la teoria del metodo SED

Nell'ambito della progettazione a fatica è ben noto che la presenza di intagli svolge un ruolo cruciale poichè genera un aumento delle tensioni (equazione 4.1) di una quantità proporzionale al fattore teorico di intaglio ( $K_t$ ), che può essere calcolato sia utilizzando metodi numerici sia utilizzando le soluzioni analitiche presenti in letteratura.

$$\sigma_{max} = K_t \sigma_{nom} \quad (4.1)$$

I risultati sperimentali hanno però evidenziato che la progettazione a fatica basata sul solo valore massimo della tensione ( $\sigma_{max}$ ) non è affidabile in quanto in prossimità dell'intaglio si sviluppa una distribuzione complessa delle tensioni. Il primo approccio che storicamente è stato utilizzato per superare questo problema è stato quello di definire il fattore di riduzione della resistenza a fatica ( $K_f$ ), come:

$$K_f = 1 + q(K_t - 1) \quad (4.2)$$

Dove  $q$  è il coefficiente di sensibilità all'intaglio e può essere determinato in funzione del raggio intaglio e del materiale utilizzando le relazioni di Neuber o di Peterson. In questo modo si può, secondo alcuni approcci accettati in letteratura, calcolare la resistenza a fatica del componente intagliato dividendo la resistenza del materiale base per il fattore  $K_f$ .

L'approccio appena descritto è stato utilizzato per molti anni e presenta, quindi, il vantaggio di avere un ampio database di dati a disposizione per i coefficienti  $q$ ,  $K_t$  e  $K_f$ , tuttavia non garantisce la massima precisione nella determinazione della resistenza a fatica, oltre ad essere di difficile applicazione nel caso di stato tensionali complessi. Per questo motivo può essere utile per geometrie semplici, mentre nel caso di applicazioni più avanzate sono maggiormente utilizzati gli approcci locali che non sono basati sulla tensione di picco in corrispondenza dell'intaglio, ma sulla distribuzione di tensione/energia in prossimità di esso. Di seguito si riporta dunque un breve riassunto di tali metodi, riportando relativi vantaggi e svantaggi, con particolare riguardo al metodo SED, cioè quello utilizzato nel presente lavoro di tesi.

#### 4.1.1 Teoria della distanza critica

La teoria della distanza critica (TCD) [26] si basa sulla valutazione della tensione ad una certa distanza  $r$  dall'apice dell'intaglio al fine di determinare il limite di fatica del componente intagliato. Per applicare il metodo è innanzitutto necessario determinare la distanza critica in funzione della soglia alla propagazione delle cricche ( $\Delta K_{th}$  e del limite di fatica del materiale non intagliato ( $\Delta\sigma_0$ ).

$$L = \frac{1}{\pi} \left( \frac{\Delta K_{th}}{\Delta\sigma_0} \right)^2 \quad (4.3)$$

A questo punto si può determinare la condizione di limite di fatica del provino intagliato con 3 metodi differenti:

1. Point Method (PM)

$$\Delta\sigma_{eff} = \Delta\sigma_1 \left( \theta = 0, r = \frac{L}{2} \right) = \Delta\sigma_0 \quad (4.4)$$

2. Line Method (LM)

$$\Delta\sigma_{\text{eff}} = \frac{1}{2L} \int_0^{2L} \Delta\sigma_1(\theta = 0, r) dr = \Delta\sigma_0 \quad (4.5)$$

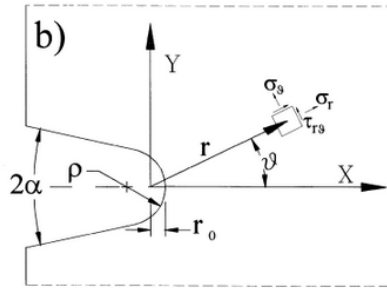
3. Area Method (AM)

$$\Delta\sigma_{\text{eff}} = \frac{4}{\pi L^2} \int_0^{\pi/2} \int_0^L \Delta\sigma_1(\theta, r) \cdot r dr d\theta \equiv \Delta\sigma_0 \quad (4.6)$$

Indipendentemente da quale dei 3 metodi si utilizza, si riesce a stimare la vita a fatica di componenti intagliati con uno scarto limitato e inferiore al 20% in termini di scatter band. Il limite principale è dovuto alla sensibilità della distanza critica alla dimensione della mesh utilizzata per analizzare le tensioni nell'intorno dell'intaglio.

#### 4.1.2 Notch Stress Intensity Factor

L'approccio Notch Stress Intensity Factor (NSIF) [27] si basa sulla generalizzazione del fattore di intensificazione delle tensioni, usato tipicamente nell'ambito della meccanica della frattura, anche per l'analisi dello stato tensionale in prossimità dell'intaglio. Definendo un sistema di riferimento come quello riportato in figura 4.1 e limitandosi, per semplicità, alla sollecitazione di modo I, si riesce a descrivere lo stato tensionale in prossimità dell'intaglio come riportato nell'equazione 4.7.



**Figura 4.1:** Sistema di riferimento utilizzato in [27]

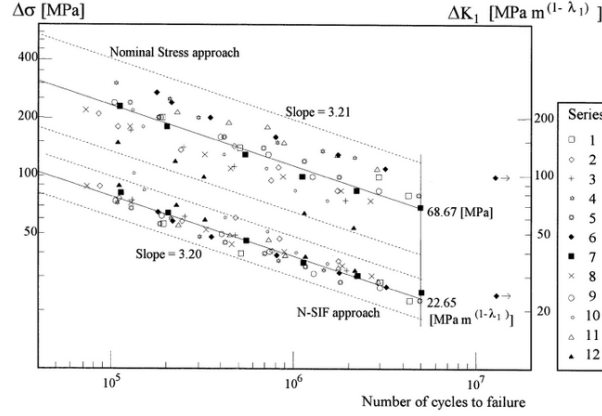
$$\begin{Bmatrix} \sigma_\theta \\ \sigma_r \\ \tau_{r\theta} \end{Bmatrix} = \lambda_1 r^{\lambda_1-1} a_1 \begin{bmatrix} (1 + \lambda_1) \cos(1 - \lambda_1)\theta \\ (3 - \lambda_1) \cos(1 - \lambda_1)\theta \\ (1 - \lambda_1) \sin(1 - \lambda_1)\theta \end{bmatrix} + \chi_1 (1 - \lambda_1) \begin{bmatrix} \cos(1 + \lambda_1)\theta \\ -\cos(1 + \lambda_1)\theta \\ \sin(1 + \lambda_1)\theta \end{bmatrix} \quad (4.7)$$

$$\chi_1 = -\frac{\sin[(1 - \lambda_1)q\pi/2]}{\sin[(1 + \lambda_1)q\pi/2]} \quad (4.8)$$

Calcolando quindi il limite per  $r$  che tende a 0, è dunque possibile calcolare il fattore di intensificazione delle tensioni per l'intaglio considerato.

$$K_1 = \sqrt{2\pi} \lim_{r \rightarrow 0} (\sigma_\theta)_{\theta=0} r^{1-\lambda_1} \quad (4.9)$$

Esprimendo la durata a fatica ( $N_f$ ) in funzione dello NSIF si ottiene una banda di dispersione che è molto ridotta rispetto a quella tipica dell'approccio della tensione nominale dato da normativa, come riportato in figura 4.2.



**Figura 4.2:** Confronto tra metodo della tensione nominale e metodo NSIF applicato alle saldature riportato da Tovo e Lazzarin [27]

Il metodo, pur garantendo buoni risultati, ha il principale difetto di essere particolarmente laborioso da applicare in quanto le espressioni analitiche per il calcolo del NSIF sono complesse. Le unità di misura del NSIF sono, inoltre, dipendenti dagli autovalori del problema, motivo per cui risulta anche difficile confrontare dati derivanti da geometrie diverse.

#### 4.1.3 Strain Energy Density

Il metodo Strain Energy Density (SED) si basa sul correlare la vita a fatica con la densità di energia in prossimità dell'intaglio. Esso ha subito un'evoluzione in particolare negli ultimi decenni e un buon riassunto sullo stato attuale è stato fatto da Hu et al. [28].

Per un generico intaglio, se si conosce lo stato tensionale nel suo intorno, allora è possibile, in base a quanto detto al paragrafo precedente, determinare il NSIF sia per il modo I ( $\Delta K_I$ ) che per il modo II ( $\Delta K_{II}$ ). Con tali valori è dunque possibile calcolare la densità di energia ( $\Delta \bar{W}$ ).

$$\Delta \bar{W} = \frac{c_w}{E} \left[ e_1 \frac{\Delta K_I^2}{R_0^{2(1-\lambda_1)}} + e_2 \frac{\Delta K_{II}^2}{R_0^{2(1-\lambda_2)}} \right] \quad (4.10)$$

Oltre ai termini già definiti, nell'equazione 4.10 si definiscono i seguenti termini:

1.  $e_1$  e  $e_2$  che sono delle funzioni di forma dipendente dall'angolo di apertura dell'intaglio ( $2\alpha$ ) e dal coefficiente di Poisson  $\nu$ .
2.  $c$  è un coefficiente che dipende dal rapporto di carico  $R$  in base alla seguente

equazione.

$$c_w(R) = \begin{cases} \frac{1+R^2}{(1-R)^2} & \text{for } -\infty < R < 0 \\ 1 & \text{for } R = 0 \\ \frac{1-R^2}{(1-R)^4} & \text{for } 0 < R < 1 \end{cases} \quad (4.11)$$

3.  $R_0$  è il raggio critico, ossia il raggio del volume all'interno del quale si calcola la densità di energia ( $\Delta\bar{w}$ ). Dal punto di vista analitico il suo valore viene calcolato come:

$$R_0 = \left( \frac{2e_1 \Delta K_{1A}}{\Delta\sigma_A} \right)^{\frac{1}{1-\lambda_1}} \quad (4.12)$$

A questo punto, utilizzando il valore del raggio critico calcolato con l'equazione 4.12, si può calcolare il valore del SED per un qualsiasi valore di tensione nominale applicata al provino e/o componente utilizzando l'equazione 4.10. Infine, si stima la vita a fatica in termini di numero di cicli ( $N_f$ ) del provino/componente utilizzando l'equazione 4.13, in cui A e B sono delle costanti che dipendono unicamente dal materiale e non dalla geometria. Le costanti A e B, quindi, sono comuni per un tutte le geometria a parità di materiale.

$$\Delta\bar{W} = A N_f^B \quad (4.13)$$

Basandosi sulle definizioni sopra riportate, potrebbe sembrare che il metodo SED sia complicato da applicare tanto quanto il metodo NSIF, tuttavia esso può essere applicato in maniera molto semplice utilizzando un qualsiasi codice agli elementi finiti. Se si conosce il raggio critico è possibile, infatti, calcolare la densità di energia al suo interno come rapporto tra l'energia totale e il volume totale degli N elementi che si trovano all'interno del volume critico, cioè il volume racchiuso dal raggio critico ( $R_0$ ).

$$\Delta\bar{W} = \frac{\sum_{i=1}^N \text{ENERGIA}_i}{\sum_{i=1}^N \text{VOLUME}_i} \quad (4.14)$$

Utilizzando un codice agli elementi finiti per il calcolo del SED, l'unico aspetto problematico è, quindi, la determinazione del raggio critico ( $R_0$ ) con il quale eseguire i calcoli. In base all'equazione 4.12 sarebbe necessario conoscere il range di tensione nominale  $\Delta\sigma_A$  del materiale non intagliato e un valore di riferimento del NSIF ( $\Delta K_{1A}$ ). Entrambi valori sono funzione della durata a fatica e andrebbero determinati al variare del numero di cicli ( $N_f$ ). Si capisce quindi che il calcolo analitico del raggio critico può risultare molto complesso, motivo per cui si può ricorrere ad una semplificazione che ha dimostrato portare a risultati molto buoni. La procedura è la seguente:

1. Esecuzione di prove di fatica sul materiale non intagliato per determinare una relazione energia-numero di cicli per il materiale base del tipo seguente (dove A e B sono costanti):

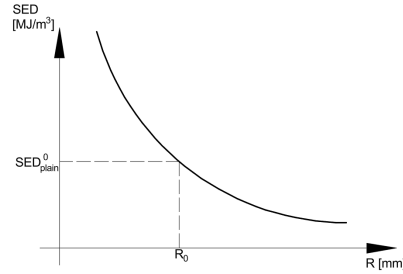
$$SED_{plain} = A N_f^B \quad (4.15)$$

2. Definizione dell'energia caratteristica del limite di fatica ( $N_A$ ), ipotizzato per

convenzione pari a  $2 \cdot 10^6$  cicli.

$$SED_{plain}^0 = SED_{plain}(Nf = N_A) \quad (4.16)$$

3. Esecuzione di prove di fatica sul provino intagliato e conseguente analisi agli elementi finiti all'ampiezza di oscillazione corrispondente al limite di fatica ( $N_A$ )
4. Calcolo del SED utilizzando l'equazione 4.14 considerando tutti gli  $N$  elementi che si trovano all'interno di un raggio critico iniziale qualsiasi, facendo riferimento sempre al numero di cicli del limite di fatica, cioè  $2 \cdot 10^6$  cicli.
5. Variazione del raggio critico fino a quando il SED calcolato con l'equazione 4.14 non eguaglia quello ottenuto con l'equazione 4.16, cioè il SED del provino non intagliato al limite di fatica.



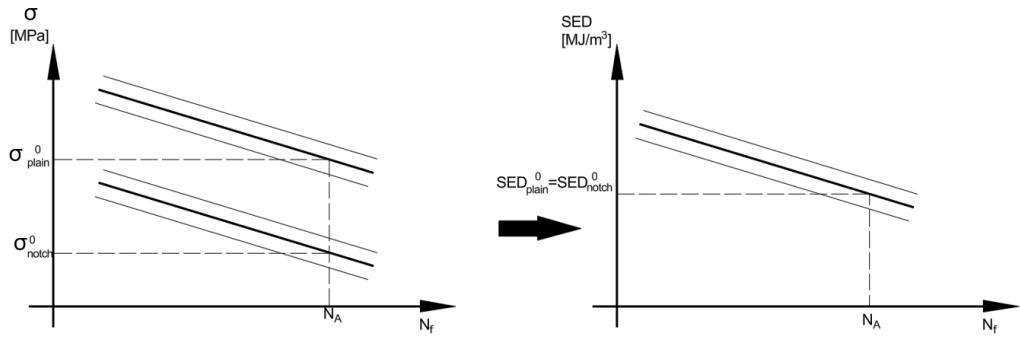
**Figura 4.3:** Procedura di calcolo numerico del raggio critico  $R_0$

6. Una volta determinato il raggio critico numericamente, la stima della vita della vita a fatica avviene in maniera analoga al metodo analitico sopra descritto, cioè calcolando il SED (tramite l'equazione 4.14) del provino intagliato e utilizzando l'equazione 4.15 per stimare il numero di cicli a rottura  $N_f$ .

Sulla base della semplificazione metodologica appena descritta, il metodo SED si è rivelato essere uno degli approcci locali più efficaci in campo HCF, in particolare per i giunti saldati, perchè presenta i seguenti vantaggi:

1. La dispersione statistica della curva  $SED - N_f$  è limitata ed è confrontabile con quella del metodo NSIF, evitando però il problema delle dipendenza delle unità di misura dagli autovalori tipico dell'approccio NSIF.
2. É facile da applicare utilizzando codici di calcolo agli elementi finiti.
3. I risultati ottenuti sono poco sensibili alla variazione della dimensione della mesh in quanto si basano sul calcolo dell'energia e non sul calcolo delle tensioni che sono, nel metodo degli elementi finiti, grandezze derivate dall'energia. Questo consente di utilizzare anche mesh piuttosto grossolane ed applicarlo, quindi, anche a strutture complesse con maggiore facilità.

4. L'utilizzo di un approccio energetico rende possibile l'applicazione a diversi modi di sollecitazione e a sollecitazioni multiassiali, senza perdere i vantaggi elencati precedentemente.
5. Il passaggio dalle tensioni al SED consente di condensare in un'unica banda i punti sperimentali di provini intagliati e non intagliati per uno stesso materiale, come visibile dalla rappresentazione schematica della figura 4.4. Questo vantaggio risulta particolarmente accentuato nel caso delle saldature in cui la resistenza a fatica dipende quasi unicamente dalla geometria e dalla concentrazione dei difetti e non dalla resistenza del materiale base di partenza, motivo per cui per una stessa classe di materiali (ad esempio gli acciai strutturali) si riesce a concentrare in un'unica banda tutti i punti sperimentali.



**Figura 4.4:** Rappresentazione schematica delle bande di dispersione nel metodo SED

## 4.2 Approccio utilizzato per l'applicazione del metodo SED in campo VHCF

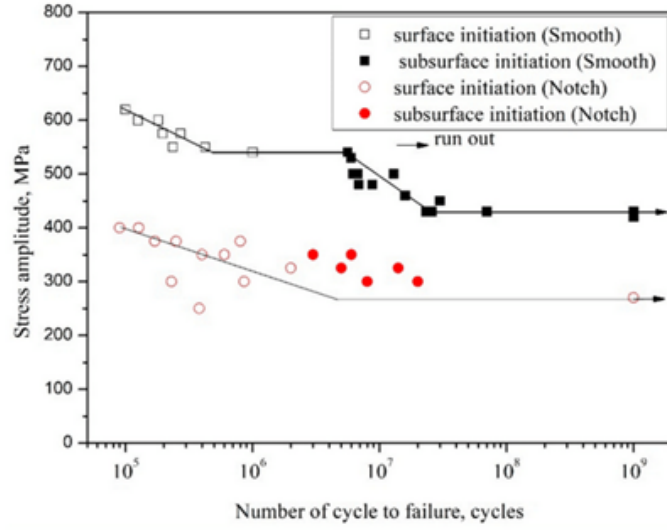
Al fine di verificare l'applicabilità del metodo in campo VHCF, sono stati analizzati i dati derivanti da una serie di articoli di letteratura. La differenza principale rispetto ai precedenti studi in campo HCF è che in questo caso le prove devono essere eseguite in risonanza a 20 kHz, come descritto nel capitolo 1.1, motivo per cui il provino viene progettato per lavorare in risonanza a 20 kHz durante la prova. Di conseguenza, la distribuzione della tensione, e quindi anche dell'energia, nell'intorno dell'intaglio dipende dall'equazione delle onde. Si capisce dunque che per calcolare il SED numericamente non è più sufficiente una semplice analisi statica, ma è necessario eseguire un'analisi modale al fine di determinare la reale distribuzione dell'energia nell'intorno dell'intaglio durante la sollecitazione a 20 kHz.

In questa sede si descrive quindi come è stato modificato l'approccio numerico al metodo SED per poterlo applicare al campo VHCF. Si noti che nella spiegazione si fa riferimento all'articolo di Nie et al. [29] per quanto riguarda grafici e geometrie, ma il metodo utilizzato è stato il medesimo per tutti gli articoli analizzati.

Per il calcolo del raggio critico è stata applicata la seguente procedura:



1. Estrazione dei dati dell'articolo in termini di ampiezza di tensione nominale applicata ( $\sigma_{A,letteratura}$ ) e corrispondente numero di cicli a rottura ( $N_f$ ).



**Figura 4.5:** Dati sperimentali ricavati dall'articolo di Nie et al. [29] in campo VHCF

2. Calcolo del SED per ogni punto sperimentale della curva S-N del provino non intagliato, considerando il modulo elastico ( $E$ ) del materiale in oggetto. Si noti che nel caso del provino non intagliato il SED corrisponde all'energia di rottura per un determinato numero di cicli a rottura ( $N_f$ ), in base all'equazione 4.17.

$$SED_{plain} = \frac{\sigma_{A,letteratura}^2}{2E} \quad (4.17)$$

3. Calcolo delle costanti di interpolazione A e B per il provino non intagliato, dipendenti unicamente dalle proprietà del materiale, come già discusso definendo l'approccio utilizzato in campo HCF.

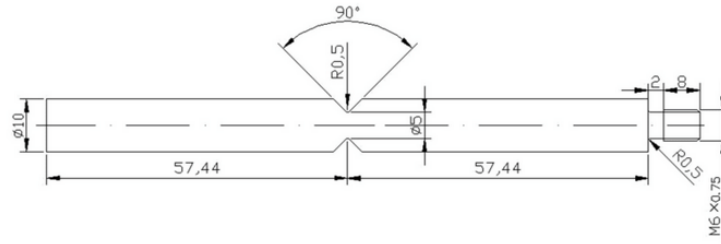
$$SED_{plain} = A_{plain} N_f^{B_{plain}} \quad (4.18)$$

4. Esecuzione dell'analisi modale del provino intagliato tramite il codice agli elementi finiti Ansys Mechanical, individuando il modo di vibrare assiale più prossimo a 20 kHz. Si noti che non è detto che sia perfettamente a 20 kHz perchè le macchine di prova presentano, come già descritto in 1.1, una tolleranza di  $\pm 45$  Hz rispetto ai 20 kHz.
5. Calcolo dei fattori di scala ( $FS_i$ ) per ogni punto sperimentale i-esimo delle curve S-N sperimentali. Questo valore è necessario per calcolarsi, a partire da una sola analisi modale, i valori del SED per ogni valore di tensione sperimentale ( $\sigma_{A,letteratura}$ ), nell'ipotesi di rimanere sempre in campo lineare elastico. Nell'equazione 4.19 la grandezza  $\sigma_{A,modale}$  indica la tensione nominale presente

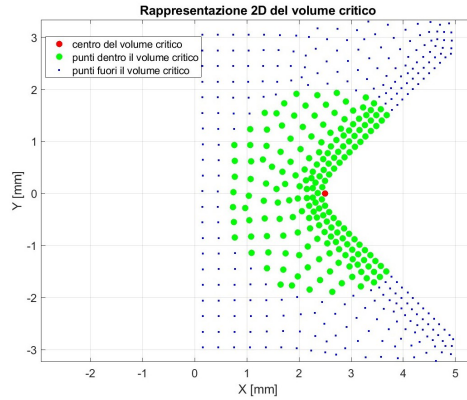
nella sezione critica durante la sollecitazione del modo assiale.

$$FS_i = \frac{\sigma_{A,modale}}{\sigma_{A,letteratura}} \quad (4.19)$$

6. Definizione del centro del volume critico e di un raggio iniziale pari a 2 mm. In questo caso, considerando il provino assialsimmetrico utilizzato da Nie et al. [29] e riportato in figura 4.6a, il volume critico è stato definito come un toroide la cui sezione è centrata all'apice dell'intaglio come rappresentato in figura 4.6b. Le coordinate del centro del volume critico sono dunque state definite come  $X_c = 2,5$  mm e  $Y_c = 0$  mm.



(a)



(b)

**Figura 4.6:** Definizione del volume critico: **(a)** Geometria dei provini utilizzati da Nie et al. [29] **(b)** Rappresentazione assialsimmetrica del volume critico della geometria di Nie et al. [29]

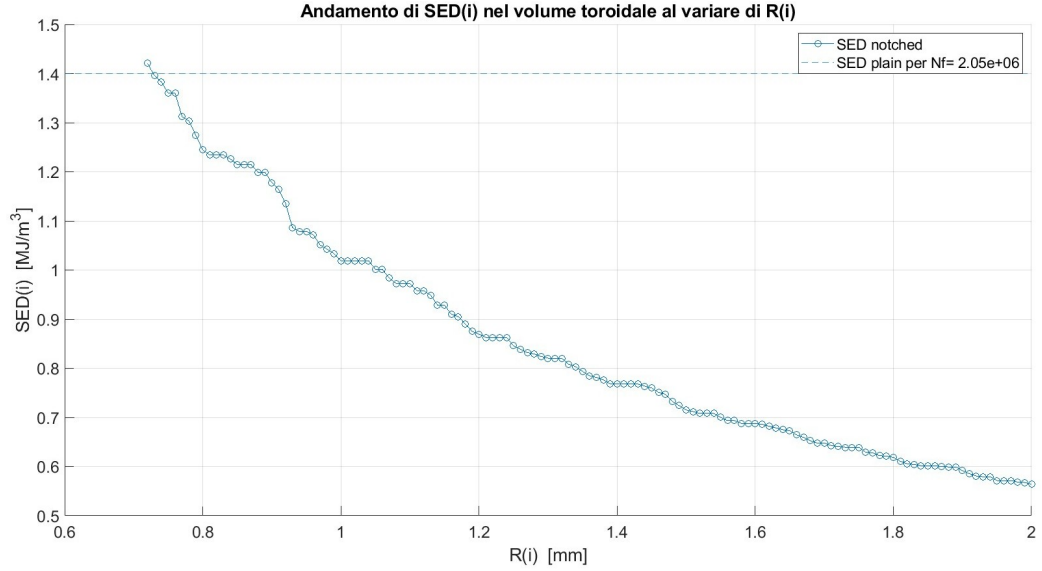
7. Calcolo del SED all'interno del volume critico del provino intagliato per il primo valore di  $N_f$ , cioè per il primo punto sperimentale.

$$SED_{notched}(N_f(1)) = \sum_{j=1}^N \frac{SENE_j^1}{VOLU_j^1 (FS_j^1)^2} \quad (4.20)$$

Nell'equazione l'indice 1 indica che si tratta del primo punto sperimentale, mentre N indica il numero di elementi ad una distanza minore di  $R_{crit}$  dal centro del volume critico, cioè tali che  $\sqrt{(x_j - x_c)^2 + (y_j - y_c)^2} \leq R_{crit}$ , con  $R_{crit}$  pari al valore inizialmente ipotizzato (2 mm in questo caso). L'indice j indica l'indice dell'elemento appartenente alla mesh.

8. Diminuzione del raggio critico fino ad ottenere la condizione di uguaglianza con il valore di SED del provino non intagliato per il medesimo numero di cicli. Il raggio così ottenuto è il valore di raggio critico corrispondente al numero di cicli considerato.

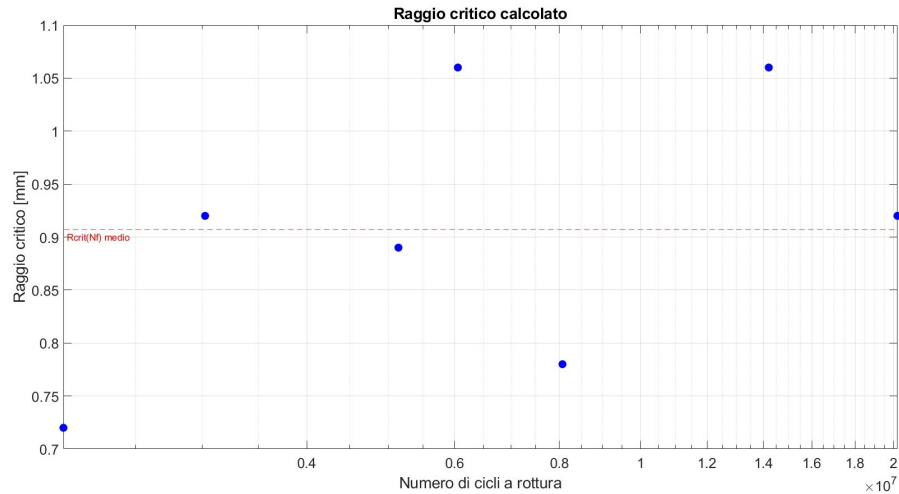
$$SED_{notched}^1 = SED_{plain}^1 \quad (4.21)$$



**Figura 4.7:** Convergenza del raggio critico per il primo punto sperimentale dell'articolo di Nie et al. [29]

9. Ripetizione dei punti 6,7 e 8 per tutti i punti sperimentali del provino intagliato.

Al termine di questa fase si ottengono quindi M valori di raggio critico, ognuno dei quali corrisponde ad un valore sperimentale del numero di cicli. Nella figura seguente si rappresenta, sempre nel caso dell'articolo di Nie et al.[29], la dipendenza del raggio critico dal numero di cicli. Si noti che il raggio critico oscilla, con una certa dispersione statistica, attorno ad un valore medio.



**Figura 4.8:** Raggio critico per ogni valore di  $N_f$  dell'articolo di Nie et al. [29]

Il punto cruciale dell'analisi è dunque capire quale di questi valori utilizzare per la stima della resistenza a fatica del provino intagliato. A tal fine sono state prese in considerazione 2 possibili scelte, di seguito chiamate opzione A e opzione B. Tutti i dati presenti in letteratura sono stati analizzati con entrambi i metodi al fine di valutare vantaggi e svantaggi di ciascun metodo.

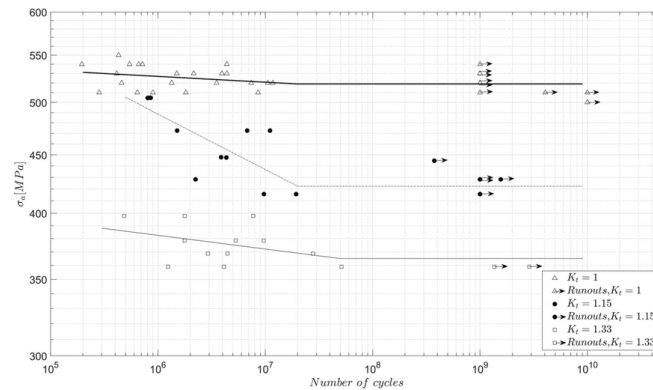
#### 4.2.1 Opzione A: approccio a 5 parametri

In questo caso è stato utilizzato il valore del raggio critico del presunto limite di fatica del materiale considerato, cioè il punto sperimentale con il più alto numero di cicli a rottura tra quelli estratti dalla curva S-N che tipicamente è pari a  $10^9$  cicli. Con tale valore di raggio critico l'analisi è stata eseguita utilizzando i seguenti step (successivi ai punti dall'1 al 9 del paragrafo ??).

1. Calcolo del SED all'interno del volume critico.
2. Calcolo delle costanti di interpolazione A e B utilizzando i punti sperimentali del provino intagliato, ricavati dall'articolo in oggetto. In questo modo si ottiene una nuova curva interpolante caratteristica del provino intagliato, e diversa dal provino non intagliato, che può essere utilizzata per la stima della vita a fatica.

$$SED_{notched} = A_{notched} N_f^{B_{notched}} \quad (4.22)$$

Utilizzando questo approccio, per stimare la durata di un provino intagliato si devono determinare 5 parametri:  $A_{plain}$ ,  $B_{plain}$ ,  $R_{crit}$ ,  $A_{notched}$  e  $B_{notched}$ . Nonostante questo possa sembrare una inutile complicazione rispetto ai precedenti studi sul SED in campo HCF, si tratta di un metodo che può risultare utile nel caso in cui, come accade spesso in campo VHCF, il componente intagliato presenti una inclinazione della curva S-N molto diversa rispetto al componente non intagliato. Si consideri come esempio la figura 4.9 riguardante i dati dell'articolo di Dantas et al.[30].



**Figura 4.9:** Curve S-N dell'articolo di Dantas et al.[30]

In questo caso il provino intagliato (con fattore teorico di concentrazione delle tensioni  $K_t = 1.15$ ) presenta una curva S-N con una pendenza estremamente diversa rispetto ai provini non intagliati, motivo per cui se si utilizzassero le costanti di

interpolazione  $A_{plain}$  e  $B_{plain}$  anche per il provino intagliato la dispersione statistica sarebbe probabilmente molto elevata. Utilizzando l'approccio a 5 parametri, invece, si otterranno 2 curve  $SED-N_f$  diverse per il provino intagliato e per quello non intagliato, ognuna delle quali avrà la miglior correlazione possibile con i dati sperimentali. Lo svantaggio di tale approccio è tuttavia che risulta più complicato da applicare poichè sono necessari cinque parametri invece che tre. Lo scopo dell'analisi è dunque quello di capire se la maggiore precisione di stima della vita a fatica compensa adeguatamente la maggiore complessità di calcolo.

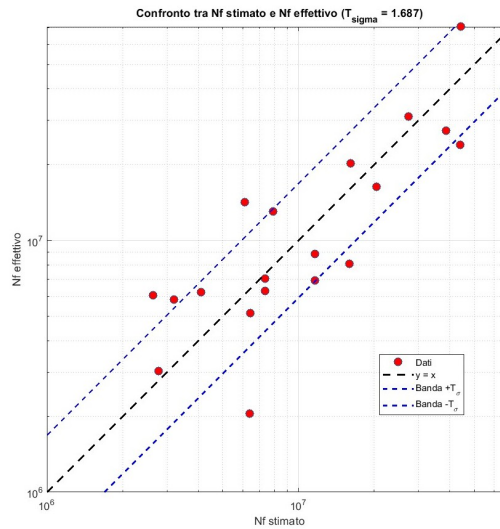
#### 4.2.2 Opzione B: approccio a 3 parametri

In questo caso si utilizza un'approccio più coerente con i precedenti studi in campo HCF sul metodo SED poichè per il provino intagliato si utilizzano le stesse costanti di interpolazione ottenute del provino non intagliato. L'aspetto chiave consiste quindi nel capire quale valore di raggio critico utilizzare. A tale fine sono stati applicati i seguenti step (successivi agli step dall'1 al 9 del paragrafo 4.2):

1. Calcolo, per ogni valore del raggio critico, del SED all'interno del volume critico per ogni punto sperimentale. Si otterranno quindi per ogni valore del raggio critico M punti sperimentali caratterizzati da una coppia di valori  $SED - N_f$ .
2. Stima della durata a fatica del provino intagliato utilizzando l'equazione 4.18, cioè utilizzando le costanti di interpolazione  $A_{plain}$  e  $B_{plain}$  ottenute per il provino piano.

$$N_{notched}^{estimated} = \left( \frac{SED_{notched}}{A_{plain}} \right)^{\frac{1}{B_{plain}}} \quad (4.23)$$

In questo modo si ottengono, sempre per ogni possibile valore del raggio critico, M valori di numero di cicli stimati da confrontare con M valori del numero di cicli a rottura effettivi. Il confronto avviene tramite un grafico come quello di figura 4.10



**Figura 4.10:** Curva di confronto tra il numero di cicli a rottura sperimentale e numerico dell'articolo di Nie et al. [29]

3. Calcolo della dispersione tramite lo scatter index( $T_\sigma$ ), calcolato per ogni possibile valore del raggio critico:

$$\delta = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n \left[ \log_{10} \left( \frac{N_{f,i}^{sperimentale}}{N_{f,i}^{estimated}} \right) \right]^2 \quad (4.24)$$

$$T_\sigma = 10^{\sqrt{\delta}}$$

4. Scelta del valore di raggio critico che minimizza il valore dello scatter index ( $T_\sigma$ ).

Con questo approccio si punta dunque a condensare i dati del provino intagliato insieme a quelli del provino non intagliato, utilizzando il valore di raggio critico che minimizza la dispersione.

### 4.3 Riassunto dei risultati

Nella tabella 4.1 si riportano i risultati ottenuti con il metodo A. Dato che in essa si analizzano separatamente il provino non intagliato e quello intagliato, andando a definire per ognuno le costanti di interpolazione A e B, nella tabella sono stati calcolati separatamente gli indici di dispersione  $T_\sigma$ .

Si noti che nell'analisi, al fine di non citare ogni volta il nome degli autori dell'articolo da cui sono stati ricavati i dati, ogni caso è individuato da un codice il cui significato si può riassumere come di seguito:

1. La lettera indica la tipologia di materiale di cui è costituito il provino: A per le leghe di alluminio, T per le leghe di titanio, S per gli acciai e I per le superleghe di tipo Inconel.
2. Il numero indica il numero di articolo che tratta il materiale indicato dalla lettera iniziale.
3. I provini non intagliati vengono distinti da quelli intagliati tramite le diciture "plain", mentre quelli intagliati sono denominati "notched".
4. Nel caso in cui un articolo presenti più casistiche di carico (ad esempio diversi rapporti di carico R) per la stessa tipologia di provino intagliato, le due casistiche vengono distinte tramite le lettere "a" e "b".

N°	Codice	Materiale	A	B	$R_{crit}$ [mm]	R	$T_\sigma$	Rif. bibl.
1	T1 plain	Lega di titanio TC21	18.2102	-0.1765	X	-1	2.10	[29]
2	T1 notched		4.2613	-0.0859	0.91	-1	2.30	

*Continua nella pagina successiva*

N°	Codice	Materiale	A	B	$R_{crit}$ [mm]	R	$T_\sigma$	Rif. bibl.
3	T2 plain	Lega di titanio Ti-8Al-1Mo-1V	1.6253	-0.0159	X	-1	84.542	[31]
4	T2-a notched		1.9409	-0.0253	0.27	-1	12.614	
5	T2-b notched		4.1322	-0.0654	0.15	0.5	5.3307	
6	T3 plain	Lega di titanio TC17	2.3896	-0.0549	X	-1	9.10	[32]
7	T3 notched		3.0986	-0.0678	0.19	-1	7.11	
8	A1 plain	Alluminio	0.2778	-0.0860	X	-1	4.46	[33]
9	A1 hole	Alsi10Mg	0.1622	-0.0581	0.61	-1	9.01	
10	A2 plain	Alluminio AlMgSi1	0.4125	-0.0934	X	-1	3.19	[34]
11	A2 notched		0.7144	-0.1233	0.37	-1	2.10	
12	A3 plain	Alluminio	0.8544	-0.0727	X	-1	3.38	[35]
13	A3 notched	EN AW 7075	1.7638	-0.1029	0.31	-1	3.69	
14	S1 plain	Acciaio 100 Cr 6	4.5691	-0.0386	X	-1	6.99	[36]
15	S1 notched		5.3261	-0.0415	0.35	-1	2.55	
16	S2 plain	Acciaio 38 MnSiV5	1.5903	-0.0905	X	-1	3.13	[37]
17	S2 notched		2.9547	-0.1207	1.71	-1	4.27	
18	S3 plain	Acciaio 50 CrV4	1.2192	-0.0112	X	-1	216.53	[37]
19	S3 notched	Acciaio 50 CrV4	1.3089	-0.0146	1.30	-1	10.45	[37]
20	S4 plain	Acciaio 16 MnCr 5	2.0201	-0.0370	X	-1	7.62	[37]
21	S4 notched		1.2598	-0.0216	1.59	-1	425.85	
22	S5 plain	Acciaio 40 Cr	3.140	-0.0628	X	-1	5.30	[38]
23	S5 notched		5.8081	-0.0900	1.53	-1	0.31	
24	S6 plain	Acciaio S690QL	0.7370	-0.0093	X	-1	122.15	[30]
25	S6 notched		2.9497	-0.0888	0.19	-1	3.06	
26	I1-a plain	Inconel 718	7.9137	-0.0656	X	0.1	2.07	[39]
27	I1-a notched		34.4917	-0.1462	0.40	0.1	1.45	
28	I1-a hole		22.1374	-0.1124	0.38	0.1	1.31	
29	I1-b plain	Inconel 718	9.4916	-0.0666	X	0.5	1.96	[39]
30	I1-b notched		507.4058	-0.2768	0.31	0.5	1.58	
31	I1-b hole		13.4830	-0.0822	0.55	0.5	1.64	

**Tabella 4.1:** Riassunto dei risultati ottenuti con l'approccio a 5 parametri (opzione A)

In tabella 4.2 si riportano invece i risultati per l'opzione B. Poichè in questo caso l'obiettivo è quello di trovare il raggio critico che consente il miglior fitting, condensando i dati di provino intagliato e non intagliato in un'unica banda, l'indice di dispersione ( $T_\sigma$ ) è stato valutato unendo i risultati delle casistiche in un unico valore. Questa operazione è stata eseguita sempre tramite l'equazione 4.24, ma inserendo in unica sommatoria i valori di  $N_{f,stimato}$  e  $N_{f,sperimentale}$  sia del provino non intagliato che di quello intagliato

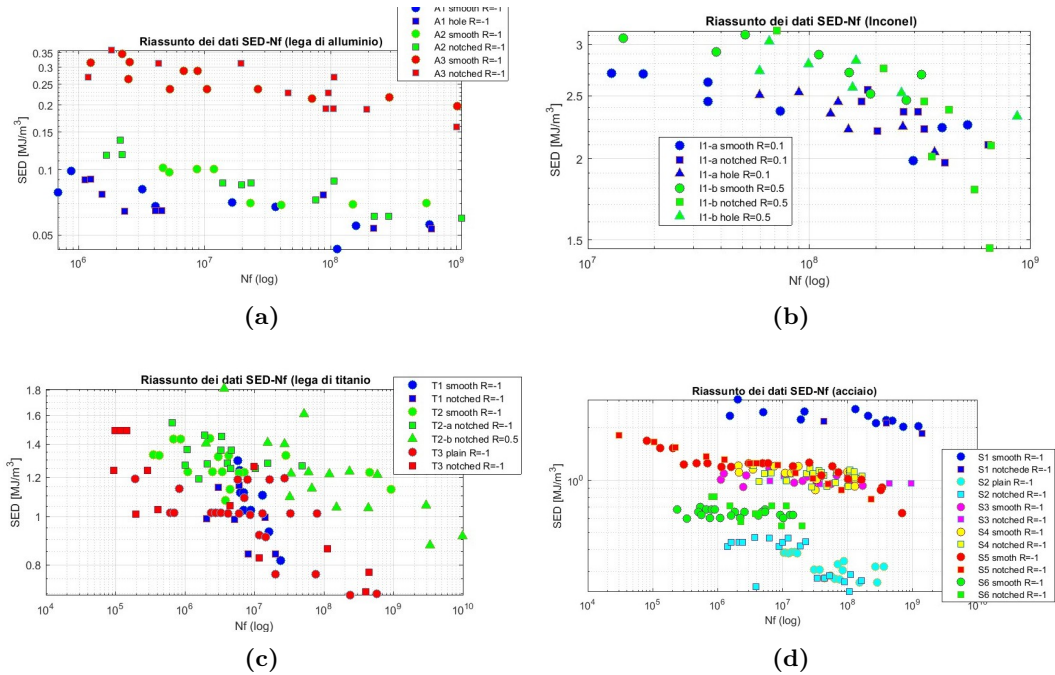
N°	Codice	Materiale	A	B	$R_{crit}$ [mm]	R	$T_\sigma$	Rif. bibl.
1	T1 plain	Lega di titanio TC21	18.2102	-0.1765	X	-1	1.69	[29]
2	T1 notched				0.90			
3	T2 plain	Lega di titanio Ti-8Al-1Mo-1V	1.6253	-0.0159	X	-1	93.44	[31]
4	T2-a notched				0.27			
5	T2-b notched				0.15	0.5	18276.05	
6	T3 plain	Lega di titanio TC17	2.3896	-0.1549	X	-1	10.26	[32]
7	T3 notched				0.21			
8	A1 plain	Alluminio AlSi10Mg	0.2778	-0.0860	X	-1	4.86	[33]
9	A1 hole				0.51			
10	A2 plain	Alluminio AlMgSi1	0.4125	-0.0934	X	-1	3.33	[34]
11	A2 notched				0.37			
12	A3 plain	Alluminio EN AW 7075	0.8544	-0.0727	X	-1	7.61	[35]
13	A3 notched				0.37			
14	S1 plain	Acciaio 100 Cr 6	4.5691	-0.0386	X	-1	6.70	[36]
15	S1 notched				0.400			
16	S2 plain	Acciaio 38 MnSiV5	1.5903	-0.0905	X	-1	4.32	[37]
17	S2 notched				2.06			
18	S3 plain	Acciaio 50 CrV4	1.2192	-0.0112	X	-1	121.50	[37]
19	S3 notched				1.35			
20	S4 plain	Acciaio 16 MnCr5	2.0201	-0.0216	X	-1	8.473	[37]
21	S4 notched				1.54			
22	S5 plain	Acciaio 40 Cr	3.140	-0.0628	X	-1	4.63	[38]
23	S5 notched				0.41	-1		
24	S6 plain	Acciaio S690QL	0.7370	-0.0093	0.66	-1	7272.43	[38]
25	S6 notched				0.41	-1		
26	I1-a plain	Inconel 718	7.9137	-0.0656	X	0.1	2.46	[39]
27	I1-a notched				0.40			
28	I1-a hole				0.45		1.99	
29	I1-b plain	Inconel 718	9.4196	-0.0666	X	0.5	15.93	[39]
30	I1-b notched				0.31			
31	I1-b hole				0.59		1.95	

**Tabella 4.2:** Riassunto dei risultati ottenuti con l'approccio a 3 parametri (opzione B)

Dall'osservazione delle 2 tabelle si può dedurre che per i casi identificati dai codici T1 [29], T3 [32], S1 [36], S2 [37], S4 [37], S5 [38], A1 [33], A2 [34] e I1 [39] si ottiene una precisione di stima comparabile tra i due metodi. La causa è dovuta al fatto che le curve S-N di partenza presentano pressochè la stessa inclinazione tra provino intagliato e non intagliato, quindi, tarando opportunamente il raggio critico, si riesce semplicemente a traslare la curva  $SED - N_f$  del provino intagliato



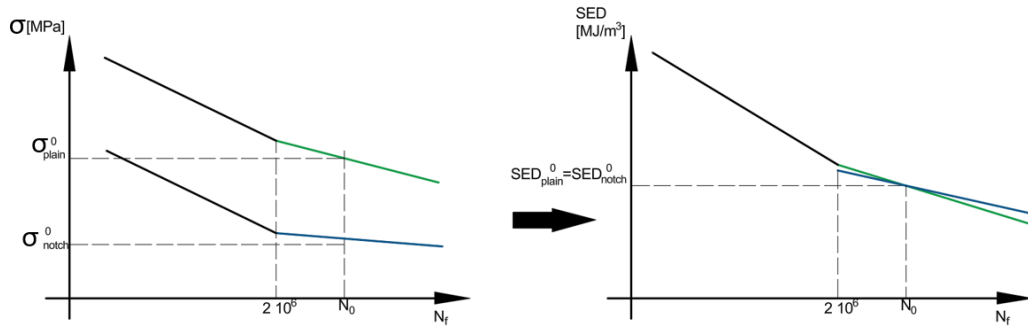
dentro quella del provino non intagliato, come riportato in figura 4.4. La causa è probabilmente da attribuire al fatto che in questi casi il materiale intagliato e non intagliato presentano lo stesso meccanismo di frattura (ad esempio sia in [29] che in [33] le cricche nucleano sulla superficie del provino indipendentemente dalla geometria), il che rende uniforme il comportamento del materiale a parità di energia e facilita la condensazione dei dati. Per i materiali quali la lega di titanio TC21, la lega di titanio TC17, l'acciaio 100 Cr 6, l'acciaio 38 MnSiV5, l'acciaio 16 MnCr5, l'acciaio 40 Cr, l'alluminio da additive AlSi10Mg, l'alluminio AlMgSi1 e l'INCONEL 718, risulta quindi più conveniente l'approccio a 3 parametri (opzione B) perchè semplifica notevolmente la progettazione a fatica. In figura 4.11 si riporta dunque un riassunto dei risultati ottenuti in termini di grafici  $SED - N_f$  per il metodo B, ed è possibile notare il concetto di condensazione dei risultati per uno stesso materiale. Nei grafici i materiali sono raggruppati in classi (titanio, Inconel, alluminio e acciaio) al fine di evidenziare che, nonostante la condensazione in un'unica banda per la stessa tipologia di materiale sia tipica solamente delle saldature, si può osservare ugualmente un trend simile per materiali simili. L'esempio più eclatante a riguardo è costituito dai casi S3 ed S5 che si condensano in un'unica fascia ristretta. La motivazione è da attribuire al fatto che sono due acciai (38 MnSiV5 e 50 CrV4) che presentano caratteristiche simili, soprattutto in termini di composizione chimica.



**Figura 4.11:** Grafici  $SED - N_f$  per il metodo a 3 parametri (opzione B): (a) leghe di alluminio (b) INCONEL (c) leghe di titanio (d) acciai

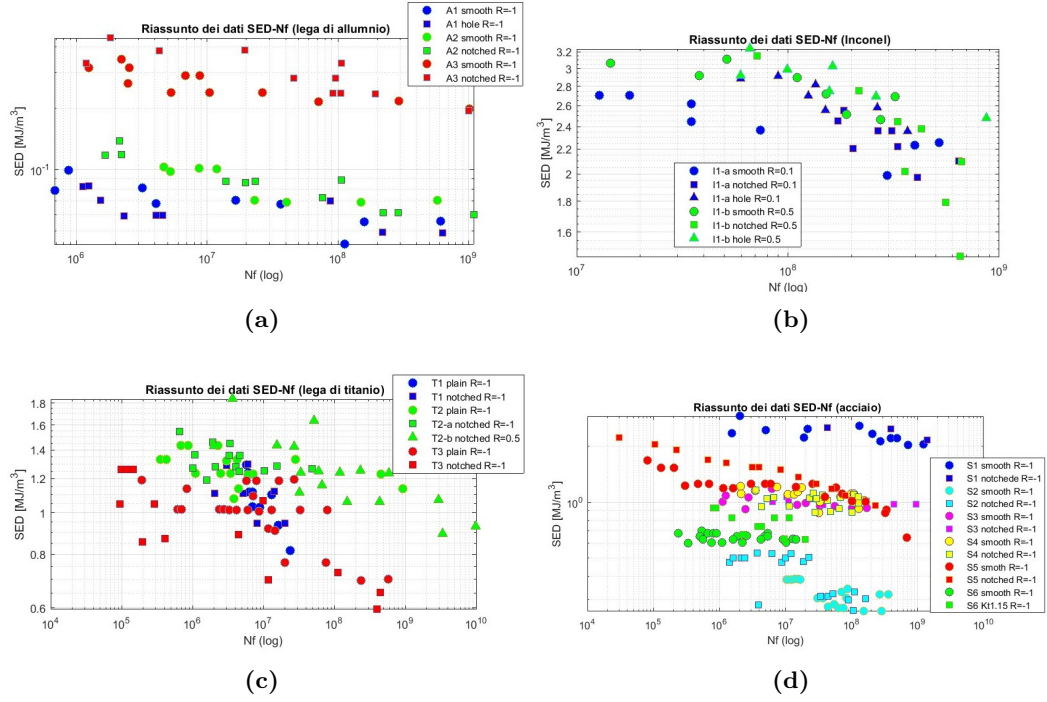
Nei casi identificati con i codici T2 [31], A3 [35], S3 [37] e S6 [38] si ottiene, invece, uno scatter index  $T_\sigma$  non soddisfacente con il metodo B. Una delle possibili spiegazioni è dovuta al fatto che in questo caso le curve S-N di partenza presentano

un'inclinazione notevolmente diversa. Di conseguenza passando dalle curve S-N alle curve  $SED - N_f$  si ottengono due curve che si incrociano in un punto (determinato tramite il calcolo del raggio critico), ma hanno un'inclinazione diversa tra provino piano e intagliato, con una differenza proporzionale alla differenza di inclinazione presente nelle curve S-N di partenza. In figura 4.12 si rappresenta questo concetto per rendere meglio l'idea. Si nota quindi che, tarando il raggio critico al generico numero di cicli  $N_0$ , le curve  $SED - N_f$  del provino intagliato (rappresentata in blu) e del provino non intagliato (in verde) tendono a coincidere in tale zona, per poi divergere allontanandosi da  $N_0$ . Si noti che la diversa inclinazione delle curve in campo VHCF è generalmente dovuta al fatto che in presenza di intaglio la curva S-N tende a diventare più piatta dopo i  $10^6$  cicli, motivo per cui si avvicina alla curva del provino non intagliato. A dimostrazione di ciò si può notare che, per esempio, per l'acciaio 50 CrV4 [37] si passa da un fattore di riduzione della resistenza a fatica  $K_f = 1.27$  a  $6.4 \cdot 10^6$  cicli, ad un fattore pressoché unitario a  $4.3 \cdot 10^8$  cicli. Si noti che la tendenza alla diminuzione del fattore di riduzione della resistenza a fatica ( $K_f$ ) è un fattore che si riscontra in diversi materiali, come riportato anche nella review eseguita da Zuliani et al. [40].



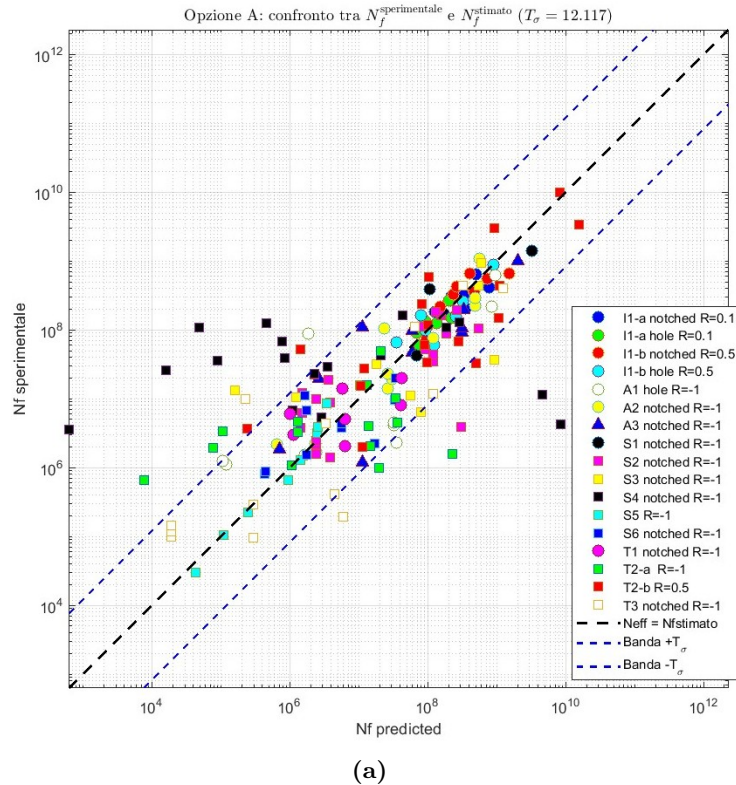
**Figura 4.12:** Rappresentazione schematica della diversa inclinazione delle curve  $S - N_f$  e  $SED - N_f$

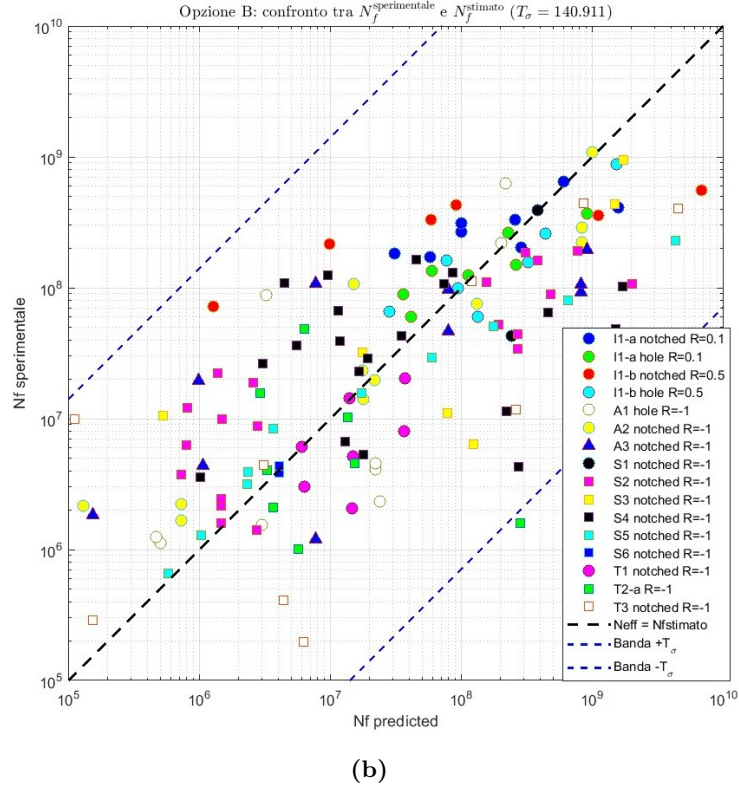
Nel caso di materiali quali la lega di titanio Ti-8Al-1Mo-V, l'acciaio 50 CrV4, l'acciaio strutturale S690QL e l'alluminio EN AW 7075, risulta quindi più adeguata l'opzione A in quanto, nonostante complichino la trattazione rispetto al metodo SED classico utilizzato in campo HCF, consente di migliorare notevolmente la precisione di stima. In figura 4.13 si riporta dunque un riassunto dei grafici  $SED - N_f$  per tutti i materiali analizzati.



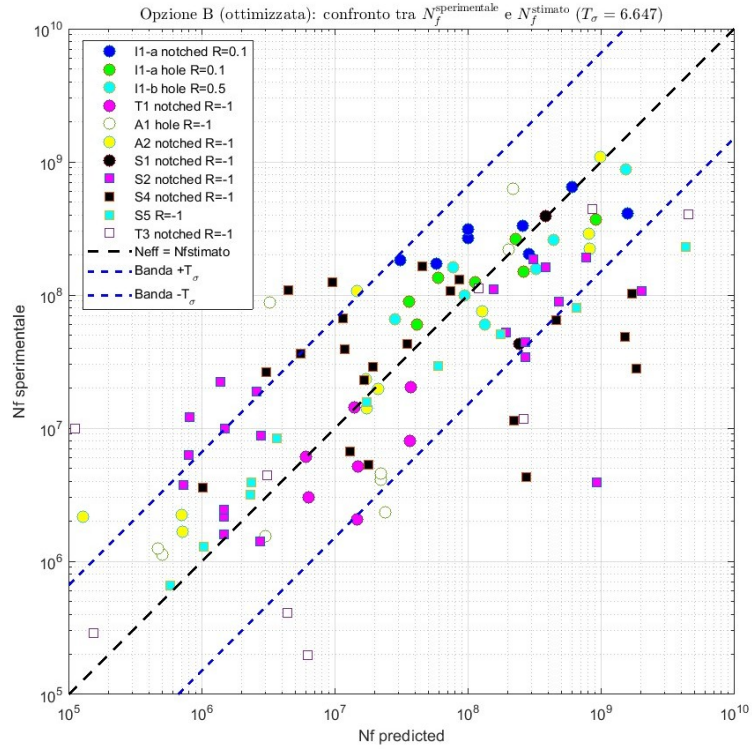
**Figura 4.13:** Grafici  $SED - N_F$  per il metodo a 5 parametri (opzione B): (a) leghe di alluminio (b) INCONEL (c) leghe di titanio (d) acciai

Al fine di eseguire una valutazione complessiva dei due metodi si riportano in figura 4.14 i grafici che confrontano la durata a fatica stimata tramite il metodo SED e quella effettiva riportata negli articoli corrispondenti. Il valore di  $T_\sigma$  è stato calcolato sempre utilizzando l'equazione 4.24, ma considerando tutti i dati insieme.





**Figura 4.14:** Confronto finale della precisione di stima:(a) Opzione A ( $T_\sigma = 3.999$ )  
(b) opzione B



**Figura 4.15:** Precisione di stima per l'opzione B riferita ai soli casi T1, T3, S1, S2, S4, S5, A1, A2 e I1

Dalla figura 4.14b si nota che nel complesso applicando il metodo SED con l'approccio tradizionale (opzione B) ad un qualsiasi materiale si ottengono in generale dei risultati non soddisfacenti. Se però ci si limita ai materiali che presentano la stessa inclinazione della curva S-N indipendentemente dalla geometria del provino (T1 [29], T3 [32], S1 [36], S2 [37], S4 [37], S5 [38], A1 [33], A2 [34] e I1 [39]) allora, come visibile dalla figura 4.15, si ottengono dei risultati molto buoni e, allo stesso tempo, si semplifica notevolmente la progettazione a fatica.

Si evidenzia, infine, che in termini di confronto tra numero di cicli a rottura stimati e sperimentali, indipendentemente dalla precisione di stima, nessuno dei due approcci presenta una tendenza alla sovrastima o alla sottostima della vita a fatica.

#### **4.3.1 Confronto con il metodo SED in campo HCF**

Nei paragrafi precedenti è stato già evidenziato che l'approccio Strain Energy Density è stato precedentemente applicato solamente in campo HCF, motivo per cui in questo paragrafo si vuole eseguire un confronto con i risultati presenti in letteratura. Questo paragone ha il principale scopo di valutare se, qualitativamente, i trend ottenuti in campo VHCF sono coerenti con i risultati in campo HCF. Per considerazioni numeriche più precise sarebbe necessaria, infatti, una validazione su un numero di dati molto più elevati rispetto a quelli presenti, ed utilizzati, attualmente in campo VHCF sul comportamento di provini intagliati.

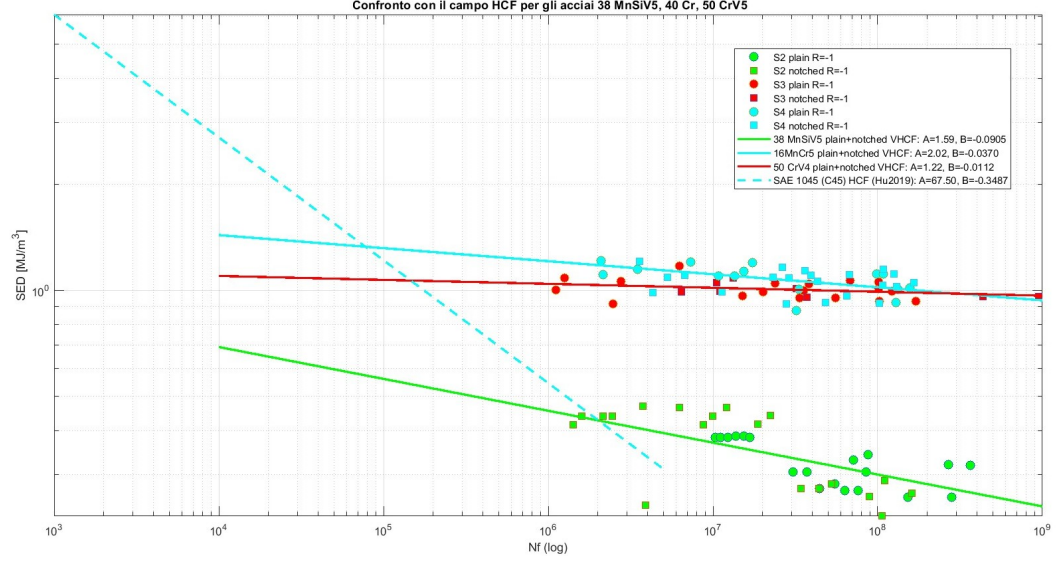
In figura 4.16 si esegue il confronto per gli acciai 38 MnSiV5 [37], 40 Cr [38] e 50 CrV4 [37]. A seguito di una ricerca di letteratura è stato osservato che non è presente nessuno studio che riguarda il metodo SED applicato agli stessi materiali in campo HCF. Nello studio di Hu et al. [28] è stato però analizzato un acciaio C45 (SAE 1045) che presenta caratteristiche non eccessivamente diverse in termini di resistenza, motivo per cui il confronto è stato eseguito utilizzando l'inclinazione della curva  $SED - N_f$  di quest'ultimo materiale.

Il primo aspetto che si può osservare è che, analogamente a quanto avviene per le curve S-N, le curve  $SED - N_f$  presentano una inclinazione minore in campo VHCF rispetto al campo HCF. Per quanto riguarda l'intersezione tra la curva VHCF e quella HCF si può affermare quanto segue:

1. Nel caso degli acciai 40 Cr e 50 CrV4 l'intersezione avviene ad un numero di cicli inferiore ai  $2 \cdot 10^6$  cicli a cui convenzionalmente viene fissato il passaggio da campo HCF a campo VHCF. L'intersezione in particolare avviene ad un numero di cicli pari a circa  $10^5$  cicli che sembra un valore basso rispetto a quanto avviene nelle curve S-N. Bisogna tuttavia evidenziare che la curva HCF riguarda l'acciaio C45 che presenta una tensione di snervamento di 472 MPa [41], mentre gli acciai 40 Cr e 50 CrV5 presentano, rispettivamente, una tensione di snervamento di 800 MPa e 1333 MPa [37], motivo per cui si deduce che i risultati in termini di curve  $SED - N_f$  non sono esattamente comparabili.
2. Per l'acciaio 38 MnSiV5 l'intersezione avviene a  $2 \cdot 10^6$  cicli che è il valore a cui convenzionalmente si fissa il passaggio da campo HCF a campo VHCF. In

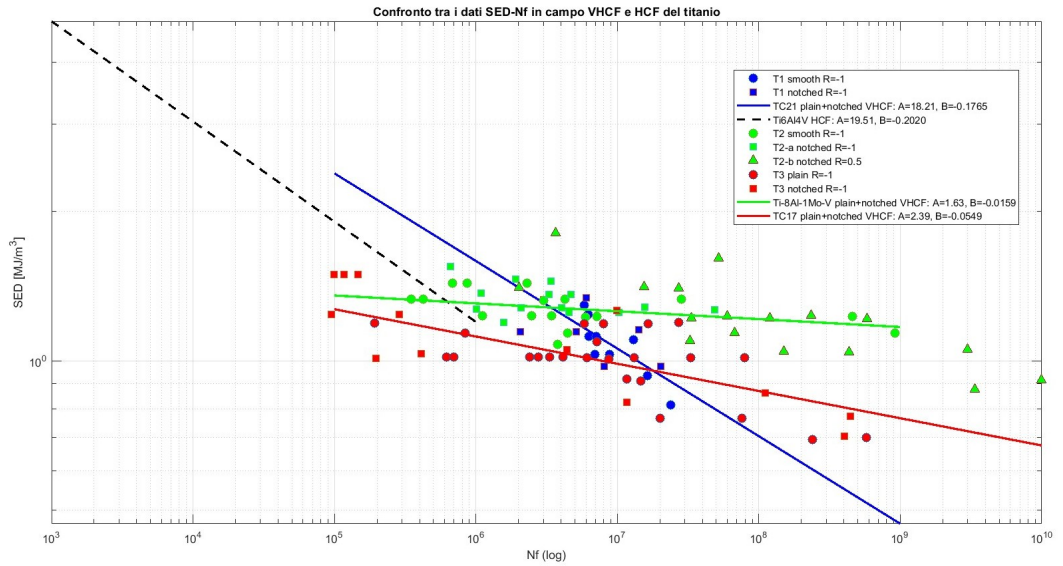


questo caso il valore di  $N_f$  dell'intersezione è più veritiero in quanto l'acciaio 38 MnSiV5 è maggiormente comparabile con l'acciaio C45, in quanto presenta una tensione di snervamento di 589 MPa [37].



**Figura 4.16:** Confronto con il campo HCF per gli acciai 38 MnSiV 5, 40 Cr e 50 CrV4

In figura 4.17 è riportato il confronto tra i trend ottenuti in campo VHCF per leghe di titanio TC21 [29], Ti-8Al-1MoV [31] e TC17 [32] e i risultati in campo HCF della lega più simile presente in letteratura, cioè la lega di titanio Ti6Al4V studiata da Hu et al. [28].



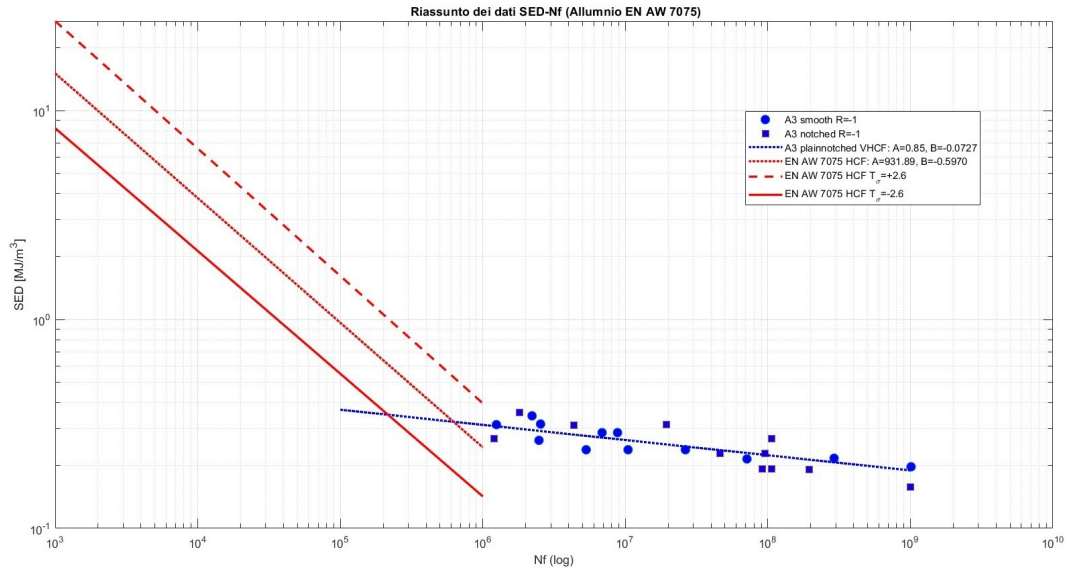
**Figura 4.17:** Confronto con il campo HCF per le leghe di titanio TC21, Ti-8Al-1Mo-V e TC17

La lega Ti-8Al-1MoV presenta, come atteso, un'inclinazione minore in campo VHCF rispetto al campo HCF, ma l'intersezione tra le due curve avviene ad un numero di cicli attorno a  $8 \cdot 10^5$  che è un valore leggermente basso, ma comunque accettabile considerando che i due materiali (TC21 e Ti6Al4V) non sono esattamente identici.

Per quanto riguarda la lega TC21, invece, la curva  $SED - N_f$  in campo VHCF presenta una certa continuità con il trend della lega Ti6Al4V in campo HCF, senza presentare un cambio di inclinazione. Questo risultato, però, non deve stupire in quanto anche la curva S-N di partenza presenta un trend analogo a quello delle curve  $SED - N_f$  fino a  $10^8$  cicli.

La lega TC17, infine, presenta un comportamento più simile alla lega Ti-8Al-1MoV: l'inclinazione della curva  $SED - N_f$  è minore in campo VHCF rispetto al campo HCF e, inoltre, l'intersezione tra le due curve avviene a  $1.5 \cdot 10^6$  cicli, che è un valore pressochè uguale al valore che convenzionalmente segna il passaggio da campo HCF a campo VHCF.

La figura 4.18 riporta il confronto tra la correlazione  $SED - N_f$  ottenuta in campo VHCF per la lega di alluminio 7075 [35] e i risultati presenti in letteratura per la stessa lega in campo HCF, cioè quelli riportati nello studio di Berto e Lazzarin [42]. Il vantaggio di questo confronto è che, a differenza di altri materiali discussi precedentemente, l'articolo di riferimento per l'analisi SED in campo HCF [42] riguarda esattamente lo stesso materiale, e non un materiale simile, motivo per cui le considerazioni che si riportano sono più affidabili.



**Figura 4.18:** Confronto con il campo HCF per la lega di alluminio 7075

Il primo aspetto che si evidenzia è che, anche in questo caso, la pendenza della curva  $SED - N_f$  è minore in campo VHCF, coerentemente con il cambio di pendenza che si verifica nelle curve S-N. Anche in questo caso, è possibile evidenziare come l'intersezione tra le due curve (VHCF e HCF) avviene ad un numero di cicli pari a circa  $7 \cdot 10^5$ , cioè leggermente prima del numero di cicli che convenzionalmente viene

utilizzato per definire il passaggio da un campo all'altro ( $2 \cdot 10^6$  cicli). Le bande di dispersione di figura 4.18 evidenziano inoltre che la dispersione statistica nella curve  $SED - N_f$  in campo HCF e in campo VHCF sono simili.

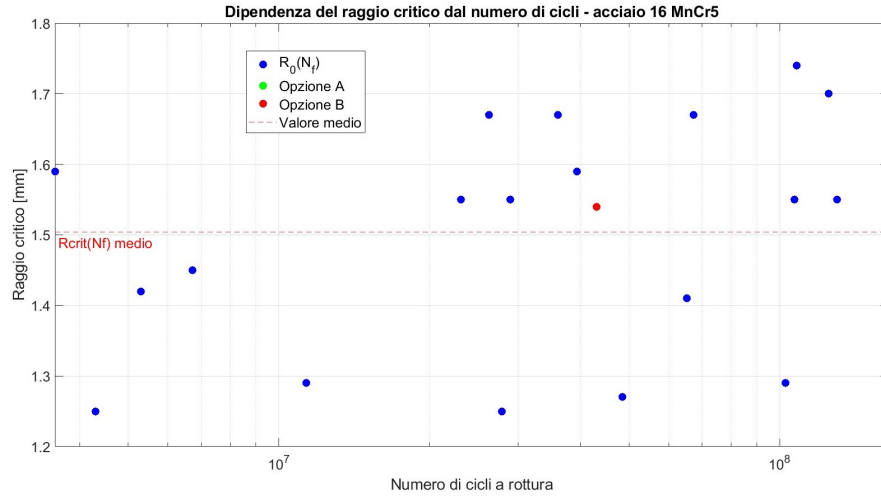
Si può osservare che nelle tabelle 4.1 e 4.2 sono riportati un numero di casi superiori a quelli riportati nel presente confronto tra campo HCF e campo VHCF. La causa è che per la maggior parte dei materiali analizzati nel presente studio non sono stati trovati dei materiali simili a cui è stato precedentemente applicato il metodo SED in campo HCF. Gli studi eseguiti in campo VHCF negli ultimi anni riguardano, infatti, applicazioni tendenzialmente avanzate, per le quali spesso si utilizzano materiali poco studiati in campo HCF.

#### **4.4 Considerazioni sul raggio critico**

Come è già stato evidenziato in precedenza, il raggio critico costituisce una grandezza fondamentale del metodo SED, motivo per cui in tabella 4.3 si esegue un confronto tra i valori ottenuti con i due metodi sopra discussi (approccio A e approccio B).

Si può notare che generalmente, eccetto alcuni casi come A1, S2, S5 ed S6, il raggio critico che minimizza la dispersione ( $T_\sigma$ ) nell'opzione B ha differenze contenute entro i 0,05 mm rispetto a quello considerato con l'opzione A (cioè il raggio critico ad un numero di cicli pari a  $10^9$ ). Il motivo è dovuto al fatto che, se le curve S-N presentano la stessa inclinazione tra provino intagliato e non intagliato, allora il raggio critico è indipendente dal numero di cicli, ma presenta solamente una certa dispersione rispetto ad un valore medio. Per comprendere meglio tale concetto si può fare riferimento alla figura 4.8, in cui si riportano i valori che consentono di eguagliare l'energia tra provino intagliato e non intagliato per ogni numero di cicli nel caso dell'acciaio 16 MnCr5 analizzato da Sadek et al. [37]. Nella stessa figura sono riportati anche i valori scelti per applicare il metodo A (in verde) e quello utilizzato per applicare il metodo B (in rosso). Si osserva dunque che il valore che minimizza la dispersione ( $T_\sigma$ ) nel metodo B è anche quello più vicino al valore medio di tutti i raggi possibili. Tale osservazione è generalizzabile anche a tutti gli altri materiali analizzati, infatti in tabella 4.3 si può osservare che la differenza tra il raggio del metodo B e il raggio medio è sempre contenuta entro 0,04 mm e in molti casi è nulla. Si deduce quindi che, anche in assenza di considerazioni sulla dispersione statistica, è possibile applicare il metodo B considerando, in prima approssimazione, un valore di raggio critico pari alla media dei raggi ottenuti in tutto il campo VHCF.





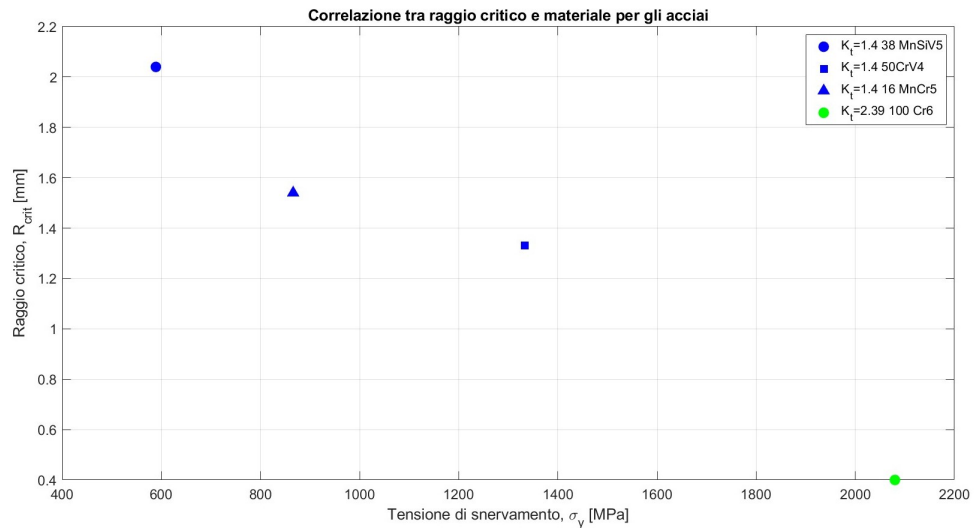
**Figura 4.19:** Correlazione tra raggio critico e numero di cicli a rottura per l'acciaio 16 MnCr5 [37]

Codice	Materiale	Raggio critico [mm]			Riferimento bibliografico
		Opzione A	Opzione B	Medio	
T1	TC21	0.91	0.90	0.89	[29]
T2-a	Ti-8Al-1Mo-1V	0.27	0.27	0.25	[31]
T2-b	Ti-8Al-1Mo-1V	0.15	0.14	0.15	[31]
T3	TC17	0.19	0.21	0.20	[32]
A1	Al10SiMg	0.61	0.51	0.49	[33]
A2	AlMgSi	0.37	0.37	0.40	[34]
A3	EN AW 7075	0.31	0.37	0.37	[35]
S1	100 Cr 6	0.35	0.40	0.36	[36]
S2	38 MnSiV5	1.71	2.06	2.04	[37]
S3	50 CrV4	1.30	1.35	1.33	[37]
S4	16 MnCr5	1.59	1.54	1.54	[37]
S5	40 Cr	0.31	0.41	0.40	[38]
S6	S690QL	0.19	0.66	0.81	[30]
I1-a notched	INCONEL 718	0.40	0.40	0.43	[39]
I1-a hole	INCONEL 718	0.38	0.45	0.43	[39]
I1-b notched	INCONEL 718	0.31	0.31	0.33	[39]
I1-b hole	INCONEL 718	0.55	0.59	0.57	[39]

**Tabella 4.3:** Confronto dei raggi critici

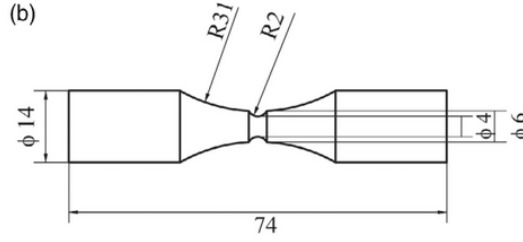
Come già detto precedentemente, il raggio critico dipende sia dalla geometria del provino/componente, sia dal materiale utilizzato. Per questo motivo è stata investigata l'eventuale correlazione tra proprietà del materiale e raggio critico. Come parametro per caratterizzare il materiale si possono usare diverse grandezze: la tensione di rottura, la tensione di snervamento e la resistenza a fatica ad un determinato numero di cicli. Per quanto riguarda quest'ultima grandezza non è stata trovata alcuna correlazione, motivo per cui ci si è concentrati sulle prime due grandezze.

In figura 4.20 si riporta il raggio critico ottenuto con il metodo B in funzione della tensione di snervamento del materiale (ricavata dall'articolo scientifico di partenza) nel caso degli acciai, limitando l'analisi a casi che presentano geometrie simili. Si può notare che, generalmente, il raggio critico tende a diminuire all'aumentare della tensione di snervamento del materiale.



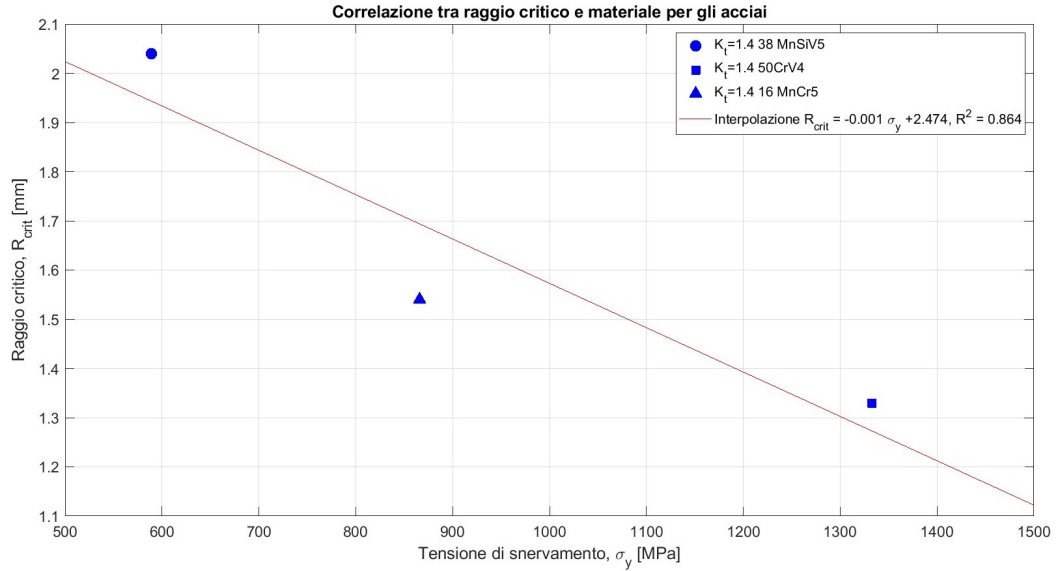
**Figura 4.20:** Correlazione tra raggio critico e tensione di snervamento

La figura 4.20 contiene però acciai testati con geometrie dell'intaglio leggermente diverse, motivo per cui consente di eseguire un'analisi solo qualitativa, senza trovare una correlazione che dipenda unicamente dal materiale. Se ci si limita ai dati dell'articolo di Sadek et al. [37], cioè i casi S2,S3 ed S4 delle tabelle 4.1,4.2,4.3, allora si riesce a fare una valutazione a parità di geometria per gli acciai 38 MnSiV5, 50 CrV4 e 16 MnCr5. In figura 4.21 si riporta dunque la geometria corrispondente, caratterizzata da un fattore di intensificazione delle tensioni  $K_t = 1.4$ .



**Figura 4.21:** Geometria del provino intagliato nell'articolo di Sadek et al. [37]

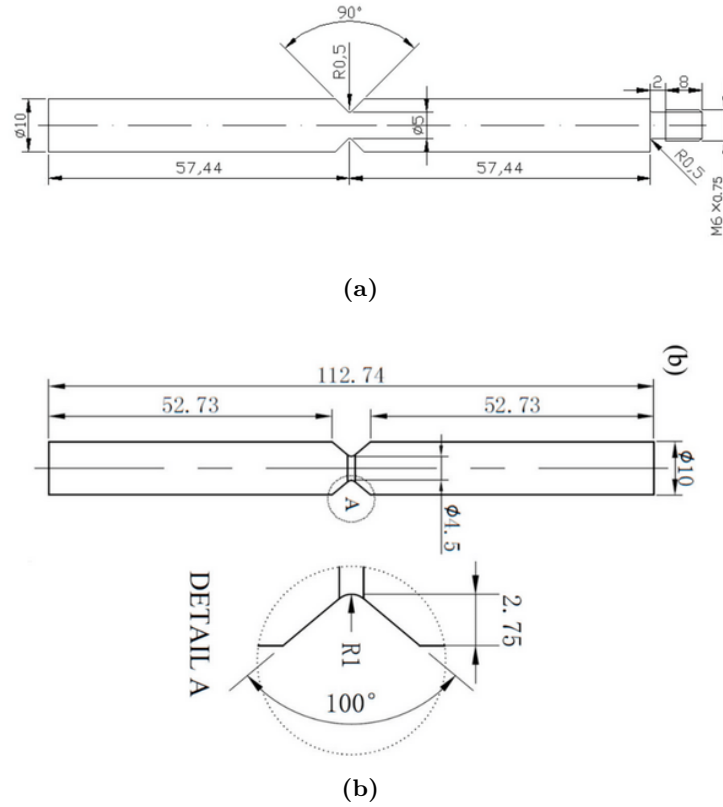
Per questa geometria è stata calcolata la retta interpolante riportata in figura 4.22, ottenendo un coefficiente di correlazione  $R^2$  pari a 0.864. Si deduce quindi che, in base ai dati attualmente a disposizione in campo VHCF, non è possibile stabilire una correlazione che leghi, a parità di geometria dell'intaglio, il raggio critico con le proprietà del materiale. I risultati evidenziano però che, qualitativamente, all'aumentare della resistenza del materiale ci si debba aspettare un raggio critico più piccolo.



**Figura 4.22:** Correlazione tra raggio critico e tensione di snervamento per gli acciai 38 MnSiV5, 50CrV4 e 16MnCr5 [37]

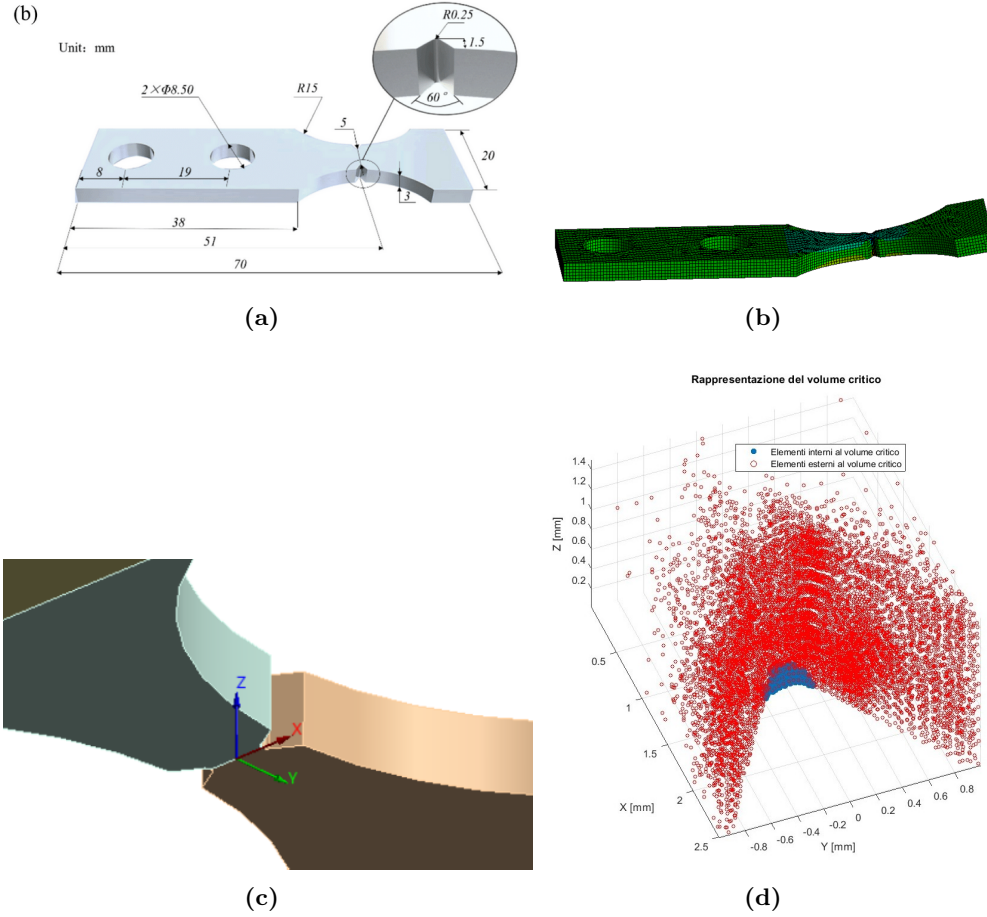
La generale tendenza alla diminuzione del raggio critico all'aumentare della tensione di snervamento del materiale non è stata, tuttavia, confermata nel caso degli altri materiali analizzati. Si può infatti affermare quanto segue:

1. **Titanio:** nel caso della lega TC21 (caso T1 [29]) il raggio critico è pari a 0.90 mm con una tensione di snervamento  $\sigma_y = 1010$  MPa, mentre per la lega Ti-8Al-1Mo-1V (caso T2 [31]) è stato ottenuto  $R_{crit} = 0.27$  mm con  $\sigma_y = 820$  MPa. Si deduce quindi che in questo caso si ha un raggio critico maggiore per il materiale con una minore resistenza, nonostante le geometrie siano comunque simili, come visibile dalla figura 4.23.



**Figura 4.23:** Geometrie dei provini in lega di titanio (a) TC21 [29] (b) Ti-8Al-1Mo-1V [31]

Un caso particolare è costituito, invece, dalla lega TC17 (caso T3 [32]) in cui è stato ottenuto un raggio critico pari a 0,21 mm con una tensione di snervamento  $\sigma_y = 1124$  MPa. Il risultato, tuttavia, non è confrontabile con i casi T1 e T2 in quanto le prove sperimentali di Gao et al. [32] sono state eseguite tramite test di fatica flessionali e non con la classica sollecitazione a trazione delle prove di fatica a 20 kHz, già descritta nella capitolo introduttivo. Per capire meglio le differenze in termini di definizione del volume critico si può osservare la geometria di partenza riportata in figura 4.24a e il modo flessionale sollecitato riportato in figura 4.24b. Dalle immagini si capisce che in questo caso non è possibile definire un volume critico di forma toroidale come quello della figura 4.6b, motivo per cui è stato definito un volume sferico centrato nell'apice dell'intaglio, come quello riportato in figura 4.24d, che è basato sul sistema di riferimento di figura 4.24c. Si può dunque concludere che i risultati ottenuti per la lega di titanio TC17 non sono confrontabili con quelli ottenuti per le altre leghe di titanio, motivo per cui risulta difficile trarre conclusioni sulla correlazione tra raggio critico e materiale nel caso delle leghe di titanio.

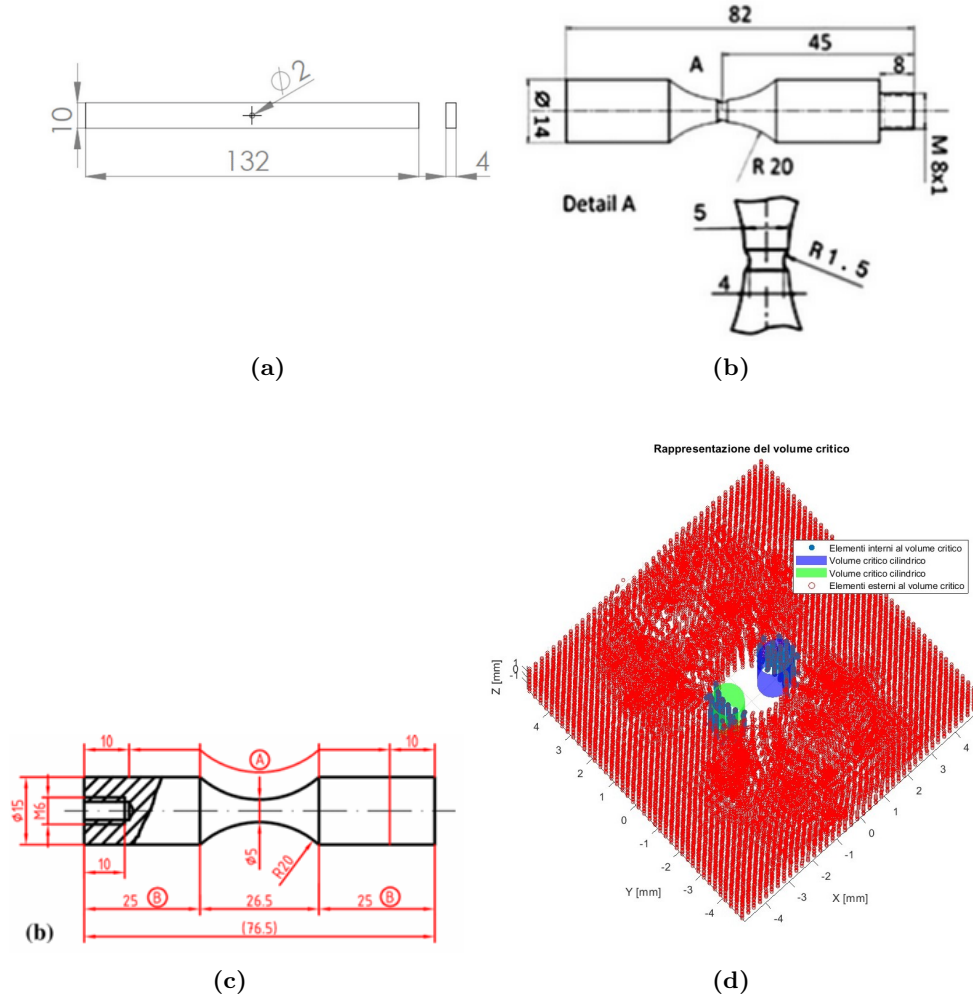


**Figura 4.24:** Volume critico della lega TC17 [32]:(a) geometria del provino (b) Ti-8Al-1Mo-1V (c) Sistema di riferimento (d) volume critico sferico

2. **Alluminio:** nel caso dell'alluminio da additive Al10SiMg (caso A1 [33]) è stato ottenuto un raggio critico pari a 0,51 mm con una tensione di snervamento di 170 MPa, mentre per la lega AlMgSi1 (caso A2 [34]) è stato ottenuto  $R_{crit} = 0,37$  mm con  $\sigma_y = 274$  MPa. In questo caso, quindi, si potrebbe confermare la diminuzione del raggio critico all'aumentare della resistenza del materiale. Bisogna, però, evidenziare che i due materiali non sono esattamente comparabili in quanto solo uno dei due è un alluminio prodotto tramite Additive Manufacturing. A questo problema si aggiunge il fatto che le geometrie sono diverse, in quanto nel primo caso l'intaglio è costituito da un foro su un provino piano (figura 4.25a), mentre nel secondo caso si ha un provino intagliato assialsimmetrico (figura 4.25b). Si deduce quindi che per il provino assialsimmetrico è stato adoperato un volume critico toroidale come quello già discusso in figura 4.6b, mentre per il provino forato è stato definito un volume critico cilindrico centrato sulla superficie del foro, come quello riportato in figura 4.25d.

La lega di alluminio EN AW 7075 (caso A3 [35]), invece, presenta un raggio critico di 0,37 mm, cioè uguale alla lega di alluminio AlMgSi1, nonostante presenti una tensione di snervamento di 470 MPa, cioè superiore alla lega

AlMgSi1. Un risultato di questo tipo suggerirebbe l'assenza di correlazione tra raggio critico e proprietà del materiale, tuttavia bisogna evidenziare che il caso A3 (figura 4.25c), pur essendo simile a quella del caso A2 (figura 4.25b), presenta un effetto intaglio minore. Si deduce quindi che se il coefficiente di intaglio ( $K_t$ ) fosse uguale tra i due materiali (A2 e A3), allora la lega EN AW 7075 avrebbe un raggio critico minore rispetto alla lega AlMgSi1.



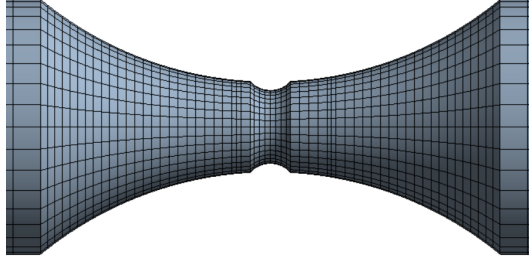
**Figura 4.25:** Geometrie dei provini in lega di alluminio: (a) Al10SiMg [33] (b) AlMgSi1 [34] (c) EN AW 7075 [35]. (d) Volume critico per il provino in Al10MgSi[34]

## 4.5 Effetto delle dimensione della mesh

Nel capitolo 4.1.3 è stato già evidenziato che le grandezze utilizzate nell'approccio SED sono poco sensibili alla dimensione della mesh. Per avere conferma di tale fenomeno anche in campo VHCF, è stata eseguita un'analisi di sensibilità alla dimensione della mesh. Di seguito si riporta, per semplicità, solamente la verifica eseguita per uno dei primi articoli analizzati, cioè il caso A2 [34], tuttavia i risultati possono essere estesi anche agli altri casi.

Facendo riferimento alla geometria del provino già riportata in figura 4.25b, è stata

definita una mesh come quella riprotata in figura 4.26, con una dimensione iniziale degli elementi (in corrispondenza dell'intaglio) pari a 0,3 mm.



**Figura 4.26:** Mesh utilizzata per l'analisi modale del provino di Cremer et al. [34]

Le mesh descritte sono state utilizzate per calcolare il raggio critico ( $R_{crit}$ ) e le costanti di interpolazione per il provino intagliato (A e B) del metodo A riportato nel capitolo 4.2.1. Il calcolo è stato poi eseguito nuovamente utilizzando una dimensione degli elementi pari a 0,2 mm e 0,1 mm. In tabella 4.4 si riportano dunque i risultati ottenuti.

Grandezza	Dimensione degli elementi [mm]		
	0,3	0,2	0,1
$R_{crit}$ [mm]	0.330	0.340	0.370
A	0.735	0.722	0.714
B	-0.123	-0.123	-0.123

**Tabella 4.4:** Esempio di tabella con colonne 2–4 della stessa larghezza

Dalla tabella si deduce che il raggio critico subisce variazioni contenute entro 0,04 mm al variare della dimensione della mesh e tale variazione influenza solo in minima parte sul valore della costante di interpolazione A. Si può dunque concludere che, anche in campo VHCF, la dimensione della mesh ha un'influenza trascurabile sull'analisi SED. L'unico vincolo esistente è che la dimensione degli elementi sia inferiore al raggio critico, altrimenti non si riuscirebbe a calcolare il SED nel volume critico tramite analisi FEM.

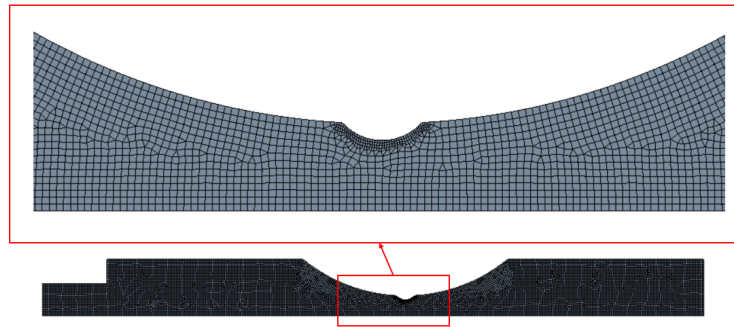
## 4.6 Effetto della tipologia di modello numerico

I provini utilizzati per le prove di fatica ad altissimo numero di cicli presentano spesso una geometria assialsimmetrica, motivo per cui l'analisi numerica del comportamento durante la prova può essere effettuata utilizzando due tipologie di modello numerico:

1. Un modello 3D caratterizzato da elementi solidi a 8 o 20 nodi.
2. Un modello assialsimmetrico costituito da elementi assialsimmetrici a 4 o 8 nodi

Per quanto il modello assialsimmetrico semplifica notevolmente la potenza di calcolo richiesta, esso può influenzare i valori ottenuti per alcune grandezze a seguito della risoluzione del modello numerico. Per questo motivo i risultati indicati nelle tabelle 4.1 e 4.2 fanno riferimento, a scopo di maggiore precisione, ad un modello numerico 3D, anche nel caso in cui il provino analizzato sia assialsimmetrico. Nel calcolo a fatica di componenti reali, tuttavia, è possibile che il progettista utilizzi anche dei modelli assialsimmetrici per alcuni componenti, motivo per cui in questo paragrafo si discute l'influenza che la scelta di un modello 2D o 3D può avere sulla stima della vita fatica tramite il metodo SED.

Si noti che, come nel caso della valutazione dell'effetto della mesh (capitolo 4.5), anche in questo caso i risultati di seguito esposti fanno riferimento all'articolo di Cremer et al. (caso A2 [34]), ma sono generalizzabili ad un qualsiasi articolo che utilizza provini assialsimmetrici. La geometria di riferimento è, quindi, quella già riportata in figura 4.25b e si confrontano i risultati ottenuti con un modello tridimensionale come quello riportato in figura 4.26 ed un modello 2D come quello di figura 4.27. Entrambi i modelli sono stati definiti con una dimensione degli elementi pari a 0,1 mm in corrispondenza dell'intaglio.



**Figura 4.27:** Modello numerico assialsimmetrico l'analisi modale del provino di Cremer et al. [34]

La prima grandezza che si vuole valutare è il raggio critico. In tabella 4.5 si riporta il confronto tra il raggio critico calcolato, al variare del numero di cicli, con il modello 3D e con quello assialsimmetrico. Si nota facilmente che l'errore effettuato utilizzando un modello assialsimmetrico è contenuto entro il 12 % e, in diversi casi, è pressochè nullo. In particolare, se si considera che in questo caso il valore di raggio critico effettivamente usato per le successive analisi (sia nel metodo A che nel metodo B) è quello calcolato a  $1.09 \cdot 10^9$  cicli, cioè 0,37 mm, allora si deduce che nel caso di un provino assialsimmetrico il calcolo del raggio critico può essere effettuato indifferentemente con un modello numerico assialsimmetrico o con un modello numerico 3D.



Numero di cicli	Raggio critico [mm]		Errore [%]
	Modello assialsimmetrico	Modello 3D	
$1.67 \cdot 10^6$	0.460	0.430	6.52
$2.15 \cdot 10^6$	0.660	0.630	4.55
$2.21 \cdot 10^6$	0.470	0.480	-2.13
$1.40 \cdot 10^7$	0.360	0.350	2.78
$1.96 \cdot 10^7$	0.370	0.350	5.41
$2.33 \cdot 10^7$	0.380	0.380	0.00
$7.60 \cdot 10^7$	0.330	0.290	12.12
$1.07 \cdot 10^8$	0.550	0.550	0.00
$2.22 \cdot 10^8$	0.250	0.250	0.00
$2.90 \cdot 10^8$	0.270	0.250	7.41
$1.09 \cdot 10^9$	0.370	0.370	0.00

**Tabella 4.5:** Influenza della tipologia di modello sul raggio critico dei provini di Cremer et al. [34]

Una ulteriore valutazione che si vuole effettuare è l'effetto della tipologia di modello sul valore calcolato del SED, a parità di raggio critico e di dimensione della mesh. Tale valutazione è importante perchè influenza sul calcolo del numero di cicli a rottura tramite l'equazione 4.22 o l'equazione 4.23, cioè influenza sull'affidabilità del metodo SED per la predizione della vita a fatica. In tabella 4.6 si riporta il confronto tra i valori di SED ottenuti con un raggio critico pari a 0,37 mm per la geometria di figura 4.25b con un modello assialsimmetrico e con un modello 3D, a parità di tensione nominale.

Tensione nominale	SED [ $MJ/m^3$ ]		Errore [%]
	Modello assialsimmetrico	Modello 3D	
82.2	0.1192	0.1174	1.51
89.1	0.1399	0.1064	23.95
82.3	0.1193	0.1066	10.65
70.9	0.0886	0.0984	-11.06
70.2	0.0870	0.0966	-11.03
70.9	0.0887	0.0874	1.47
64.6	0.0736	0.0817	-11.01
71.5	0.0900	0.0771	14.33
59.3	0.0619	0.0691	-11.63
59.3	0.0620	0.0688	-10.97

Tensione nominale	SED [ $MJ/m^3$ ]		Errore [%]
	Modello assialsimmetrico	Modello 3D	
58.8	0.0609	0.0599	1.64

**Tabella 4.6:** Influenza della tipologia di modello sul valore del SED di Cremer et al. [34]

La tabella evidenzia che l'utilizzo di un modello assialsimmetrico 3D può portare ad errori nel calcolo del SED fino al 24%, tuttavia tali valori risultano fini a se stessi se non viene valutata l'influenza che tale variazione ha sulla predizione della vita a fatica. Per questo motivo sono stati utilizzati i valori del SED sopra riportati per stimare la vita a fatica, sia con il metodo A che con il metodo B, tramite l'equazione seguente, dove i valori di A e B sono quelli riportati nelle tabelle 4.1 e 4.2

$$N_{f,stimato} = \left(\frac{SED}{A}\right)^{\frac{1}{B}} \quad (4.25)$$

Il numero di cicli stimato per ogni caso di tensione nominale è stato dunque utilizzato per valutare l'indice di dispersione  $T_\sigma$  tramite l'equazione 4.24. Sono stati dunque ottenuti 4 casi, ognuno caratterizzato da un suo indice di dispersione  $T_\sigma$ , riassunti in tabella 4.7.

Tensione nominale	$N_f$ sperimentale	$N_{f,stimato}$			
		Metodo A		Metodo B	
		Modello assialsimmetrico	Modello 3D	Modello assialsimmetrico	Modello 3D
82.2	$1.667 \cdot 10^6$	$2.120 \cdot 10^6$	$2.398 \cdot 10^6$	$6.189 \cdot 10^5$	$7.289 \cdot 10^5$
89.1	$2.151 \cdot 10^6$	$5.785 \cdot 10^5$	$5.326 \cdot 10^6$	$1.106 \cdot 10^5$	$2.099 \cdot 10^6$
82.3	$2.210 \cdot 10^6$	$2.105 \cdot 10^6$	$5.245 \cdot 10^6$	$6.133 \cdot 10^5$	$2.057 \cdot 10^6$
70.9	$1.400 \cdot 10^7$	$2.351 \cdot 10^7$	$1.004 \cdot 10^7$	$1.503 \cdot 10^7$	$4.865 \cdot 10^6$
70.2	$1.964 \cdot 10^7$	$2.725 \cdot 10^7$	$1.166 \cdot 10^7$	$1.829 \cdot 10^7$	$5.934 \cdot 10^6$
70.9	$2.326 \cdot 10^7$	$2.329 \cdot 10^7$	$2.626 \cdot 10^7$	$1.485 \cdot 10^7$	$1.741 \cdot 10^7$
64.6	$7.598 \cdot 10^7$	$1.058 \cdot 10^8$	$4.537 \cdot 10^7$	$1.105 \cdot 10^8$	$3.595 \cdot 10^7$
71.5	$1.067 \cdot 10^8$	$2.070 \cdot 10^7$	$7.260 \cdot 10^7$	$1.270 \cdot 10^7$	$6.703 \cdot 10^7$
59.3	$2.218 \cdot 10^8$	$4.309 \cdot 10^8$	$1.765 \cdot 10^8$	$7.107 \cdot 10^8$	$2.177 \cdot 10^8$
59.3	$2.899 \cdot 10^8$	$4.253 \cdot 10^8$	$1.829 \cdot 10^8$	$6.985 \cdot 10^8$	$2.281 \cdot 10^8$
58.8	$1.092 \cdot 10^9$	$4.917 \cdot 10^8$	$5.624 \cdot 10^8$	$8.467 \cdot 10^8$	$1.012 \cdot 10^9$
$T_\sigma$		2.12	2.10	3.66	3.36

**Tabella 4.7:** Influenza della tipologia di modello sul stima della vita a fatica per i provini di Cremer et al. [34]

La tabella 4.7 evidenzia come il passaggio da un modello numerico tridimensionale ad un modello numerico assialsimmetrico per il calcolo del SED, e quindi il calcolo della vita a fatica stimata ( $N_{f,stimato}$ ), non influenza sensibilmente sulla dispersione dei risultati. Si deduce quindi che i due modelli possono essere utilizzati in maniera equivalente per l'analisi SED anche in campo VHCF, confermando quanto stabilito nei precedenti studi in campo HCF da Hu e Berto [28].

## **4.7 Effetto della frequenza di sollecitazione**

Nel capitolo 1.1 si è discusso del fatto che le prove di fatica in campo VHCF sono molto frequentemente condotte a frequenze ultrasoniche (20 kHz). Una frequenza di test così elevata, ovviamente, ha un effetto sulla distribuzione delle tensioni in corrispondenza dell'intaglio, poichè la distribuzione è governata dall'equazione di propagazione delle onde. L'obiettivo di questa analisi è quello di valutare se la diversa distribuzione di tensione può avere un effetto anche sul valore di SED calcolato per un certo raggio critico  $R_{crit}$ . Dato che i dati ricavati dagli articoli di letteratura riguardano prove ad ultrasuoni, non è tuttavia possibile fare un'analisi completa sulla diversa capacità di stima della vita a fatica del metodo SED comparando il numero di cicli stimato con prove ad ultrasuoni e con prove ordinarie, perchè non si ha a disposizione il valore del numero di cicli sperimentali di una prova a basse frequenze. Considerando i dati dell'articolo di Jambor et al. [35] (cioè quelli riguardanti l'alluminio EN AW 7075 identificato con il codice A3), l'analisi è stata dunque eseguita nel seguente modo:

1. Calcolo del SED durante la sollecitazione a 20 kHz utilizzando la procedura già descritta nel paragrafo 4.2 per ogni valore di tensione nominale riportata nella curve S-N dell'articolo originale [35] ed utilizzando il valore di raggio critico ottenuto con il metodo B.
2. Calcolo del SED utilizzando lo stesso valore di raggio critico, ma applicando la tensione nominale presente nelle curve S-N tramite una sollecitazione statica, cioè in una condizione simile a quella presente in una prova a bassa frequenza.
3. Calcolo della differenza percentuale tra i due valori ottenuti a parità di tensione nominale.

Tensione nominale	SED [ $MJ/m^3$ ]		Errore percentuale
$\sigma_{nom}$	frequenza 20 kHz	frequenza 100 Hz	$\Delta\%$
139.7	0.359	0.396	-10.37%
121.1	0.270	0.298	-10.37%
130.2	0.312	0.344	-10.37%
130.6	0.313	0.346	-10.37%
121.1	0.270	0.298	-10.37%
111.3	0.228	0.251	-10.37%
111.3	0.228	0.251	-10.37%
102.2	0.192	0.212	-10.37%
102.2	0.192	0.212	-10.37%
101.9	0.191	0.211	-10.37%
92.8	0.158	0.175	-10.37%

**Tabella 4.8:** Confronto valori SED a diverse frequenze per la geometria [35]

Si capisce quindi che, a parità di raggio critico e di posizione del centro del volume critico, la frequenza di sollecitazione può influenzare in maniera notevole sul valore del SED calcolato. Questo aspetto costituisce uno dei principali limiti dell'analisi SED effettuata poichè i componenti reali sono sollecitati a basse frequenze e quindi la differenza del 10% potrebbe influenzare sensibilmente sul valore del numero di cicli stimato tramite il metodo SED. Per questo motivo nella tabella seguente si riporta un riassunto degli scostamenti percentuali tra il SED calcolato nel caso statico e nel caso di applicazione a 20 kHz a parità di geometria e di raggio critico. Si noti che in essa non si riporta il caso S5 (acciaio 40 Cr) poichè gli Autori (Qian et al. [38]) hanno eseguito delle prove di fatica a basse frequenza, motivo per cui anche i numeri riportati nelle tabelle 4.1 e 4.2 riguardano già delle sollecitazioni a bassa frequenza.

N°	Codice	Materiale	$\Delta_{SED}\%$	Rif. bibl.
1	T1	Lega di titanio TC21	-10.73%	[35]
2	T2-a notched	Lega di titanio Ti-8Al-1Mo-1V	0.48%	[31]
3	T2-b notched	Lega di titanio Ti-8Al-1Mo-1V	-3.6%	[31]
4	T3 notched	Lega di titanio TC 17	24.26%	[32]

*(continua nella pagina successiva)*

N°	Codice	Materiale	$\Delta_{SED}\%$	Rif. bibl.
5	A1	Alluminio Al10MgSi	8.31%	[33]
6	A2	Alluminio AlMgSi	1.15%	[34]
7	A3	Alluminio EN AW 7075	-0.90%	[29]
8	S1	Acciaio 100 Cr 6	-14.32%	[36]
9	S2	Acciaio 38 MSiV5	-0.07%	[37]
10	S3	Acciaio 50 CrV4	-0.03%	[37]
11	S4	Acciaio 16 MnCr5	-0.04%	[37]
12	S6	Acciaio S690	-0.56%	[30]
13	I1-a notched	INCONEL 718	1.28%	[39]
14	I1-a hole	INCONEL 718	5.19%	[39]
15	I1-b notched	INCONEL 718	14.32%	[39]
16	I1-b hole	INCONEL 718	13.36%	[39]

**Tabella 4.9:** Confronto valori SED a diverse frequenze per i vari articoli analizzati

Per valutare l'effetto della variazione di frequenza sulla precisione di stima della vita a fatica, tuttavia, occorrerebbe applicare la seguente procedura:

1. Eseguire delle prove di fatica a bassa frequenza e ricavare le curve S-N sia per il provino non intagliato che per quello intagliato.
2. Calcolare, per ogni livello di tensione nominale delle prove sperimentali, il SED nel volume critico del provino intagliato utilizzando il valore di raggio critico ottenuto con le prove a 20 kHz.
3. Stimare la vita a fatica corrispondente ad ogni valore di SED calcolato al punto precedente ed utilizzando i valori delle costanti A e B calcolati per le prove a

20 kHz.

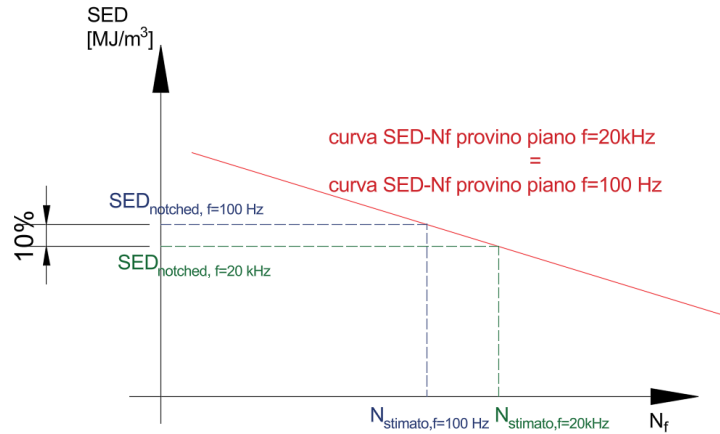
$$N_{f,stimato} = \left( \frac{SED}{A} \right)^{\frac{1}{B}} \quad (4.26)$$

4. Confrontare il numero di cicli stimato con quello ottenuto sperimentalmente al punto 1 nel caso di sollecitazione a bassa frequenza, calcolando un indice di dispersione (i.e.  $T_\sigma$ )

Risulta di facile intuizione che, nell'ambito del presente lavoro, è quasi impossibile rieseguire le prove a bassa frequenza per tutti gli articoli in cui le relazioni  $SED - N_f$  sono state ottenute con prove a 20 kHz, motivo per cui di seguito ci si limita a fare alcune ipotesi sui possibili scenari che si possono presentare.

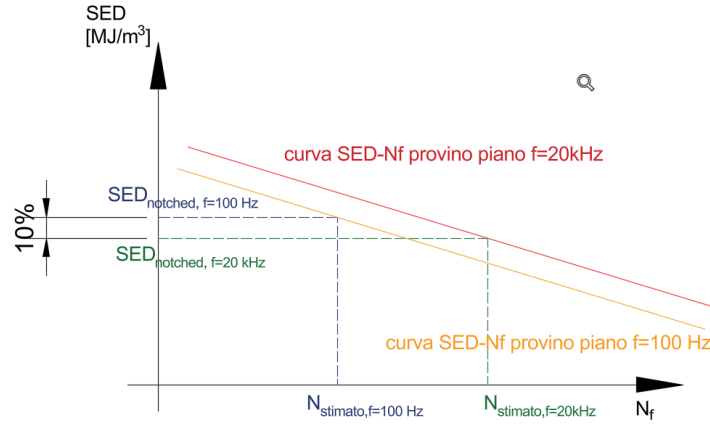
Basandosi sulla tabella 4.9 si può dunque affermare che si possono presentare i seguenti scenari:

1. Il provino non intagliato ha una curva  $SED - N_f$  circa coincidente tra sollecitazione a 20 kHz e sollecitazione a 100 Hz. In questo caso, utilizzando il valore del raggio critico calcolato con i dati a 20 kHz, nel caso in cui il SED statico sia maggiore di quello dinamico si sottostimerebbe la vita utile del provino/componente, andando a vantaggio di sicurezza. Nel caso contrario si sovrastimerebbe la vita a fatica.



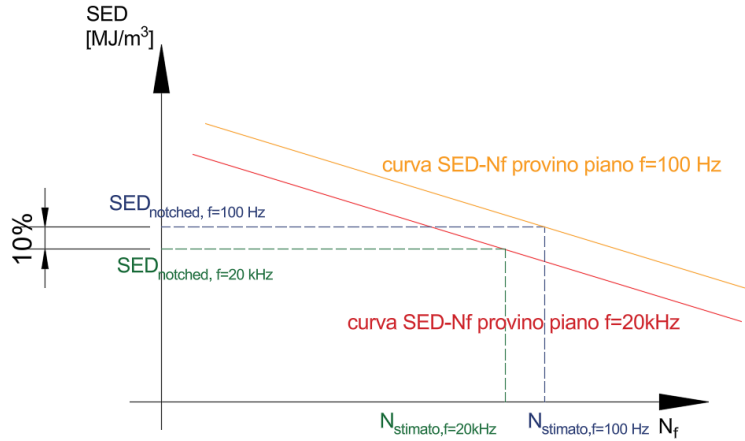
**Figura 4.28:** Effetto della sottostima del SED al variare della frequenza nel caso 1

2. Il provino non intagliato sollecitato a 100 Hz ha una curva  $SED - N_f$  più bassa rispetto a quella ottenuta sollecitando a 20 kHz. In questo caso, a meno che il valore del SED ottenuto a 100 Hz per il provino intagliato non sia molto minore di quello ottenuto con sollecitazione a 20 kHz, la differenza porterebbe sempre ad una sottostima della vita a fatica  $N_f$ , andando quindi sempre a vantaggio di sicurezza.



**Figura 4.29:** Effetto della sottostima del SED al variare della frequenza nel caso 2

3. Il provino non intagliato sollecitato a 100 Hz ha una curva  $SED - N_f$  più alta rispetto a quella ottenuta sollecitando a 20 kHz. In questo caso, a meno che il valore del SED ottenuto a 100 Hz per il provino intagliato non sia molto maggiore di quello ottenuto con sollecitazione a 20 kHz, la differenza porterebbe sempre ad una sovrastima della vita a fatica  $N_f$ , andando quindi sempre a svantaggio di sicurezza.



**Figura 4.30:** Effetto della sottostima del SED al variare della frequenza nel caso 3

Sulla base di queste considerazioni ed osservando la tabella 4.9, si può affermare quanto segue:

1. Nei casi A2 [34], A3 [29], S1 [36], S2 [37], S3 [37], S4[37], S5[30] la frequenza ha un effetto trascurabile sul valore del SED calcolato per un determinato raggio critico.
2. Nei casi T3 (lega di titanio T17[32]), A1 (alluminio da additive AlMgSi[33]) e I1 (Inconel 718 [39]) il SED calcolato, a parità di tensione nominale e di raggio critico, con frequenze ultrasoniche è più alto rispetto a quello calcolato con sollecitazioni statiche. Se le curve  $SED - N_f$  dei provini non intagliati al

variare della frequenza, come è più probabile, sono coincidenti, allora usando i valori ottenuti in questa trattazione si sottostima la vita a fatica dei componenti realizzati con questi materiali. In caso contrario devono essere fatte ulteriori analisi sperimentali. Nel caso dell'Inconel 718 si osserva inoltre che nei casi I1-b e I2-b la sovrastima del SED ad alte frequenze è molto più marcata rispetto ai casi I1-a e I2-a. Questo suggerisce che un rapporto di carico  $R \neq -1$  ha un effetto maggiore sulla distribuzione energetica nell'intorno dell'intaglio rispetto ad una sollecitazione con rapporto di carico  $R = -1$ .

3. Nei casi T1 (lega di titanio TC21 [35]) e S1 (acciaio 100 Cr6 [39]) il valore del SED calcolato per provini intagliati ad alte frequenze è più basso rispetto a quello calcolato per sollecitazioni a basse frequenze. Se le curve  $SED - N_f$  dei provini intagliati e non intagliati coincidono, allora questa differenza porta ad una sovrastima della vita a fatica. Se le curve  $SED - N_f$  non coincidono, allora ulteriori analisi sperimentali devono essere eseguite.
4. Nel caso T2 [31] l'effetto della frequenza non è ben chiaro e deve essere ulteriormente analizzato con eventuali prove sperimentali.

## **4.8 Considerazioni finali sui risultati dell'analisi SED**

Al termine del presente studio sull'approccio SED in campo VHCF si possono trarre alcune conclusioni:

1. Il metodo SED può essere applicato anche in campo VHCF senza perdere una serie di vantaggi fondamentali quali la scarsa dispersione statistica, la facilità di implementazione in un codice di calcolo generico (i.e. Ansys), la scarsa sensibilità alla dimensione della mesh e la possibilità di studiare sollecitazioni multiassiali.
2. Qualora l'inclinazione delle curve S-N sia molto diversa tra provini intagliati e non intagliati, per esempio a causa di un cambio del meccanismo di frattura, l'applicazione del metodo SED tradizionale non è più possibile. In questo caso il metodo SED può essere applicato utilizzando un approccio più complesso ( qui chiamato "approccio a 5 parametri" o "approccio A") che consente di migliorare la precisione di stima della vita a fatica.
3. La frequenza di sollecitazione ha un effetto generalmente trascurabile, anche se sono stati evidenziati dei casi (leghe di titanio TC17 e TC21, lega di alluminio da additive AlMgSi e acciaio 100 Cr6) che suggeriscono la necessità di una ulteriore analisi del fenomeno.



## Capitolo 5

# Conclusioni e sviluppi futuri

Al termine degli studi svolti nell'ambito del presente lavoro di tesi si possono trarre le seguenti conclusioni:

1. I giunti di testa saldati in lega di alluminio EN 7075-T6 utilizzando tecnologia Friction Stir Welding presentano una resistenza a fatica in campo VHCF superiore sia a quella prevista dalla normativa EN 1999-1 sia a quella ottenuta sperimentalmente per altre tecnologie di saldatura. La normativa EN 1999-1 rappresenta quindi, in base ai pochi dati presenti in letteratura e a quelli raccolti nel presente studio, una stima eccessivamente conservativa della resistenza a fatica in campo VHCF.
2. Contrariamente a quanto evidenziato da precedenti studi di letteratura, la lega EN 7075-T6 saldata con Friction Stir Welding non presenta rotture per numeri di cicli superiori a  $7.1 \cdot 10^7$  cicli. Il limite di fatica fissato dalla normativa EN 1999-1 a  $10^8$  cicli, in questo caso, può essere ritenuto corretto. Tale valore di numero di cicli è comunque superiore al convenzionale limite di fatica fissato a  $2 \cdot 10^6$  cicli, motivo per cui risulta evidente l'importanza della caratterizzazione delle leghe di alluminio saldate tramite prove in risonanza a 20 kHz.
3. Il metodo Strain Energy Density può essere esteso anche in campo VHCF in tutti quei casi in cui le curve S-N presentano la stessa inclinazione tra provini intagliati e provini non intagliati. In tal caso, si possono utilizzare i valori delle costanti di interpolazione e del raggio critico riportati nella tabella 4.2. In caso contrario, si possono tarare dei parametri addizionali, come riportato in tabella 4.1.

### 5.0.1 Sviluppi futuri

In base ai risultati ottenuti nell'ambito di questa tesi, alcuni sviluppi futuri delle attività di ricerca potrebbero essere i seguenti:

1. Esecuzione di prove di fatica VHCF su altre tipologie di leghe di alluminio saldate tramite FSW, al fine di capire se esistono dei trend ricorrenti a seconda

delle tipologie di leghe o se, al contrario, ogni lega presenta dei trend diversi in campo VHCF.

2. Esecuzione di prove di fatica VHCF e applicazione numerica del metodo SED su un numero maggiore di materiali, per confermare quanto già ottenuto in questa tesi in termini di applicabilità del metodo SED in campo VHCF.
3. Verificare, nei casi in cui le curve S-N abbiano inclinazione diverse tra provini intagliati e non intagliati, tramite prove sperimentali se al variare della gravosità dell'intaglio la pendenza delle curve S-N rimane la medesima in campo VHCF. Tale analisi può essere utile per semplificare l'approccio a 5 parametri proposto per il metodo SED, unendo le due variabili aggiuntive  $A_{notched}$  e  $B_{notched}$  in un unico parametro che tenga conto della diversa inclinazione delle curve S-N.

## Appendice A

# Esempio di codice Matlab per il calcolo numerico del raggio critico

```
%% 1. Calcolo del fattore di amplificazione Msigma desiderato
sigma_max=215; %tensione massima [MPa]
U_in=90; %spostamento massimo [micrometri]
M_sigma_obiettivo=sigma_max/(k*U_in*10^(-6)*Ed*10^(-6))

%% 2. Calcolo iterativo di Msigma al variare di L2

%% 2.1 Inizializzazione delle variabili
L2iniziale = 20 * 10^(-3); % Larghezza iniziale della sezione ristretta L2 [mm]
passo2 = 10^(-6); % Step per decrementare L2
w1=15* 10^(-3); %larghezza della testa del provino w1 [m]
N=sqrt(w1/w2) %rapporto tra le sezioni
L2 = L2iniziale;
M_sigma = 0;
kL2_values = [];
M_sigma_values = [];
kL1_values = [];

% 2.2 Inizializzazione del primo subplot: M_sigma vs kL2
figure(1)
hold on;
grid on;
xlabel('kL2');
ylabel('M_{\sigma}');
title('Andamento di M_{\sigma} al variare di L2');
ylim([1.2 1.5])
```

```
% 2.3 Inizializzazione del secondo subplot: kL1 vs kL2
figure(2)
hold on;
grid on;
xlabel('kL2');
ylabel('kL1');
title('Andamento di kL1 al variare di L2');

% 2.4 Calcolo iterativo di Msigma fino a raggiungere l'obiettivo
while M_sigma < M_sigma_obiettivo

    % a. Calcolo di beta
    arg = (k * L2)^2 - acosh(N)^2;
    beta = sqrt(arg) / L2;

    % b. Calcolo di L1
    term1_numerator = (beta / k) * k * L3 * ( tan(beta * L2))-1;
    term1_denominator = tan(beta * L2) / (beta / k) + k * L3;
    term1 = -(term1_numerator / term1_denominator);
    term2 = -(acosh(N) / (k * L2)) * sqrt(1 - N^(-2));
    L1 = atan(term1 + term2) / k;

    % c. Calcolo M_sigma
    den = tan(beta * L2) + (beta / k) * (k * L3);
    num = cos(beta * L2) + tan(beta * L2) * sin(beta * L2);
    M_sigma = abs(N * ((beta / k) / sqrt(1 + (tan(k * L1))^2)) * (num / den));

    % d. Salvataggio dei valori nei plot
    kL2_values = [kL2_values, k * L2];
    M_sigma_values = [M_sigma_values, M_sigma];
    kL1_values = [kL1_values, k * L1];

    % e. Decremento di L2
    L2 = L2 - passo2;
    if L2 <= 0
        disp('Errore: L2 è diventato negativo. Modifica i parametri.');
```

```
plot(kL2_values, M_sigma_values, 'LineWidth', 1.5);
hold on
yline(M_sigma_obiettivo,'g--','M_{\sigma}=1.4193','LabelHorizontalAlignment','left'
set(gca,'FontSize',1.2*get(gca,'FontSize'))

% 4. Plot kL1 vs kL2
figure(2)
plot(kL2_values, kL1_values, 'LineWidth', 1.5);
set(gca,'FontSize',1.2*get(gca,'FontSize'))

% Output finale
disp(['M_sigma finale: ', num2str(M_sigma)]);
disp(['L1 finale: ', num2str(L1)]);
disp(['L2 finale: ', num2str(L2)]);
L2primo = L1 + L2;
disp(['L2primo: ', num2str(L2primo)]);
```

## Appendice B

# Esempio di codice Matlab per il calcolo numerico del raggio critico

```
%% Codice di calcolo del raggio critico R0 al variare del numero di cicli|
%%per il caso S1
close all
clear all
clc

% 1. Lettura dei dati di interpolazione SED-Nf del provino non intagliato}|
A=4.5691;
B= -0.0386;
R=-1;

% 2. Lettura dati derivante dall'analisi FEM
Coordinate_elementi = readmatrix('C:\Users\paolo\Documents\Università\
Magistrale_polito\Anno_2\Anno_2_semestre_2\Tesi\3.17\317_notched_3D\coordinate.txt
EnergiaElementi=readmatrix('C:\Users\paolo\Documents\Università\
Magistrale_polito\Anno_2\Anno_2_semestre_2\Tesi\3.17\317_notched_3D\sed.txt');|
TensioniNodiTabella=readmatrix('C:\Users\paolo\Documents\Università\
Magistrale_polito\Anno_2\Anno_2_semestre_2\Tesi\3.17\317_notched_3D\nodi_tensioni.
IndiciNodi = TensioniNodiTabella(:,1);
TensioniNodi = TensioniNodiTabella(:,end);
CoordinataXNodi = TensioniNodiTabella(:,2);
CoordinataYNodi = TensioniNodiTabella(:,3);
CoordinataZNodi = TensioniNodiTabella(:,4);
% Inizializzazione delle variabili
k = 1;
l = 1;
TensioneSezioneMedia = [];
```

```

TensioneSezioneRemota = [];
TensioneSezioneRistretta = [];

% 3. Calcolo della tensione nominale dell'analisi FEM
for i = 1:length(IndiciNodi)
    if (CoordinataYNodi(i) < 0.05) && (CoordinataYNodi(i) > -0.05)
        X_nodi(k)=CoordinataXNodi(i);
        Y_nodi(k)=CoordinataYNodi(i);
        Z_nodi(k)=CoordinataZNodi(i);
        TensioneSezioneMedia(k,1) = TensioniNodi(i);
        k = k + 1;
        if (CoordinataXNodi(i) < 0.1) && (CoordinataXNodi(i) > -0.1) && (CoordinataYNodi(i) < 0.1) && (CoordinataYNodi(i) > -0.1)
            X_nodiSez(l)=CoordinataXNodi(i);
            Y_nodiSez(l)=CoordinataYNodi(i);
            Z_nodiSez(l)=CoordinataZNodi(i);
            Tensione_nodiSez(l)=TensioniNodi(i);
            l=l+1;
        end
    end
end

% Ordinamento in base a Z_nodiSez
[Z_nodiSez_ordinati, idx] = sort(Z_nodiSez);
Tensione_nodiSez_ordinata = Tensione_nodiSez(idx);
Tensione_nodiSez_ordinata=Tensione_nodiSez_ordinata;
Tensione_nominale=mean(TensioneSezioneMedia)

% 4. Estrazione dei dati di tensione nominale ricavati dall'articolo di partenza
TensioniArticoloNotched=table2array(readtable("C:\Users\paolo\Documents\Università\Magistrale_polito\Anno_2\Anno_2_semestre_2\Tesi\3.4\TensioniArticolo34\SigmaAletteratura=TensioniArticoloNotched(7:9,4);
TensioniLetteraturaNotched=(SigmaAletteratura*2)/(1-R)
NfNotched=TensioniArticoloNotched(7:9,3);

% 5. Calcolo di fattori di scala tra analisi modale e dati sperimentali
FattoriScalaNotched=(TensioniLetteraturaNotched.^(-1))*(Tensione_nominale);

% 6. Calcolo dei valori di SED del provino non intagliato corrispondenti
%ai dati sperimentali del provino intagliato
SEDsmooth=zeros(length(TensioniLetteraturaNotched),1);
for i=1:length(SEDsmooth)
    SEDsmooth(i)=A*NfNotched(i)^B;
end

```

```
%Estrazione dei valori di energia e volume per ciascun elemento dell'analisi FEM
CoordinataXElemento = Coordinate_elementi(:,2);
CoordinataYElemento = Coordinate_elementi(:,3);
CoordinataZElemento = Coordinate_elementi(:,4);
VolumeElementi = EnergiaElementi(:,2);
StrainEnergyElementi = EnergiaElementi(:,3);

%Inizializzazione della variabili necessarie al calcolo del SED
Riniziale = 2;
R = Riniziale;
Xc = 1.5;
Yc = 0; passo = 0.01;

SED = zeros(length(TensioniLetteraturaNotched),1);
R0 = zeros(length(TensioniLetteraturaNotched),1);

figure;
hold on;

%Inizializzazione del ciclo for per ciascun valore di numero di cicli Nf|
%perimentale del provino intagliato
for i = 1:length(SEDsmooth)
    R_values = []; % Array per memorizzare i valori di R
    SED_values = []; % Array per memorizzare i valori di SED

    %ciclo while che itera al variare del raggio critico fino ad ottenere
    %l'uguaglianza del SED tra provino intagliato e non intagliato a parità di Nf|
    while SED(i) < SEDsmooth(i)
        % Calcolo della distanza dal centro del toroide
        distanza_pianoXZ = sqrt(CoordinataXElemento.^2 + CoordinataZElemento.^2);
        distanza_tor= sqrt((distanza_pianoXZ - Xc).^2 + CoordinataYElemento.^2);

        % Seleziona solo gli elementi dentro il toroide di raggio R
        indice_interno = distanza_tor <= R;

        % Estrai gli elementi interni
        X_in = CoordinataXElemento(indice_interno);
        Y_in = CoordinataYElemento(indice_interno);
        Z_in = CoordinataZElemento(indice_interno);
        E_in = StrainEnergyElementi(indice_interno);
        V_in = VolumeElementi(indice_interno);

        % Somma i contributi di energia degli elementi interni
```



```

E = sum(E_in);
V = sum(V_in);

% Calcolo del SED nell'analisi modale
SEDmodale = (E / V) ;

% Aggiorna il valore di SED(i) riscalandolo il valore dell'analisi modale
SED(i) = SEDmodale / (FattoriScalaNotched(i)^2);

% Memorizza i valori di R e SED durante ogni iterazione
R_values = [R_values, R];
SED_values = [SED_values, SED(i)];

% Se il SED nell'intorno dell'intaglio eguaglia il SED
%del provino smooth ( a parità di Nf), interruzione del ciclo while
if SED(i) >= SEDsmooth(i)
    break;
end

% Aumenta il raggio della sezione circolare del toroide
R = R - passo;
end

R0(i) = R;
R = Riniziale;

% Traccia i valori di R e SED per questa iterazione
h = plot(R_values, SED_values, '-o', 'DisplayName', ['NfNotched = ' sprintf('%
% Recupera il colore della linea tracciata
lineColor = get(h, 'Color');

% Aggiunge una linea orizzontale al valore di SEDsmooth(i)
yline(SEDsmooth(i), '--', 'Color', lineColor, 'DisplayName', ['SEDsmooth = ' s
end

% Etichette e titolo del grafico
xlabel('R(i) [mm]');
ylabel('SED(i) [MJ/m^3]');
title('Andamento di SED(i) nel volume toroidale 3D al variare di R(i)');
grid on; legend show;

```

# Bibliografia

- [1] V. Esslinger, R. Kieselbach, R. Koller e B. Weisse. «The railway accident of Eschede – Technical background». In: *Engineering Failure Analysis* 11.3 (2004), pp. 515–535. DOI: 10.1016/j.engfailanal.2003.11.001. URL: <https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2003.11.001> (cit. a p. 1).
- [2] C. Bathias. «There is no infinite fatigue life in metallic materials». In: *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures* 22.7 (1999), pp. 559–565. DOI: 10.1046/j.1460-2695.1999.00189.x. URL: <https://doi.org/10.1046/j.1460-2695.1999.00189.x> (cit. a p. 1).
- [3] Y. Hong, Y. Hu e A. Zhao. «Effects of Loading Frequency on Fatigue Behavior of Metallic Materials—A Literature Review». In: *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures* 46.8 (2023), pp. 3077–3098. DOI: 10.1111/ffe.13830 (cit. a p. 4).
- [4] T. Sakai, N. Oguma e A. Morikawa. «Microscopic and Nanoscopic Observations of Metallurgical Structures Around Inclusions at Interior Crack Initiation Site for a Bearing Steel in Very High-Cycle Fatigue». In: *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures* 38.11 (2015), pp. 1305–1314. DOI: 10.1111/ffe.12344 (cit. a p. 5).
- [5] H. Mughrabi. «Specific Features and Mechanisms of Fatigue in the Ultrahigh-Cycle Regime». In: *International Journal of Fatigue* 28.11 (2006), pp. 1501–1508. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2005.11.008 (cit. alle pp. 5, 27).
- [6] S. Kalpakjian e S. R. Schmid. *Manufacturing Engineering and Technology*. 6th ed. (SI Edition). Singapore: Prentice Hall, 2010 (cit. alle pp. 7–12).
- [7] H. Li, J. Gao e Q. Li. «Fatigue of Friction Stir Welded Aluminum Alloy Joints: A Review». In: *Applied Sciences* 8.12 (2018), p. 2626. DOI: 10.3390/app8122626 (cit. alle pp. 12–15, 17, 61).
- [8] A. England, A. Toumpis e Y. Gorash. «Very High Cycle Fatigue of Welds: A Review». In: *Metals* 13.11 (2023), p. 1860. DOI: 10.3390/met13111860 (cit. alle pp. 15, 18, 21, 23, 26, 64).
- [9] D. Yin, D. Wang, H. Jing e L. Huo. «The effects of ultrasonic peening treatment on the ultra-long life fatigue behavior of welded joints». In: *Materials and Design* 31 (2010). Accessed from ScienceDirect on 19/08/2025, pp. 3299–3307. DOI: 10.1016/j.matdes.2010.02.006 (cit. alle pp. 18, 19, 64).

- [10] Zhiwei Gao, Dongpo Wang, Baoming Gong e Caiyan Deng. «VHCF Behavior of Welded Joints with HFMI Treatment under Moisture Conditions». In: *Welding Journal* 101 (2022). Accessed on 19/08/2025, pp. 27–42. DOI: 10.29391/2022.101.003 (cit. alle pp. 18–20, 63).
- [11] P. Schaumann e S. Steppeler. «Fatigue Tests of Axially Loaded Butt Welds up to Very High Cycles». In: *Procedia Engineering* 66 (2013), pp. 88–97 (cit. alle pp. 19, 20, 64).
- [12] H.J. Christ M. Cremer M. Zimmermann. «High-frequency cyclic testing of welded aluminium alloy joints in the region of very high cycle fatigue (VHCF)». In: *International Journal of Fatigue* 57 (2016), pp. 20–130 (cit. alle pp. 21, 22, 24, 26).
- [13] C. He, Y. Liu, J. Dong, Q. Wang, D. Wagner e C. Bathias. «Fatigue crack initiation behaviors throughout friction stir welded joints in AA7075-T6 in ultrasonic fatigue». In: *International Journal of Fatigue* 81 (2015), pp. 171–178. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2015.07.012 (cit. alle pp. 22, 23, 25, 26, 28, 58, 59, 61, 63).
- [14] C. He, Y. Liu, J. Dong, Q. Wang, D. Wagner e C. Bathias. «Through thickness property variations in friction stir welded AA6061 joint fatigued in very high cycle fatigue regime». In: *International Journal of Fatigue* 82 (2016), pp. 379–386 (cit. alle pp. 23–26, 28, 58, 63).
- [15] C. Deng, H. Wang, B. Gong, X. Li e Z. Lei. «Effects of microstructural heterogeneity on very high cycle fatigue properties of 7050-T7451 aluminum alloy friction stir butt welds». In: *International Journal of Fatigue* 83 (2016), pp. 100–108 (cit. alle pp. 24–26, 28, 58, 61, 63).
- [16] M. Ericsson e R. Sandström. «Influence of welding speed on the fatigue of friction stir welds, and comparison with MIG and TIG». In: *International Journal of Fatigue* 25.12 (2003), pp. 1379–1387. DOI: 10.1016/S0142-1123(03)00036-2 (cit. a p. 26).
- [17] Y. Chen, C. He, K. Yang, H. Zhang, C. Wang, Q. Wang e et al. «Effects of microstructural inhomogeneities and micro-defects on tensile and very high cycle fatigue behaviors of the friction stir welded ZK60 magnesium alloy joint». In: *International Journal of Fatigue* 122 (2019), pp. 218–227. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2018.12.027 (cit. a p. 26).
- [18] F. Liu, H. Zhang, H. Liu, Y. Chen, K. M. Kashif, Q. Wang e Y. Liu. «Influence of welded pores on very long-life fatigue failure of the electron beam welding joint of TC17 titanium alloy». In: *Materials* 12.11 (2019), p. 1825. DOI: 10.3390/ma12111825 (cit. a p. 27).
- [19] Y. Zheng, Z. Zhao, Z. Zhang, W. Zong e C. Dong. «Internal crack initiation characteristics and early growth behaviors for very-high-cycle fatigue of a titanium alloy electron beam welded joints». In: *Materials Science and Engineering: A* 706 (2017), pp. 311–318. DOI: 10.1016/j.msea.2017.09.078 (cit. a p. 27).

- [20] D.S. Paolino, A. Tridello, G. Chiandussi e M. Rossetto. «On specimen design for size effect evaluation in ultrasonic gigacycle fatigue testing». In: *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures* (2014). Accessed from Wiley Online Library on 20/08/2025. DOI: 10.1111/ffe.12149 (cit. alle pp. 31, 33).
- [21] Saliha Gachi, Mouloud Aissani, Thierry Baudin, Anne-Laure Helbert, Francois Brisset e et al. «The Microstructure, Texture and Mechanical Properties of Friction Stir Welded Aluminum Alloy». In: *Russian Journal of Non-Ferrous Metals* 61.5 (2020), pp. 523–533. DOI: 10.3103/S1067821220050041 (cit. alle pp. 41, 43, 46, 48).
- [22] A. Shahmirzaloo, M. Farahani e M. Farhang. «Evaluation of local constitutive properties of Al2024 friction stir-welded joints using digital image correlation method». In: *Journal of Strain Analysis for Engineering Design* (2020), pp. 1–11. DOI: 10.1177/0309324720981201 (cit. alle pp. 41, 43, 46).
- [23] J. Rösler, H. Harders e M. Bäker. *Mechanical Behaviour of Engineering Materials: Metals, Ceramics, Polymers, and Composites*. 1st ed. Berlin, Heidelberg: Springer, 2007. ISBN: 978-3-540-73446-8. DOI: 10.1007/978-3-540-73448-2 (cit. alle pp. 46, 48).
- [24] T. Zhao e Y. Jiang. «Fatigue of 7075-T651 aluminum alloy». In: *International Journal of Fatigue* 30 (2008), pp. 834–849. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2007.07.005 (cit. a p. 62).
- [25] F. Gemme, Y. Verreman, L. Dubourg e P. Wanjara. «Effect of welding parameters on microstructure and mechanical properties of AA7075-T6 friction stir welded joints». In: *Fatigue Fracture of Engineering Materials Structures* 34.11 (2011), pp. 877–886. DOI: 10.1111/j.1460-2695.2011.01580.x (cit. a p. 62).
- [26] Sumsel L. «The theory of critical distances: a review of its applications in fatigue». In: *Engineering Fracture Mechanics* 75 (2008), pp. 1706–1724 (cit. a p. 67).
- [27] Tovo R. Lazzarin P. «A notch intensity factor approach to the stress intensity of welds.» In: *Engineering Fracture Mechanics* 21 (1998), pp. 1089–103 (cit. alle pp. 68, 69).
- [28] Berto F Hu Z. «Comparison of TCD and SED methods in fatigue lifetime assessment». In: *International Journal of Fatigue* 123 (2019), pp. 105–134 (cit. alle pp. 69, 85, 86, 99).
- [29] B. Nie, D. Chen, Z. Zhao, J. Zhang, Y. Meng e G. Gao. «Notch Effect on the Fatigue Behavior of a TC21 Titanium Alloy in Very High Cycle Regime». In: *Applied Sciences* 8.10 (2018), pp. 1–13 (cit. alle pp. 72–75, 77, 78, 80, 81, 85, 86, 89, 91, 92, 101, 103).
- [30] R. Dantas, M. Gouveia, F.G.and F. Fiorentin Silva, J.A. Correia, G. Lesiuk e A. de Jesus. «Notch effect in very high-cycle fatigue behaviour of a structural steel». In: *International Journal of Fatigue* 177 (2023), p. 107925 (cit. alle pp. 76, 79, 89, 101, 103).

- [31] K. Yang, B. Zhong, Q. Huang, C. He, Z. Huang, Q. Wang e Y. Liu. «Stress ratio and notch effects on the very high cycle fatigue properties of a near-alpha titanium alloy». In: *Materials* 11 (2018), p. 1778 (cit. alle pp. 79–81, 86, 89, 91, 92, 100, 104).
- [32] Z. Gao, X. Chen, S. Zhu, Y. He e W. Xu. «Notch fatigue behavior of a titanium alloy in the VHCF regime based on a vibration fatigue test». In: *International Journal of Fatigue* 172 (2023). Accessed from ScienceDirect on 12/08/2025, p. 107608. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2023.107608 (cit. alle pp. 79, 80, 85, 86, 89, 92, 93, 100, 103).
- [33] A. Tridello, C. Boursier Niutta, A. Benelli et al. «On the notch sensitivity of as-built Laser Beam Powder Bed–Fused AlSi10Mg specimens subjected to Very High Cycle Fatigue tests at ultrasonic frequency up to  $10^9$  cycles». In: *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures* 47.11 (2024). Accessed from Wiley Online Library on 04/03/2025, pp. 4356–4371. DOI: 10.1111/ffe.14419 (cit. alle pp. 79–81, 85, 89, 93, 94, 101, 103).
- [34] M. Cremer, M. Zimmermann e H.J. Christ. «High-frequency cyclic testing of welded aluminium alloy joints in the region of very high cycle fatigue (VHCF)». In: *International Journal of Fatigue* 57 (2013), pp. 120–130 (cit. alle pp. 79, 80, 85, 89, 93–98, 101, 103).
- [35] M. Jambor, L. Trško, J. Klusák, S. Fintová, D. Kajánek, F. Nový e O. Bokůvka. «Effect of severe shot peening on the very-high cycle notch fatigue of an AW 7075 alloy». In: *Metals* 10.9 (2020), p. 1262. DOI: 10.3390/met10091262 (cit. alle pp. 79–81, 87, 89, 93, 94, 99, 100, 104).
- [36] Y. Akinawa, H. Miyamoto e K. Tanaka. «Notch effect on fatigue strength reduction of bearing steel in the very high cycle regime». In: *International Journal of Fatigue* 28 (2006), 1555:1565 (cit. alle pp. 79, 80, 85, 89, 101, 103).
- [37] M. Sadek, J. Bergstrom, N. Hallback, C. Burman, R. Elvira e B. Escauriaza. «Fatigue strength and fracture mechanisms in the very-high-cycle-fatigue regime of automotive steels». In: *Steel Research International* 91.8 (2020), p. 2000060 (cit. alle pp. 79–82, 85, 86, 88–91, 101, 103).
- [38] G. Qian, Y. Hong e C. Zhou. «Investigation of high cycle and very-high-cycle fatigue behaviours for a structural steel with smooth and notched specimens». In: *Engineering Failure Analysis* 17 (2011), pp. 1517–1525 (cit. alle pp. 79–81, 85, 89, 100).
- [39] J.B. Shen, H.D. Fan, G.Q. Zhang, R. Pan, J. Wang e Z.Y. Huang. «Influence of the stress gradient at the notch on the critical distance and life prediction in HCF and VHCF». In: *International Journal of Fatigue* 162 (2022), p. 107003 (cit. alle pp. 79, 80, 85, 89, 101, 103, 104).
- [40] P. Zuliani, C. Boursier Niutta, D.S. Paolino, F. Berto e A. Tridello. «Very High Cycle Fatigue (VHCF) of notched specimens: a review». In: *Fracture and Structural Integrity* 74 (2025), pp. 385–414 (cit. a p. 82).

- [41] D. L. DuQuesnay, T. H. Topper, M. Yu e A. M. Bertetto. «The effect of notch radius on the fatigue notch factor and the propagation of short cracks». In: *Proceedings of the First European Conference on Fracture (EGF1)*. 1986 (cit. a p. 85).
- [42] F. Berto e P. Lazzarin. «Fatigue strength of Al7075 notched plates based on the local SED averaged over a control volume». In: *Science China Physics, Mechanics & Astronomy* 57 (2014), pp. 30–38. DOI: 10.1007/s11433-013-5373-5 (cit. a p. 87).

# Ringraziamenti

*"Grazie a mia madre per avermi messo al mondo,  
a mio padre semplice e profondo..."*

L'inizio della canzone *"Ma che film la vita"* è, a mio avviso, il modo migliore per iniziare ad esprimere, seppur in minima parte, la gratitudine che provo verso i miei genitori per il raggiungimento di questo traguardo. Il merito che avete, tuttavia, non si limita all'avermi messo al mondo, ma, soprattutto, all'avermi supportato in ogni fase della mia vita: sia nei momenti felici che nei momenti di difficoltà.

Un doveroso ringraziamento è necessario anche per gli altri parenti. Tra questi, sicuramente rientrano i miei nonni che hanno sempre creduto in me, oltre a fornirmi sostanziose merende durante le giornate di studio estive. Per ultimo, ma non meno importante, ringrazio mio fratello Enrico che ha sempre rappresentato un esempio di dedizione nello studio e di determinazione nel raggiungere i propri sogni e obiettivi.

*"... grazie agli amici per la loro comprensione..."*

Tra gli amici da ringraziare per la loro comprensione rientrano certamente i coinquilini, sia quelli della triennale che quelli della magistrale. Gli anni passati con voi sono stati un'esperienza unica che mi porterò per sempre nel cuore. Ringrazio anche gli amici delle grigliate per tutte le birre consumate insieme, alleviando lo stress dovuto allo studio, e gli amici della triennale (Luca e Matteo) per le ore di studio passate insieme, che hanno posto una solida base per il proseguimento degli studi accademici.

Infine, pur non essendoci alcun verso dedicato in una canzone, ringrazio i professori Andrea Tridello, Davide Salvatore Paolino e Carlo Boursier Niutta per l'opportunità datami nello svolgere la tesi con loro, condentendomi di apprendere nuove conoscenze.