



**UNIVERSITÀ  
DEGLI STUDI  
DI PADOVA**

**DIPARTIMENTO DI TECNICA E GESTIONE DEI SISTEMI  
INDUSTRIALI**

**CORSO DI LAUREA MAGISTRALE IN INGEGNERIA DELL'INNOVAZIONE  
DEL PRODOTTO**

**TESI DI LAUREA**

**STUDIO DEL DANNEGGIAMENTO A FATICA DI  
COMPOSITI IN TESSUTO VETRO/EPOSSIDICA**

Relatore: Dott. Ing. PAOLO ANDREA CARRARO

Correlatore: Dott. Ing. LUCIO MARAGONI

Laureando: GABRIELE CASARIN

ANNO ACCADEMICO 2018 – 2019



# Ringraziamenti

Questo lavoro è dedicato alla mia famiglia, per avermi insegnato ad essere un uomo prima di un ingegnere.

In particolare a mio padre Ilario, per essere un esempio continuo, nella vita e nel lavoro, a mia madre Rosanna, per la sua semplicità ed il suo esserci in ogni momento di bisogno, a mia sorella Ilaria, per la sua allegria ed attaccamento alla famiglia.

Senza di loro tutto questo non sarebbe stato possibile.

Vorrei poi ringraziare tutti gli amici incontrati in questi anni accademici, con cui ho condiviso difficoltà ma soprattutto tanti sorrisi. Su tutti Davide, che ha affrontato con me questo viaggio dall'inizio alla fine.

Infine un grazie ai professori Paolo Andrea Carraro, Lucio Maragoni e Michele Zappalorto, per gli insegnamenti e la disponibilità datami durante questo lavoro di Tesi.



# Indice

<b>Sommario</b> .....	<b>1</b>
<b>Capitolo 1: Introduzione e ricerca bibliografica</b> .....	<b>3</b>
1.1 I materiali compositi con rinforzo in tessuto.....	3
1.2 Ricerca bibliografica sul danneggiamento a fatica di materiali compositi con rinforzo in tessuto.....	6
Articolo {1}: <i>Fatigue response and damage evolution in 2D textile composites</i> .....	6
Articolo {2}: <i>Microscopic fatigue processes in a plain-weave glass-fibre composite</i> .....	12
Articolo {3}: <i>Durability of a graphite/epoxy woven composite under combined hygrothermal conditions</i> .....	15
Articolo {4}: <i>Non-destructive assessment of the fatigue strength and damage progression of satin woven fiber reinforced polymer matrix composites</i> .....	20
Articolo {5}: <i>Lifetime and Young's modulus changes of glass/phenolic and glass/polyester composites under fatigue</i> .....	25
1.3 Riferimenti .....	29
<b>Capitolo 2: Preparazione del materiale</b> .....	<b>31</b>
2.1 Fasi del processo di infusione .....	31
2.2 Taglio del pannello e preparazione dei provini .....	40
2.3 Prove di infusione realizzate .....	42

<b>Capitolo 3: Proprietà elastiche e microstrutturali .....</b>	<b>47</b>
3.1 Caratterizzazione delle proprietà elastiche del materiale mediante prove statiche ..	47
3.2 Caratterizzazione della microstruttura del materiale.....	56
<b>Capitolo 4: Prove sperimentali .....</b>	<b>65</b>
4.1 Introduzione .....	65
4.2 Valutazione del livello di carico: ripartizione delle tensioni sul provino .....	68
4.3 Analisi dei primi inneschi: curva S-N.....	70
4.4 Analisi della velocità di propagazione delle cricche .....	76
4.5 Analisi dell'evoluzione della crack-density pesata .....	87
4.5.1 Definizioni teoriche .....	87
4.5.2 Tecnica di analisi tramite codice <i>Matlab</i> .....	89
4.5.3 Curve di <i>crack density</i> sperimentali .....	93
4.6 Distribuzione statistica della resistenza a fatica del materiale: parametri di Weibull	96
4.7 Curve di degradazione della rigidità del materiale .....	106
4.8 Immagini al microscopio del danneggiamento a fatica dello strato in tessuto .....	112
4.9 Riferimenti .....	116
<b>Capitolo 5: Validazione di modelli per la previsione della crack density.....</b>	<b>117</b>
5.1 Introduzione .....	117
5.2 Modelli analitici per la previsione della <i>crack-density</i> in laminati UD soggetti a fatica.....	117
5.2.1 Modello analitico regime <i>non-interactive</i> .....	119
5.2.2 Modello analitico semplificato regime <i>interactive</i> .....	121

5.3 Applicazione del modello analitico previsionale in regime non-interactive al laminato in tessuto.....	123
5.3.1 Risultati con parametri di Weibull ricavati al <i>paragrafo 4.6</i> .....	123
5.3.2 Risultati con parametri di Weibull ricavati dalla curva di <i>crack density</i> totale .....	124
5.4 Applicazione del modello previsionale in regime <i>interactive</i> al laminato in tessuto	130
5.5 Riferimenti .....	135
<b>Conclusioni .....</b>	<b>137</b>





# Sommario

La Tesi sperimentale che viene di seguito esposta si pone come obiettivo lo studio del comportamento a fatica di materiali compositi a matrice polimerica con rinforzo in tessuto. Dopo una parte di introduzione e di ricerca bibliografica per conoscere lo stato dell'arte sull'argomento presente in letteratura, il lavoro si concentra nella realizzazione di test statici e a fatica su provini di materiale composito vetro/epossidica con *layup* [0<sub>UD</sub>/T/0<sub>UD</sub>] (ove "T" sta per rinforzo in tessuto *twill*), eseguiti presso i laboratori del *Dipartimento di Tecnica e Gestione dei Sistemi Industriali* di Vicenza. Dall'analisi dei dati ottenuti, sono state definite anzitutto le proprietà elastiche e microstrutturali di questo tipo di materiale, e successivamente è stata caratterizzata in dettaglio l'evoluzione del danneggiamento che subisce nella prima parte della vita a fatica. Considerando infine dei modelli per la previsione dell'evoluzione della *crack density* validi per laminati UD, è stata verificata la possibilità di estenderne l'applicabilità anche a laminati con rinforzo in tessuto.

In sintesi è riportata una breve descrizione dei capitoli che compongono l'elaborato:

- Capitolo 1: introduzione per inquadrare il mondo dei materiali compositi in tessuto e ricerca bibliografica di articoli scientifici riguardanti le modalità di danneggiamento a fatica di tali materiali;
- Capitolo 2: descrizione dei processi per la realizzazione dei provini successivamente testati;
- Capitolo 3: determinazione delle proprietà elastiche e microstrutturali del materiale;
- Capitolo 4: descrizione dei test a fatica effettuati e dei risultati ottenuti con l'obiettivo di caratterizzare le modalità con cui evolve il danneggiamento;
- Capitolo 5: verifica della possibilità di estendere a laminati con rinforzo in tessuto dei modelli per la previsione della *crack density* validi per laminati UD;
- Conclusioni: considerazioni finali sugli obiettivi preposti ed i risultati effettivamente raggiunti.



# Capitolo 1

## Introduzione e ricerca bibliografica

### 1.1 I materiali compositi con rinforzo in tessuto

Lo sviluppo ed il successo dei materiali compositi verificatosi negli ultimi decenni in vari settori quali l'aeronautico, l'automobilistico, il navale e l'energetico è principalmente derivante dalla versatilità e dalle particolari proprietà meccaniche di questi materiali, su tutte l'elevata resistenza specifica e rigidità specifica che nel mondo dell'ingegneria rappresentano spesso l'obiettivo o il vincolo dominante.

I materiali compositi nascono dalla combinazione di due o più materiali omogenei che permette di unire e sfruttare in modo sinergico le migliori proprietà di ciascun costituente <sup>[1]</sup>. Le caratteristiche uniche che così si ottengono li hanno portati a soppiantare la loro controparte metallica in molte applicazioni. I compositi a matrice polimerica (*PMCs*) con fibre continue rappresentano una delle alternative maggiormente utilizzate, e in base alla disposizione delle fibre possono essere classificati in compositi a *rinforzo unidirezionale* (fibre disposte lungo direzioni predefinite in uno o più strati) e compositi a *rinforzo bidirezionale* (fibre organizzate in tessuti in uno o più strati o strutture tridimensionali).



**Figura 1.1.** Applicazione nel settore automotive di compositi in fibra di carbonio con rinforzo in tessuto.

Rispetto ai più tradizionali laminati realizzati con fibre unidirezionali (*UD*), quelli in tessuto (*woven fabric*) presentano, oltre che una miglior resistenza all'impatto, notevoli vantaggi in fase di produzione, quali la miglior maneggevolezza e facilità nel drappaggio, determinando una riduzione nei tempi e costi di processo ed incrementando l'automatizzazione dello stesso. Per tale ragione i compositi con rinforzo in tessuto risultano in molti casi preferiti in contesto industriale.

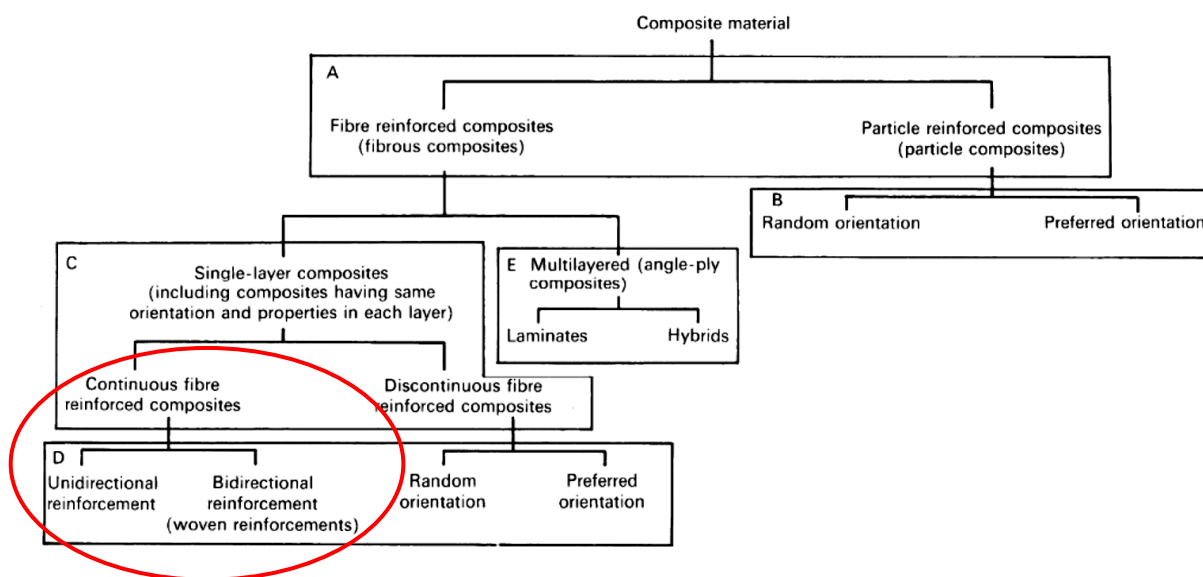
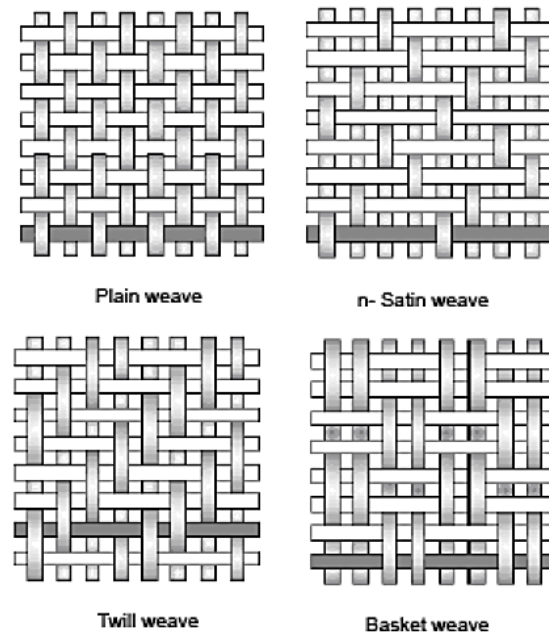


Figura 1.2. Classificazione dei materiali compositi [1].

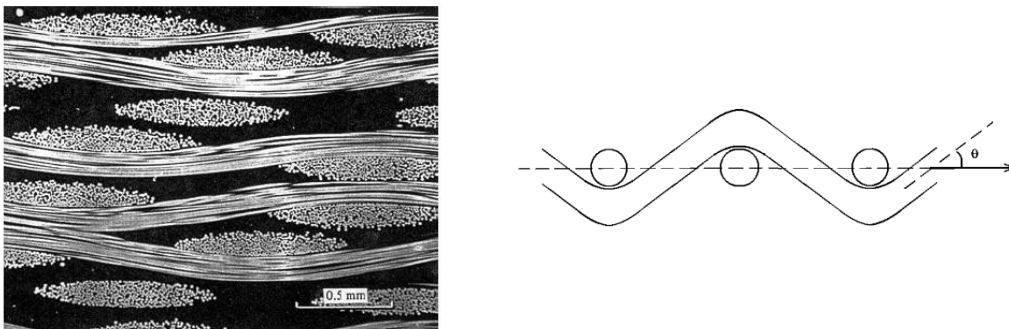
I tessuti vengono realizzati con fasci di fibre (*tow*) che vengono intrecciati lungo due direzioni ortogonali, di trama e di ordito. Vengono poi caratterizzati da diversi stili di tessitura (*weave*, **Figura 1.3**) che conferiscono diversa capacità di conformarsi su superfici complesse e diversa capacità di impregnazione da parte di resine liquide:

- *Plain weave*: ogni filo di ordito passa alternativamente sopra e sotto i fili di trama. Il tessuto possiede buona stabilità, cioè mantiene uniforme distanza tra i fili se deformato, ma possiede drappabilità limitata.
- *Twill weave*: uno o più fili di trama si intrecciano con due o più fili di ordito in modo regolare, dando un effetto di ordine diagonale. Possiede migliore drappabilità e facilità di impregnazione rispetto al *plain*, con simile stabilità.
- *n-Satin weave*: simile al *twill*, ma con intrecci più distanziati. Il numero *n* di fibre tra le intersezioni è solitamente 4, 5 o 8. Conferisce ottima drappabilità e bagnabilità, ma riduce la stabilità.



**Figura 1.4.** Esempi di tipologie di tessitura<sup>[1]</sup>.

È possibile notare che la tessitura introduce necessariamente una componente di disallineamento delle fibre fuori dal piano del tessuto (**Figura 1.4**). Tale disallineamento si conserva all'interno del composito, riducendone la resistenza a trazione ed influenzando i meccanismi di danneggiamento sotto carichi statici e ciclici: i diversi stili di tessitura influiscono quindi anche sulle caratteristiche meccaniche del laminato.



**Figura 1.3.** Disallineamento delle fibre a causa della tessitura<sup>[2]</sup>.

La complessità nella microstruttura di questi materiali ne rende più complicato lo studio rispetto ai tradizionali laminati in composito (UD).

In particolar modo la corretta interpretazione dell'evoluzione del danneggiamento e la sua influenza nella degradazione delle proprietà del materiale, cruciale per valutare l'integrità strutturale a lungo termine e la capacità di tolleranza al danno dei *PMCs* rinforzati in tessuto, risulta complessa.

## 1.2 Ricerca bibliografica sul danneggiamento a fatica di materiali compositi con rinforzo in tessuto

Di seguito verranno proposti una serie di studi presenti in letteratura, effettuati su diversi tipi di *PMCs* rinforzati in tessuto, finalizzati ad investigare l'evoluzione del danneggiamento a fatica e la sua correlazione con la riduzione delle proprietà meccaniche del materiale.

**Articolo {1}**: *Fatigue response and damage evolution in 2D textile composites*<sup>[3]</sup>.

**Autori**: M.Quaresimin, M.Ricotta.

**Programma sperimentale**: Valutazione dell'influenza del *layup* e delle condizioni di carico (rapporto di ciclo  $R$ ) sul danneggiamento a fatica su provini in composito rinforzati in tessuto.

**Materiale**: Twill 2 x 2 T300 carbon fibre fabric, CIBA 5201 toughened epoxy matrix,  $V_f = 60\%$  (sigla commerciale SEAL – TEXIPREG CC 206 – ET442).

**Provini**: 3 differenti tipologie di *layup* sono stati testati:  $[0]_{10}$ ,  $[45]_{10}$ ,  $[0_3,45_2]_s$ .

**Condizioni test**: carichi a fatica con rapporto di ciclo  $R = 0.05$  (T-T, tensione-tensione) e  $R = -1$  (T-C, tensione-compressione).

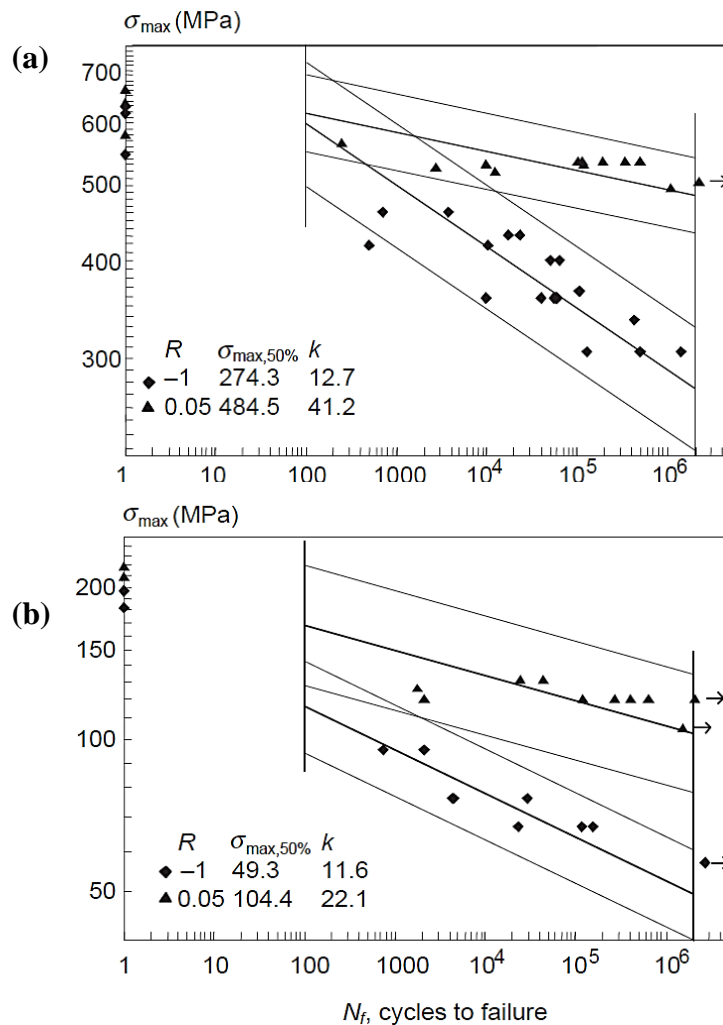
**Risultati**: In *Tabella 1.1* sono sintetizzati i risultati ottenuti per le prove a fatica (T-T e T-C) con i vari *layup*. Sono riportate la tensione massima di riferimento a  $2 \times 10^6$  cicli con  $PS = 50\%$  e  $PS = 90\%$  ( $\sigma_{\max,50\%}$ ,  $\sigma_{\max,90\%}$ ), la pendenza  $k$  della curva S-N, l'indice di dispersione ( $T_\sigma = \sigma_{\max,10\%} / \sigma_{\max,90\%}$ ) ed il rapporto di fatica, definito come il rapporto tra la tensione massima di riferimento a  $2 \times 10^6$  cicli e la tensione di rottura statica.

Lay-up	R	Number of data	f (Hz)	$\sigma_{\max,50\%}$ (MPa)	$\sigma_{\max,90\%}$ (MPa)	k	$T_\sigma$	$\frac{\sigma_{\max,50\%}}{\sigma_{TTS}}$
[0] <sub>10</sub>	0.05	13	10	484.4	433.1	41.2	1.25	0.746
[45] <sub>10</sub>	0.05	10	2-4	104.4	81.7	22.1	1.63	0.476
[0 <sub>3</sub> /45 <sub>2</sub> ] <sub>s</sub>	0.05	13	10	431.2	409.9	64.1	1.11	0.821
Lay-up	R	Number of data	f (Hz)	$\sigma_{\max,50\%}$ (MPa)	$\sigma_{\max,90\%}$ (MPa)	k	$T_\sigma$	$\frac{\sigma_{\max,50\%}}{\sigma_{TCS}}$
[0] <sub>10</sub>	-1	19	5	274.3	228.6	12.7	1.44	0.459
[45] <sub>10</sub>	-1	9	1-2	49.3	40.1	11.6	1.51	0.248
[0 <sub>3</sub> /45 <sub>2</sub> ] <sub>s</sub>	-1	11	5	186.2	159.0	13.2	1.37	0.459

Tabella 1.1. Risultati prove a fatica <sup>[3]</sup>.

Si può notare una marcata influenza delle condizioni di carico sulla resistenza a fatica: per tutti i *layup* analizzati infatti si verifica un notevole aumento della sensibilità al danneggiamento a fatica quando sono presenti delle componenti di compressione nella storia di carico.

Per valutare invece l'influenza del *layup* è comodo utilizzare il rapporto di fatica (ultima colonna di **Tabella 1.1**): si verifica che i laminati "fibre-dominated" presentano valori simili



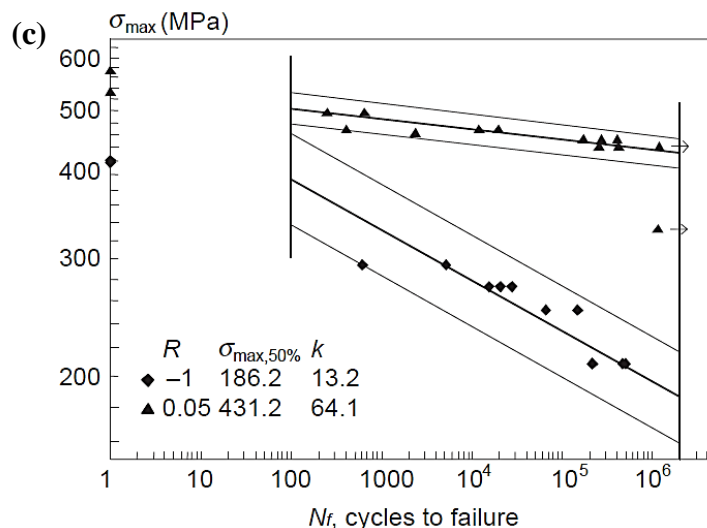


Figura 1.5. Curve prove a fatica per a) lay-up  $[0]_{10}$ , b) lay-up  $[45]_{10}$  e c) lay-up  $[0_3/45_2]_s$  [3].

e decisamente più elevati del rapporto di fatica rispetto ai laminati “matrix-dominated” ( $[45]_{10}$ ), a testimonianza di una maggior resistenza a danneggiamento a fatica.

Tali risultati sono visibili anche dalle curve S-N dei tre laminati nelle due condizioni di carico ciclico (Figura 1.5).

Per spiegare i comportamenti riscontrati, è stata condotta uno studio dell’evoluzione del danneggiamento a fatica a livello macroscopico (analisi del ciclo d’isteresi) e microscopico (identificazione dei diversi meccanismi di danneggiamento) .

- *Livello macroscopico*: i cicli d’isteresi misurati a diverse percentuali della vita a fatica dei provini vengono esposti in Figura 1.6-1.7. Si nota come nel caso di carico

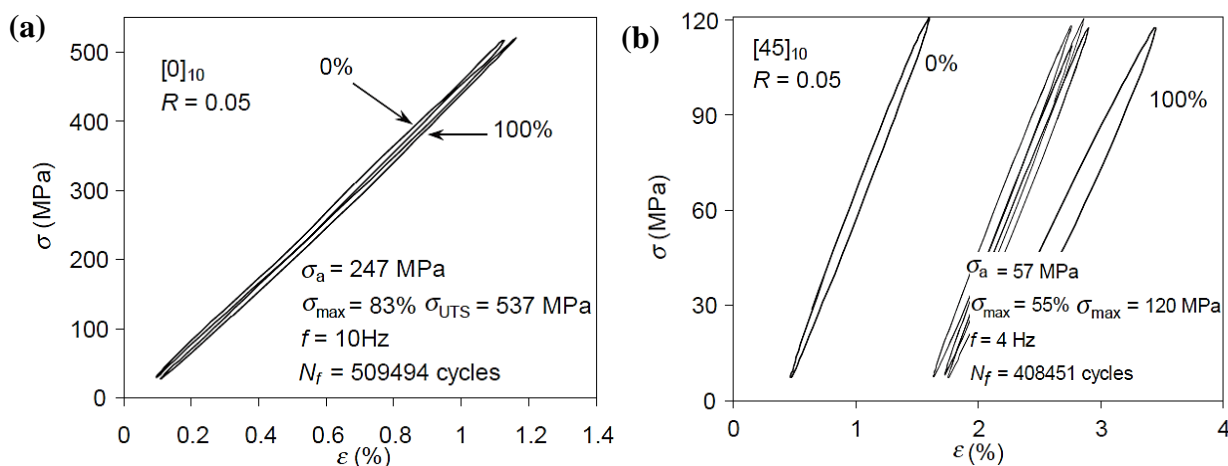
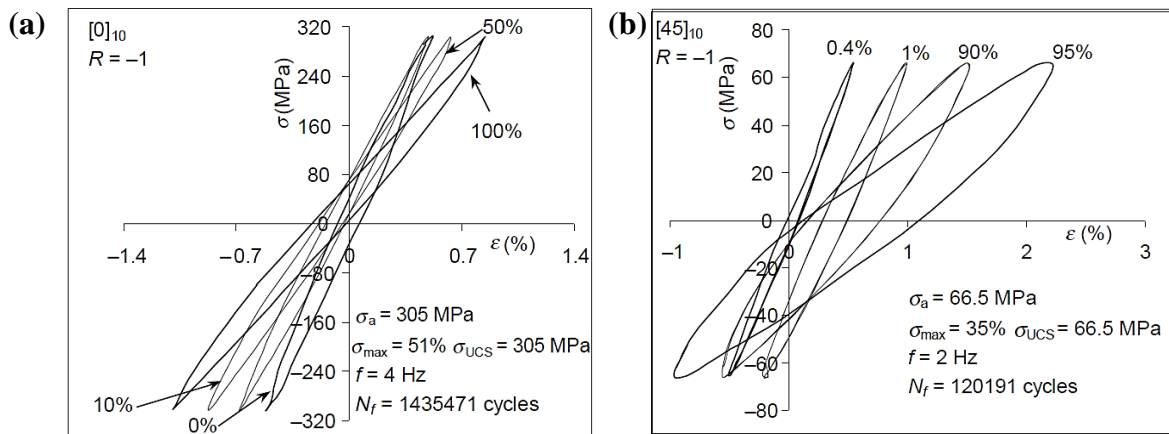


Figura 1.6. Cicli d’isteresi durante una prova Tensione-Tensione con a) lay-up  $[0]_{10}$  e b) lay-up  $[45]_{10}$  [3].



ciclico T-T per i laminati  $[0]_{10}$  (“*fibre-dominated*”) il comportamento si mantenga lineare fino a rottura, al contrario di quelli  $[45]_{10}$  (“*matrix-dominated*”) ove si verifica uno shift del ciclo verso le deformazioni positive, in una sorta di deformazione da *creep* dovuta alla tensione media non nulla della storia di carico applicata al provino a comportamento dominato dalla matrice polimerica.



**Figura 1.7.** Cicli d'isteresi durante una prova Tensione-Compressione con a) lay-up  $[0]_{10}$  e b) lay-up  $[45]_{10}$  <sup>[3]</sup>.

Sotto carico T-C si sviluppa una perdita di linearità per tutti i *layup*, a dimostrazione dell'aumento di importanza del ruolo giocato dalla matrice in presenza di componente di compressione (con conseguente diminuzione della resistenza a fatica). Il calo della pendenza del ciclo d'isteresi all'aumentare del numero di cicli evidenzia inoltre la degradazione della rigidità dovuta all'evoluzione del danno.

- **Livello microscopico:** tramite osservazioni al microscopio sono state identificate le principali modalità di danneggiamento a fatica dei provini: cricche trasversali nella matrice, delaminazioni intra-laminari ed inter-laminari, rottura delle fibre.

La sequenza con cui si manifestano i diversi meccanismi dipende dal *layup* del laminato e dalla tipologia di carico applicato. Ciò è riscontrabile anche dall'osservazione delle curve di *crack density*, ove è rappresentata la densità di cricche in direzione trasversale che si manifestano sulla faccia del provino in funzione della vita a fatica normalizzata (**Figura 1.8**).

Dall'analisi e confronto di queste curve è infatti possibile determinare il principale meccanismo di danneggiamento nelle varie fasi della vita a fatica: le regioni in cui la curva presenta andamento strettamente crescente indicano che la formazione di

cricche trasversali è il meccanismo di danneggiamento dominante, viceversa le zone in cui la curva ha andamento piatto indicano delaminazione come danno principale.

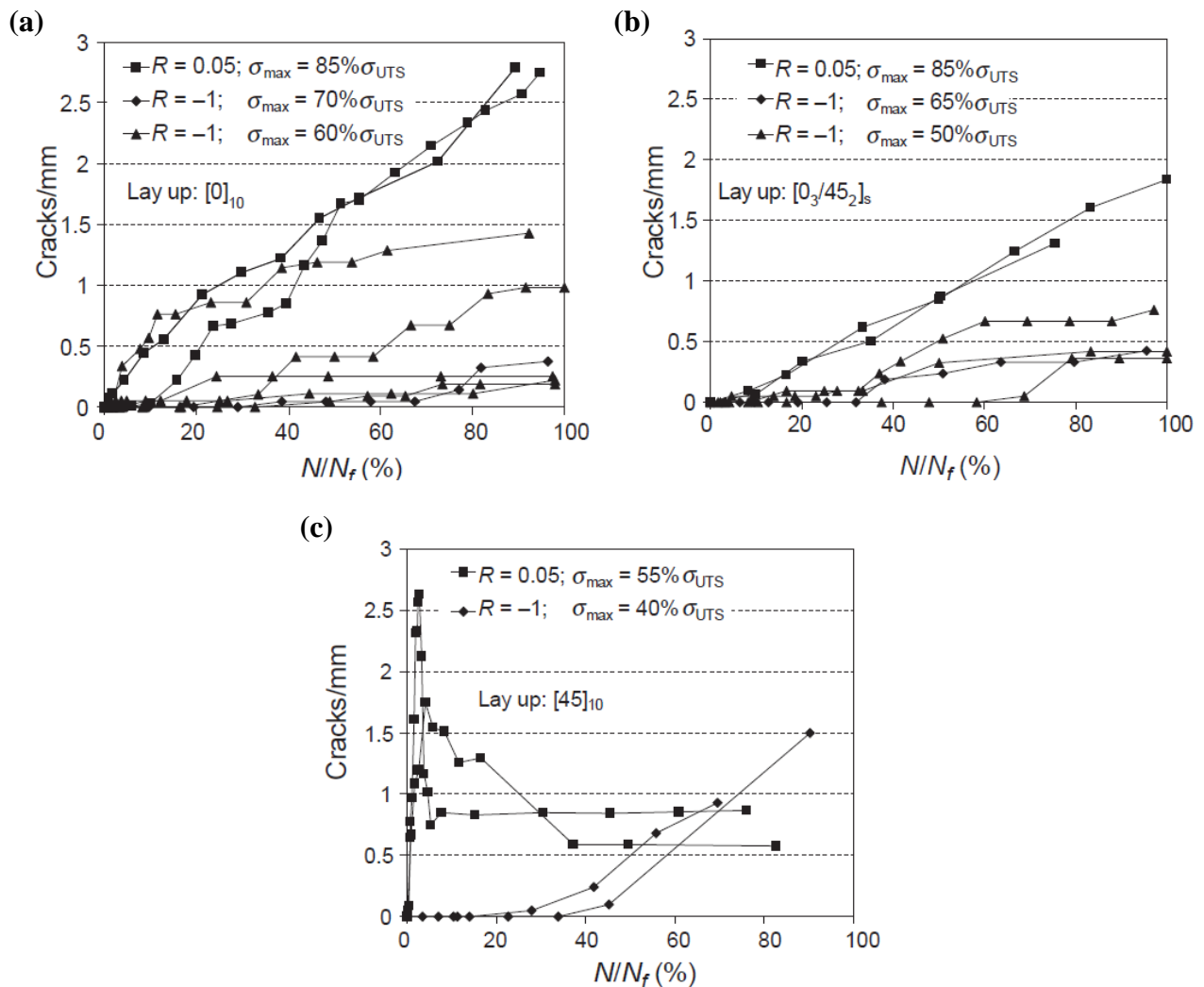


Figura 1.8. Curve di crack density con a) lay-up  $[0]_{10}$ , b) lay-up  $[45]_{10}$  e c) lay-up  $[0_3/45_2]_s$  [3].

Valutando il comportamento a carico ciclico T-T ( $R = 0.05$ ), i laminati “*fibredominated*” ( $[0]_{10}$ ) presentano curve monotone crescenti lungo tutta la vita a fatica, essendo la formazione di cricche trasversali sempre il meccanismo di danneggiamento principale; nei laminati  $[0_3/45_2]_s$  la delaminazione ha una maggior influenza, come dimostrato dalla minor crack density a parità di vita a fatica rispetto ai laminati  $[0]_{10}$ ; i laminati “*matrix-dominated*” ( $[45]_{10}$ ) sono invece caratterizzati da un picco iniziale e da una successiva fase decrescente: un elevato numero di cricche appare durante i primi cicli di carico, mentre la delaminazione si verifica

solo successivamente. L'apparente riduzione della *crack density* è semplicemente dovuta alla coalescenza di più cricche in una frattura unica più larga.

Valutando l'evoluzione del danneggiamento con storia di carico T-C ( $R = 1$ ), si nota una minor influenza da parte del *layup* nel trend delle *crack density curves*. Per tutte le configurazioni infatti si manifesta nella parte iniziale della vita a fatica una predominanza di danneggiamento da delaminazione (curve ad andamento piatto), meccanismo promosso dalla componente di compressione del carico e dalla curvatura delle fibre del tessuto che inducono *buckling* localizzato e componenti di tensioni fuori dal piano (tendono a separare la trama dall'ordito, delaminazione intra-laminare). Solo successivamente si ha la formazione di cricche trasversali (parte della curva ad andamento crescente), che a loro volta favoriscono la delaminazione inter-laminare per effetto della concentrazione di tensione all'estremità delle cricche.

In tutti i casi analizzati, infine, il meccanismo a controllare la rottura finale a fatica del laminato è la frattura delle fibre.

**Articolo {2}: Microscopic fatigue processes in a plain-weave glass-fibre composite <sup>[4]</sup>**

**Autori:** T. Fujii, S. Amijima, k. Okubo

**Programma sperimentale:** Valutazione dei meccanismi di danneggiamento di un materiale composito rinforzato con tessuto *plain weave* in fibra di vetro, correlazione del decadimento del modulo elastico con il danneggiamento interno, confronto con comportamento a fatica di laminati ortotropi per valutare l'influenza della struttura del tessuto sul comportamento a fatica.

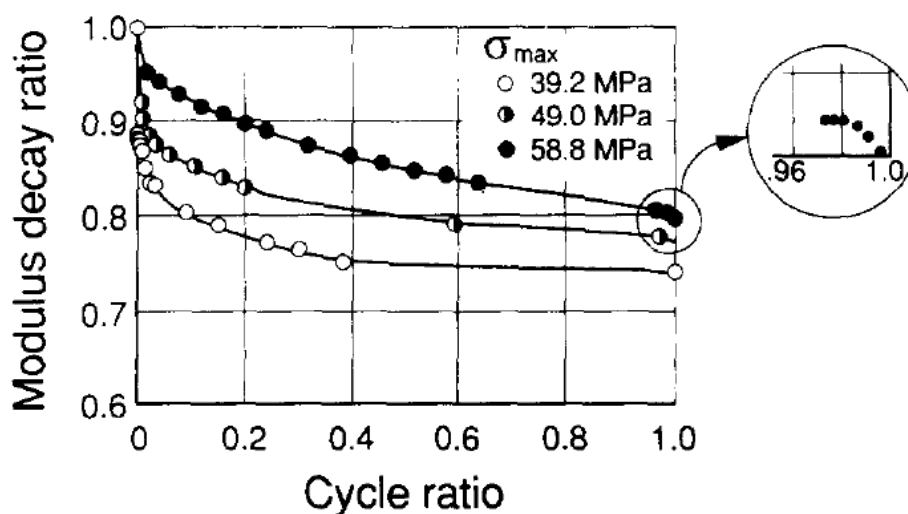
**Materiale:** plain-weave glass-fibre composite (Rinforzo: MG-252; Matrice: Polylyte FG-284)

**Provini:** 12 strati di tessuto sovrapposti con stessa orientazione.

**Condizioni test:** carichi a fatica con rapporto di ciclo  $R = 0$  (T-T, tensione-tensione).

**Risultati:** Nella prima parte dello studio è stata ricavata la curva di decadimento del modulo elastico in funzione del numero di cicli, per tre diversi valori di tensione massima della storia di carico. Il modulo elastico è normalizzato rispetto al modulo di Young del primo ciclo (provino vergine), il numero di cicli è normalizzato rispetto al numero di cicli che porta alla rottura del campione.

Come si può notare (*Figura 1.9*), il comportamento a fatica del composito rinforzato in tessuto utilizzato in questo studio, in termini di degrado della rigidezza, è confrontabile con quello dei laminati multidirezionali, essendo analogamente presenti 3 fasi distinte:



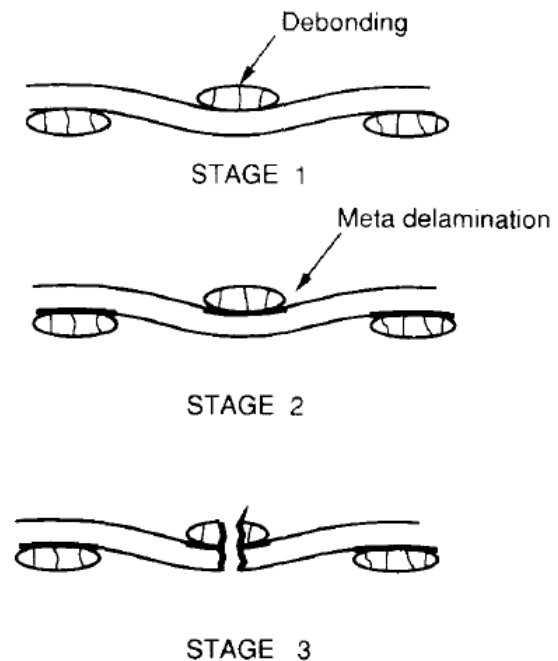
*Figura 1.9. Decadimento del modulo elastico sotto carichi ciclici <sup>[4]</sup>.*

- *Primo stage*: rapido calo del modulo elastico all'aumentare del numero di cicli;
- *Secondo stage*: diminuzione graduale del modulo con il progredire del numero di cicli, secondo una relazione quasi lineare. Più del 75% della vita a fatica del provino viene speso in questa fase intermedia;
- *Terzo stage*: brusco calo del modulo prima della rottura a fatica del provino.

Tale comportamento a fatica è stato correlato allo sviluppo del danneggiamento a livello microscopico (**Figura 1.10**).

Nel primo stadio ( $N/N_f < 0.1$ ), il rapido calo del modulo elastico è causato dalla nascita ed accumulo di separazioni (*debonds*) nelle fibre di tessuto poste in direzione perpendicolare rispetto al carico, che si generano in corrispondenza dei punti di intreccio tra trama ed ordito (*cross-over points*). Associato a questo meccanismo vi è anche la formazione di cricche nella matrice polimerica.

Nel secondo stadio ( $N/N_f = 0.1 - 0.98$ ) il modulo decresce gradualmente. Iniziano a svilupparsi separazioni anche nelle fibre parallele alla direzione di carico, e simultaneamente si verifica delaminazione intra-laminare tra i fasci di trama ed ordito in corrispondenza dei punti di intreccio. Tale meccanismo viene identificato dagli autori con il nome di *meta-delaminazione*.



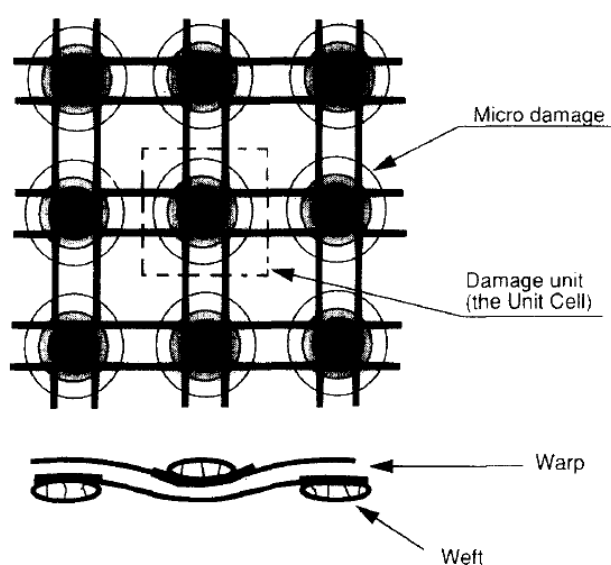
**Figura 1.10.** Evoluzione del danneggiamento a fatica da un punto di vista microscopico <sup>[4]</sup>.

Si può a questo punto notare come, analogamente ai laminati ortotropi, il danneggiamento inizi in direzione perpendicolare a quella della sollecitazione: la differenza fondamentale rispetto a questi è che in presenza di rinforzo in tessuto tale micro-danneggiamento risulta confinato in una piccola regione definita dai *cross-over points*, denominata *unit cell* o unità

di danno, che può essere utilizzata per descrivere l'evoluzione del danneggiamento a fatica (*Figura 1.11*).

L'architettura del tessuto (il passo tra gli intrecci in particolare) si rivela dunque un parametro fondamentale nella regolazione del comportamento a fatica del materiale.

Nell'ultimo stadio si verifica il brusco calo del modulo elastico che si conclude con la rottura a fatica: il danneggiamento visto raggiunge in certe *unit cells* un valore critico, generando un'accelerazione nel deterioramento anche nei punti di intreccio vicini che porta in pochi cicli di carico alla frattura del tessuto.



*Figura 1.11. Schematizzazione della "unità di danno" [4].*

**Articolo {3}**: *Durability of a graphite/epoxy woven composite under combined hygrothermal conditions*<sup>[51]</sup>

**Autori**: S.R Patel, S.W. Case

**Programma sperimentale**: Valutazione delle condizioni di carico e degli effetti di umidità, temperatura e loro combinazione (condizioni igro-termiche) nella vita a fatica di un materiale composito per applicazioni aeronautiche.

**Materiale**: graphite/epoxy woven composite (Rinforzo: five harness satin carbon fiber AS-4; Matrice: PR500 epoxy).

**Provini**: layup: [0/90]<sub>4S</sub>.

**Condizioni test**: prove a fatica con rapporto di ciclo  $R = 0.1$  condotte in 4 condizioni distinte:

- 1) Temperatura ambiente (30°C);
- 2) Temperatura elevata (120°C);
- 3) Umidità (provini saturati e dunque testati a 30°C con 85% di umidità relativa);
- 4) Ciclo igro-termico: alternanza di condizioni di temperatura elevata e umidità elevata durante il test a fatica.

**Risultati**: sono state ricavate le curve di vita a fatica S-N (**Figura 1.12**) per i provini testati secondo ciascuna delle quattro condizioni sopra descritte. I dati mostrano come l'esposizione a condizioni diverse da quella standard (alta temperatura, umidità, combinazione delle due) porti a differenze minime nella vita a fatica dei laminati analizzati, con scostamenti rilevanti solo per bassi valori di tensione massima applicata (ovvero per alti numeri di cicli a fatica).

Tramite radiografie (**Figura 1.13**) ed osservazioni al microscopio è poi stata analizzata la progressione del danneggiamento durante la vita a fatica dei provini. L'ordine generale di manifestazione dei vari meccanismi di rottura individuati è il seguente:

- i. Micro-cricche trasversali (rispetto alla direzione di carico) e delaminazioni intralaminari (*meta-delamination*) nelle regioni attorno alle ondulazioni del tessuto;
- ii. Micro-cricche longitudinali nelle medesime regioni;

- iii. Crescita delle cricche trasversali attraverso l'intera altezza delle fibre disposte in direzione trasversale rispetto al carico;
- iv. Delaminazione inter-laminare e ai bordi del laminato;
- v. Frattura catastrofica delle fibre.

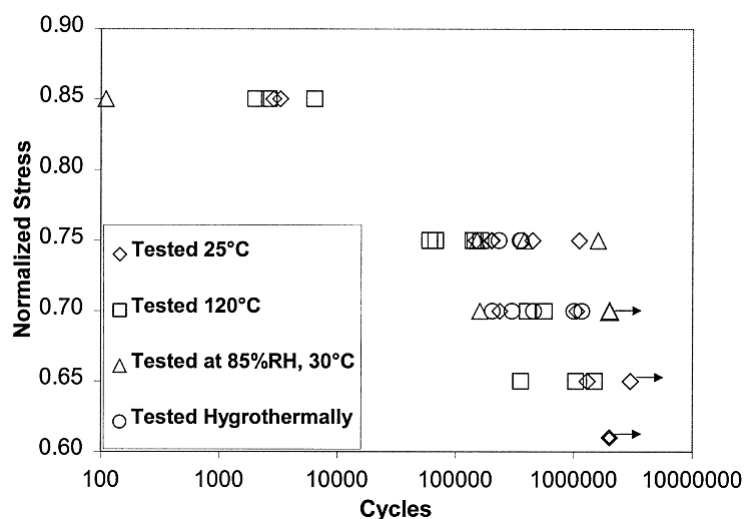


Figura 1.13. Tensione massima vs numero di cicli a rottura per quattro condizioni ambientali <sup>[5]</sup>.

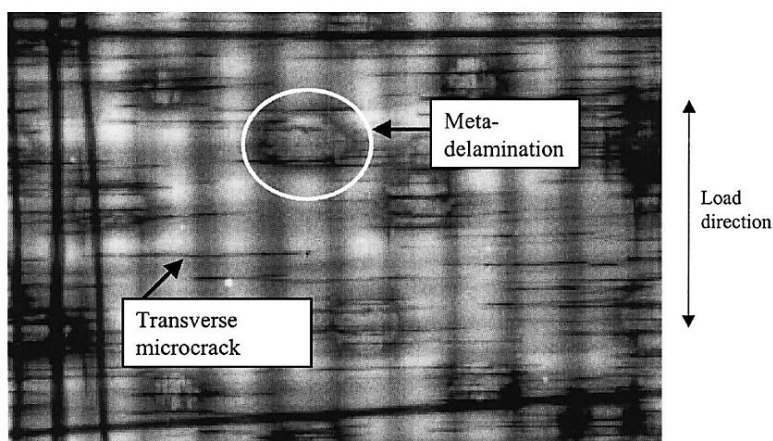


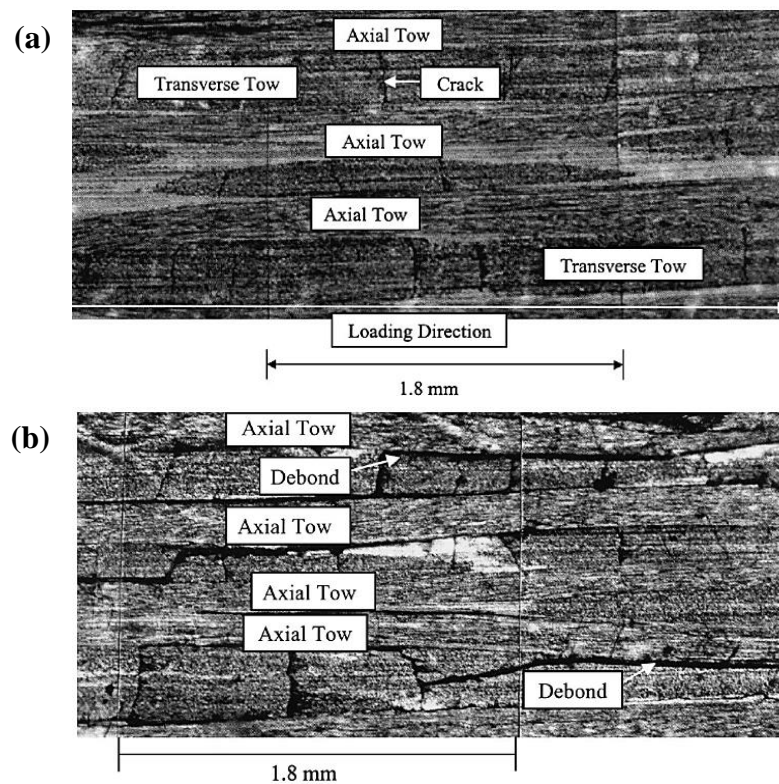
Figura 1.12. Radiografia di un provino ciclato a fatica in condizioni di alta temperatura (85% UTS, 2358 cicli) <sup>[5]</sup>.

La formazione di micro-cricche attorno ai punti di intreccio di trama e ordito rappresenta un meccanismo di danneggiamento unico dei compositi rinforzati in tessuto. Tali cricche indicano una concentrazione delle tensioni interne in corrispondenza di tali punti, anche per un materiale come quello utilizzato in questo studio (tessuto 5HS) in cui non si ha un fitto intreccio di fibre.



La velocità e l'entità con cui evolvono i vari meccanismi di deterioramento è stato individuato dipendere sia dal livello di tensione massima applicata nella storia di carico sia dalle condizioni ambientali. In particolare:

- È stato riscontrato un maggior accumulo di danneggiamento al diminuire della tensione massima applicata per la prova a fatica. Tale risultato è verificato sia dal confronto di due sezioni di provini ciclati in condizione di alta temperatura per livelli di tensione massima di 85% UTS (*ultimate tensile strength*) e 70% UTS rispettivamente (**Figura 1.14**), sia dall'andamento delle curve di perdita di rigidità vs. numero di cicli acquisite durante i test a fatica per vari  $\sigma_{\max}$  (**Figura 1.15**).



**Figura 1.14.** Osservazioni al microscopio del danneggiamento di provini sottoposti a fatica in condizioni di alta temperatura e tensione applicata a) 85% UTS e b) 70% UTS <sup>[5]</sup>.

Considerando il concetto che la rottura a fatica del provino si verifica quando la sua resistenza residua degrada fino al valore della tensione applicata, segue che un provino sottoposto ad un livello di tensione ciclica più basso deve raggiungere uno stato di danneggiamento più elevato affinché la sua resistenza degradi fino al punto

di rottura. All'incremento del livello di danneggiamento corrisponde proporzionalmente una maggior perdita di rigidità.

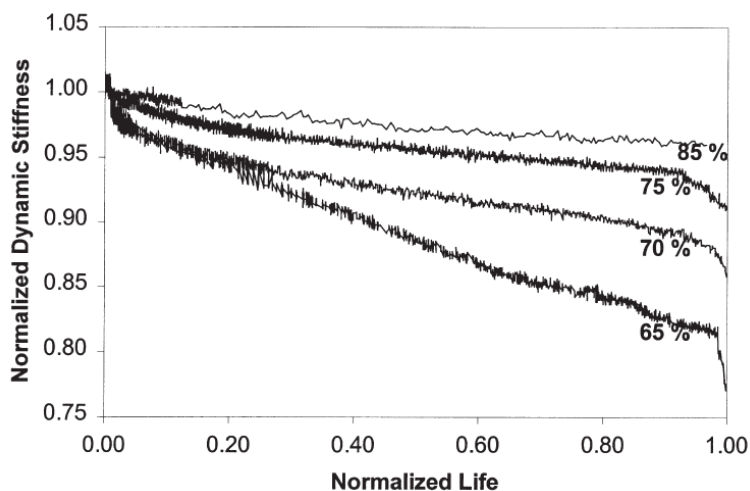


Figura 1.15. Curve di degrado della rigidità di provini testati ad alta temperatura con diverse %UTS <sup>[5]</sup>.

- Delaminazioni e separazioni tra fibre e matrice si sviluppano con una intensità superiore nei provini sottoposti a test a fatica in condizioni di elevata temperatura ed elevata umidità, rispetto agli stessi svolti in condizioni ambientali standard (Figura 1.16).

Dal confronto delle curve perdita di rigidità vs. numero di cicli (Figura 1.17) ricavate in condizioni di alta temperatura e temperatura ambiente si riscontra un

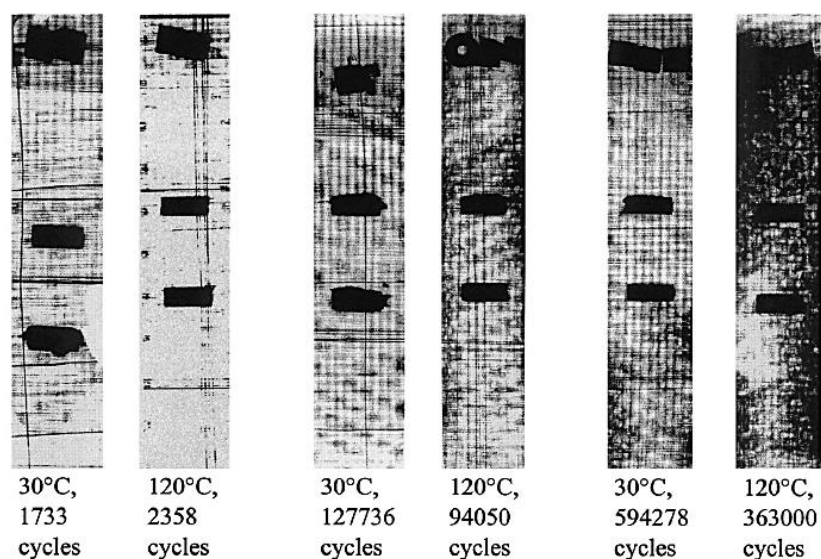
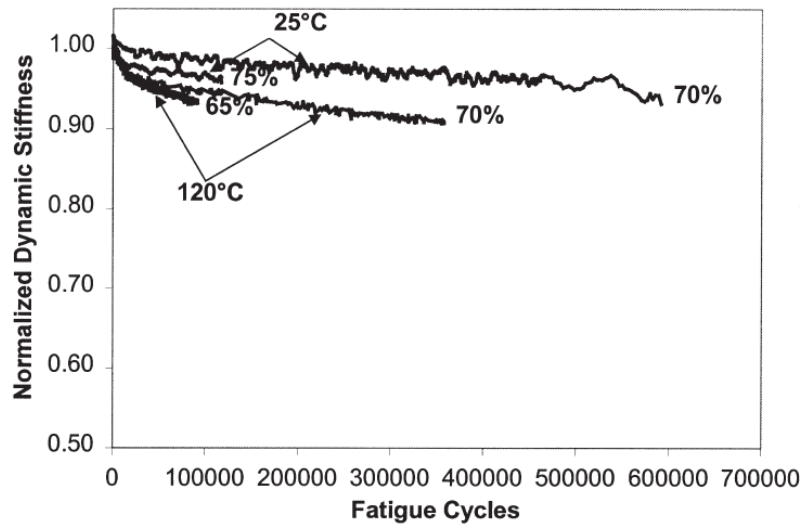


Figura 1.16. Radiografia di provini sottoposti a prove di fatica a temperatura ambiente (30°C) e a temperatura elevata (120°C) <sup>[5]</sup>.

maggior degrado del modulo elastico nel primo caso, derivante dalla maggior estensione di danneggiamento sopra descritto.



**Figura 1.17.** Confronto tra le curve di perdita di rigidezza di provini ciclati a fatica a temperatura ambiente (25°C) e ad alta temperatura (120°C) <sup>[5]</sup>.

- L'applicazione di cicli igro-termici durante i test a fatica è stata riscontrata portare a valori di *crack density* nei provini nettamente superiori rispetto ai test nelle altre condizioni ambientale. Inoltre, per la difficoltà di ricreare nella camera di prova le condizioni ambientali previste, non è stato possibile tracciare le curve di perdita di rigidezza al variare del numero di cicli.

**Articolo {4}**: *Non-destructive assessment of the fatigue strength and damage progression of satin woven fiber reinforced polymer matrix composites*<sup>[6]</sup>

**Autori**: S. J. Montesano, Z. Fawaz, H. Bougherara.

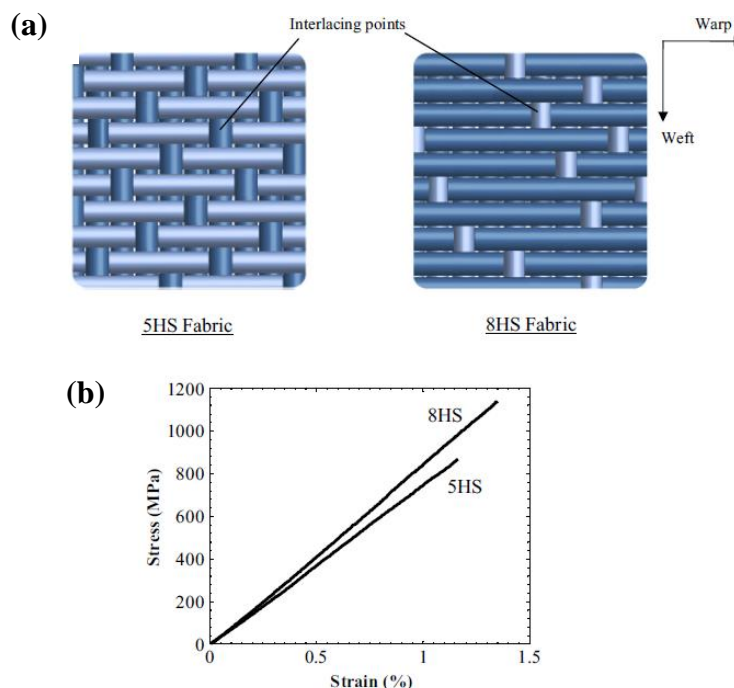
**Programma sperimentale**: confronto del comportamento a fatica di due materiali compositi con diversa tipologia di tessitura; misurazione del danneggiamento a fatica mediante termografia ad infrarossi (*IRT*).

**Materiali**: composito con rinforzo in tessuto 5HS (*five-harness*) in fibra di carbonio e matrice in resina epossidica 3501-6S; composito con rinforzo in tessuto 8HS in fibra di carbonio e matrice in resina epossidica 8552. I due materiali testati contengono lo stesso numero di fibre lungo le direzioni di trama ed ordito.

**Provini**: 7 layers orientati a 0°.

**Condizioni test**: prove a fatica con rapporto di ciclo  $R = 0.1$  correlate da misurazioni *IRT*.

**Risultati**: la diversa tipologia di tessitura dei due materiali considerati è visibile in **Figura 1.18**, ove vengono anche riportate le curve tensione-deformazione derivanti dalle prove statiche. Da queste si può facilmente notare come il composito 8HS presenti una maggiore tensione di rottura e rigidità assiale rispetto al 5HS. Tale comportamento è giustificabile



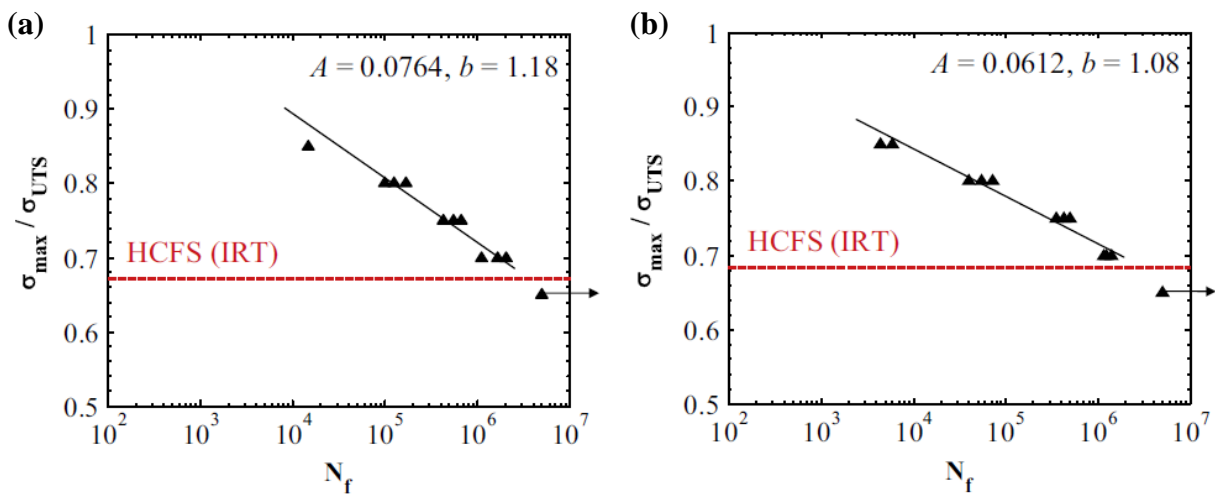
**Figura 1.18.** Geometrie di tessitura (a) e risultati delle prove statiche sui due materiali (b)<sup>[6]</sup>.

considerando che nel tessuto 8HS si ha un minor numero di punti di intreccio tra trama ed ordito (in confronto al tessuto 5HS), che determina un minor numero di siti di concentrazione delle tensioni in fase di sollecitazione a trazione (UTS superiore) oltre che ad una minore percentuale di fibre orientate fuori dal piano di carico (rigidezza superiore).

Dopo le prove statiche sono state eseguiti i test a fatica con sola componente di trazione ( $R = 0.1$ ), dalla quale è stato possibile ottenere le curve S-N (**Figura 1.19**) che mostrano per i due materiali testati un andamento simile. In particolare:

- Entrambi i materiali ciclati con una tensione massima pari al 65% della corrispondente UTS non sono giunti a rottura dopo  $6 \times 10^5$  cicli;
- Le curve S-N di entrambi i materiali sono descrivibili tramite una relazione semi-logaritmica {1.1}, i cui parametri  $A$  e  $b$  sono leggermente differenti nei due casi.

$$\sigma_{max}/\sigma_{UTS} = b - A \log(N_f) \quad \{1.1\}$$



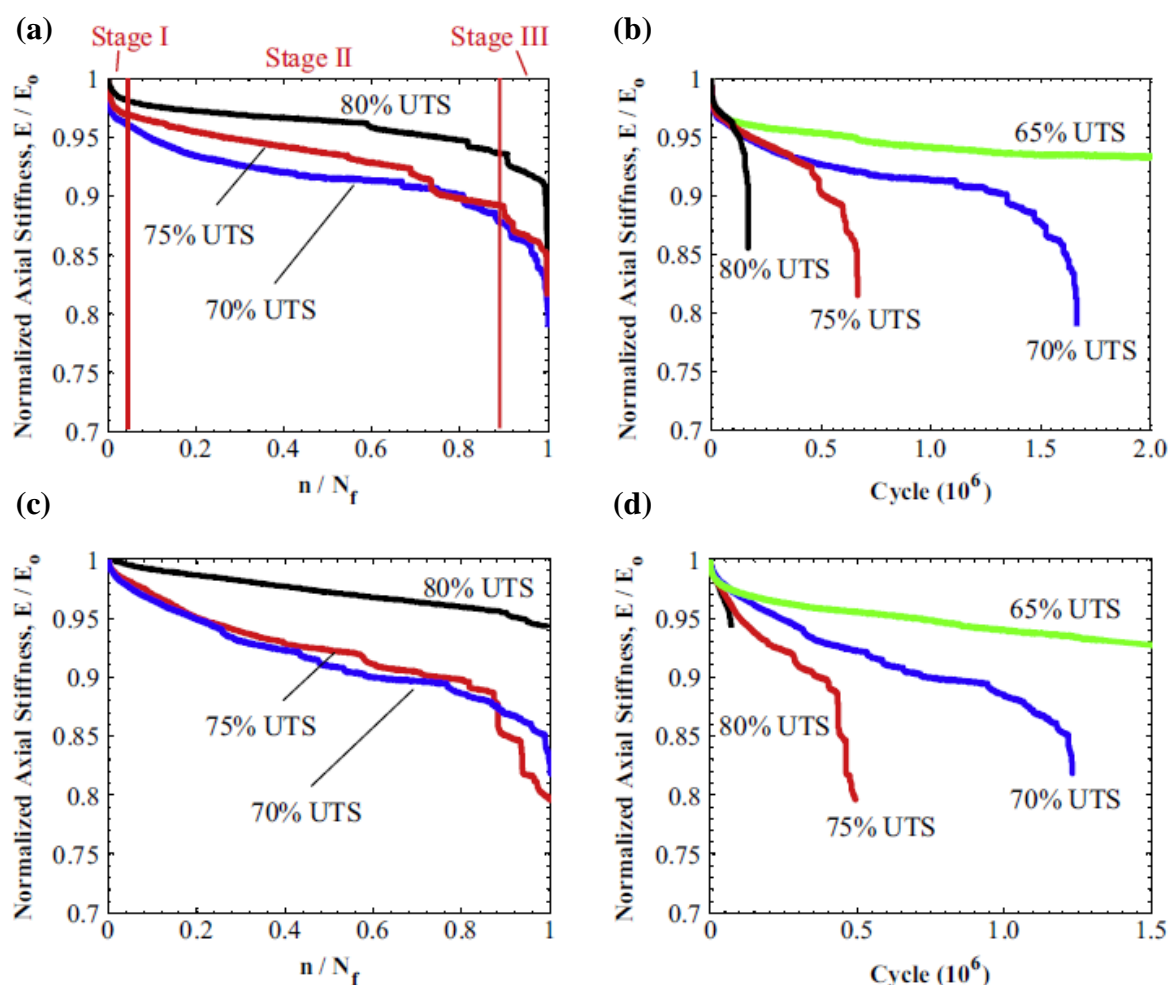
**Figura 1.19.** Curve S-N derivanti dalle prove a fatica ( $R = 0.1$ ) su provini in composito 5HS (a) e 8HS (b) <sup>[6]</sup>.

Durante le medesime prove a fatica è stata tracciata l'evoluzione del modulo elastico dei provini, che ha permesso la costruzione delle curve di degradazione della rigidezza (normalizzata rispetto quella iniziale del provino vergine)  $E/E_0$  nelle diverse condizioni di carico applicato (%UTS).

Come si può notare in **Figura 1.20**, tutti i provini testati manifestano una diminuzione della rigidezza caratterizzata da tre *stage* ben distinti: una rapida degradazione nel primo 5% di

vita (*Stage I*), seguita da una più graduale e stabile per la maggior parte dei cicli dei test (*Stage II*), per finire con un calo a picco durante i restanti 5-20% di vita (*Stage III*).

Generalmente, i provini in composito con tessitura 5HS esibiscono un maggior degrado di  $E$  nelle fasi iniziale e finale dei test a fatica paragonati ai provini con tessitura 8HS, mentre nella fase centrale l'andamento risulta molto simile.



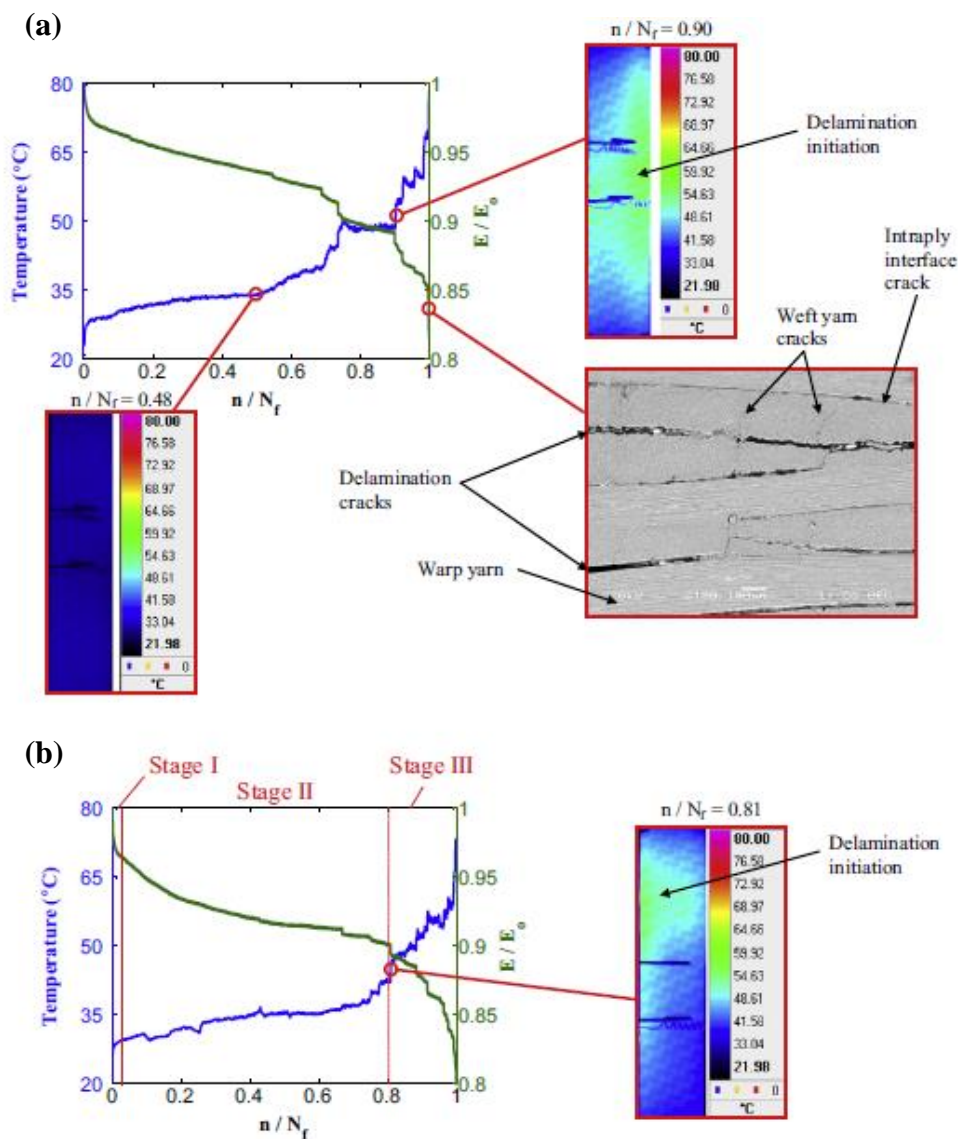
**Figura 1.20.** Curve di degradazione della rigidità per (a) e (b) compositi 5HS, e (c) e (d) compositi 8HS per le tensioni massime applicate indicate (%UTS)<sup>[6]</sup>.

Il lavoro degli autori non si è concentrato esclusivamente sulle prove meccaniche. Durante i test a fatica, infatti, tramite *IRT* sono stati registrati i profili di temperatura della superficie dei provini, per cercare di trovare poi una correlazione tra questi e l'evoluzione del danneggiamento.

Come esposto in **Figura 1.21**, il profilo della temperatura, che aumenta all'aumentare del numero di cicli, presenta tre *stage* analogamente alla curva di diminuzione della rigidità,

con zone di transizione allocate in corrispondenza dello stesso numero di cicli. Inoltre, l'andamento del profilo di temperatura permette di delineare le modalità con cui evolve il danno microscopico all'interno del provino:

- Durante la prima e la seconda fase la temperatura cresce uniformemente sulla superficie del provino, ad indicare un danneggiamento distribuito in modo uniforme nel materiale (vedi termografia realizzata per  $n/N_f = 0.48$ , **Figura 1.21**);
- Alla fine del secondo stage, in una regione centrale del provino si registra un picco di temperatura rispetto alle zone adiacenti, testimonianza dello sviluppo di



**Figura 1.21.** Profilo di temperatura e rigidezza normalizzata al variare del numero di cicli di un provino 5HS testato con una tensione massima applicata di (a) 75% UTS e (b) 70% UTS [6].

delaminazione tra i *ply* di tessuto (delaminazione inter-laminare, vedi termografia realizzata per  $n/N_f = 0.90$ , **Figura 1.21**);

È stata riportato lo studio del solo composito 5HS in quanto si è pervenuti a conclusioni analoghe con il composito 8HS.

Per quanto riguarda infine le tipologie di danneggiamento ed i momenti in cui avvengono, per entrambi i materiali è stato riscontrato che:

- Già dopo pochi cicli si sviluppano in maniera estesa delle cricche nelle fibre di tessuto di trama (perpendicolari alla direzione di carico), che si moltiplicano rapidamente, giungendo a saturazione alla fine del primo *stage*;
- Durante il secondo *stage*, a partire dalle cricche nei filamenti di trama si originano localizzate delaminazioni intra-laminari in corrispondenza dei punti di intreccio del tessuto, che crescono in numero ed estensione all'aumentare del numero di cicli;
- All'inizio dell'ultimo *stage*, in zone specifiche del provino individuate tramite l'*IRT* si verificano delaminazioni inter-laminari che conducono alla frattura delle fibre di tessuto e dunque alla rottura finale del provino.



**Articolo {5}: Lifetime and Young's modulus changes of glass/phenolic and glass/polyester composites under fatigue<sup>[7]</sup>**

**Autori:** T. Echtermeyer, B. Engh, L. Buene.

**Programma sperimentale:** Individuazione dell'esistenza di un modulo di fatica a trazione  $E_{tf}$  e di un modulo di fatica a compressione  $E_{cf}$  e loro andamento al variare del numero di cicli.

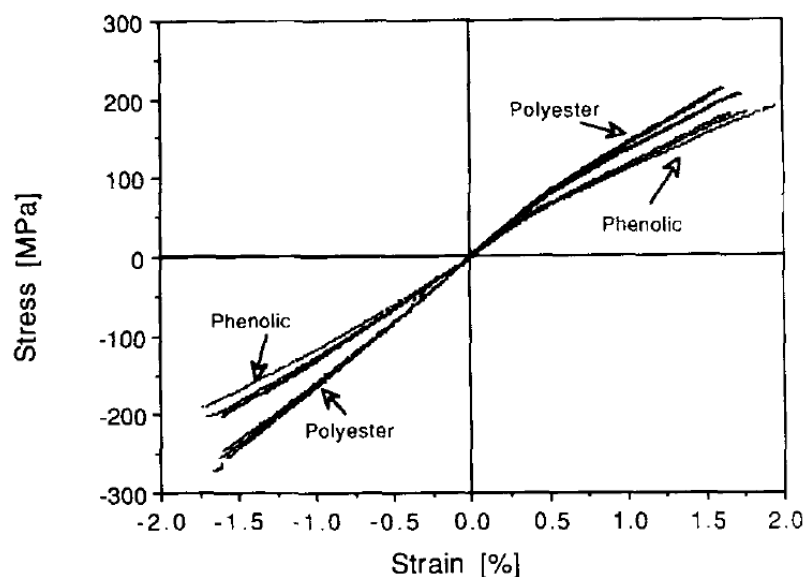
**Materiali:** composito con rinforzo in tessuto in fibra di vetro Rovimat 800/100 e matrice in resina fenolica/poliestere.

**Provini:** 5 layers orientati a  $0^\circ$ .

**Condizioni test:** test a fatica Tensione-Compressione ( $R = -1$ ).

**Risultati:** Verranno considerate, per motivi di sintesi, solamente le prove effettuate con composito con rinforzo in tessuto in fibra di vetro e matrice in resina fenolica, in quanto i risultati ottenuti con matrice in resina poliesteri risultano concordi.

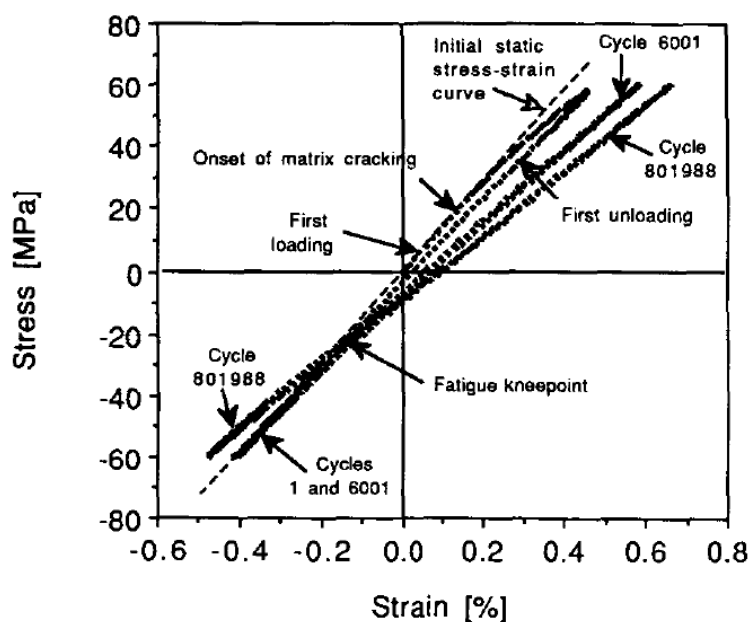
Dopo aver caratterizzato il materiale tramite prove quasi-statiche di trazione e compressione (**Figura 1.22**), sono stati eseguiti dei test a fatica con rapporto di ciclo  $R = -1$ , che da letteratura è noto causare un danneggiamento più ingente a causa della componente compressiva.



**Figura 1.22.** Curve di trazione e compressione quasi-statiche<sup>[7]</sup>.

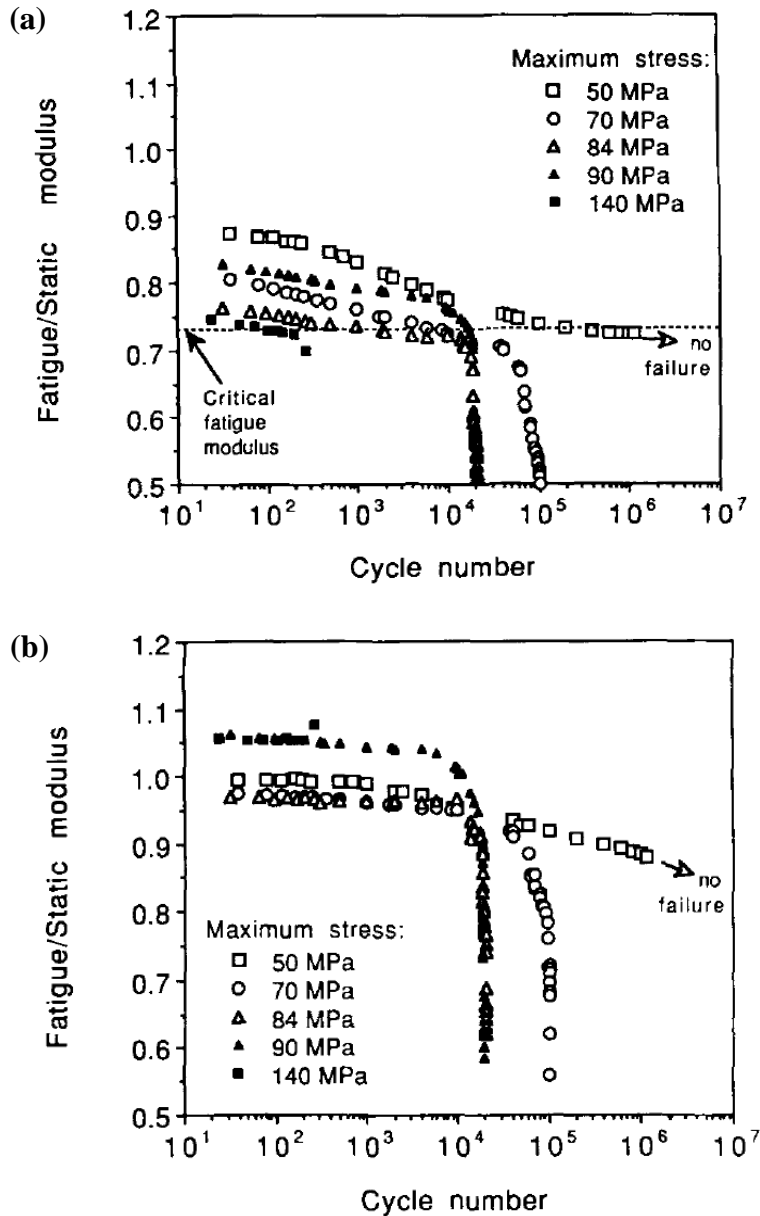
Una sequenza tipica di curve tensione-deformazione al progredire del numero di cicli è riportata in **Figura 1.23**. La curva  $\sigma$ - $\epsilon$  nella parte di trazione segue quella statica solamente durante il primo ciclo di carico: l'introduzione del primo danneggiamento (sotto forma di cricche nella matrice) determina infatti una riduzione della pendenza della curva, che diminuisce all'aumentare del numero di cicli per il progredire del danneggiamento.

Nella fase di scarico la curva non segue la quella statica, ed entrando nella fase di compressione, raggiunta una certa tensione le cricche precedentemente formatesi sembrano chiudersi, facendo riavvicinare la pendenza della curva  $\sigma$ - $\epsilon$  al suo valore iniziale (prova statica). Tale punto di transizione viene definito "ginocchio di fatica" (*fatigue kneepoint*). Ad alto numero di cicli tuttavia anche la pendenza della curva  $\sigma$ - $\epsilon$  nella fase di compressione inizia a calare per l'eccessivo accumulo di danno.



**Figura 1.23.** Evoluzione della curva tensione-deformazione durante il test a fatica per il composito in fibra di vetro/resina fenolica <sup>[7]</sup>.

A seguito di queste considerazioni si può dire che le curve di fatica tensione-deformazione possono essere descritte da due parti lineari, separate dal "ginocchio di fatica", le cui pendenze sono il modulo di fatica a trazione  $E_{tf}$  ed il modulo a fatica a compressione  $E_{cf}$ . Come visto tali moduli (che rappresentano la rigidità a trazione e a compressione del materiale) non sono costanti all'avanzare del numero di cicli, ma variano con un andamento descritto nei diagrammi di **Figura 1.24**.



**Figura 1.24.** Variazione del modulo di fatica a trazione  $E_{tf}$  (a) e del modulo a fatica a compressione  $E_{cf}$  (b) con il numero di cicli per varie ampiezze di tensione applicate su composito in fibra di vetro/resina fenolica <sup>[7]</sup>.

Analizzando il modulo di fatica a trazione si nota che:

- Il suo valore iniziale (al secondo ciclo)  $E_{tfi}$  dipende dall'ampiezza di tensione applicata, in particolare diminuisce all'aumentare di questa (anche se in certe prove tale effetto non si è verificato);
- Per gran parte della vita a fatica si verifica un lento e lineare abbassamento di  $E_{tf}$ , dovuto alla progressiva formazione di cricche sulla matrice, descrivibile tramite la relazione {1.2}:

$$E_{tf} = E_{tfi} - \alpha \log N \quad \{1.2\}$$

- Raggiunto un valore critico  $E_{crit}$  il modulo di fatica a trazione cala a picco, probabilmente a causa dell'inizio della frattura delle fibre di rinforzo lungo la direzione del carico.

Il modulo di fatica a compressione evidenzia un comportamento leggermente differente:

- Il suo valore iniziale risulta indipendente dall'ampiezza della tensione applicata (resta lo stesso valore del modulo statico), in quanto le cricche sulla matrice che causano la diminuzione di  $E$  risultano chiuse sotto carico di compressione;
- Per la stessa ragione, per gran parte della vita a fatica  $E_{cf}$  resta pressoché costante, facendo sembrare il provino non danneggiato dal punto di vista della rigidità;
- Nelle fasi finali, a seguito del brusco calo del modulo di fatica a trazione si verifica un crollo analogo di  $E_{cf}$  che precede la rottura del provino.

## **1.3 Riferimenti**

- [1] G. Sala, L. Di Landro, A. Airoidi, P. Bettini. Tecnologie e materiali aerospaziali – Ver 01, Cap. 34, 20-22.
- [2] R. Frassine. Tecnologie e proprietà dei materiali compositi, 26.
- [3] M. Quaresimin, M. Ricotta. Fatigue response and damage evolution in 2D textile composites. Carvelli-9781782422815 (2015), Cap. 9, 1-26.
- [4] T. Fujii, S. Amijima, K. Okubo. Microscopic fatigue processes in a plain-weave glass-fibre composite. *Composites Science and Technology* 49 (1993), 327-333.
- [5] S. R. Patel, S. W. Case. Durability of a graphite/epoxy woven composite under combined hygrothermal conditions. *International Journal of Fatigue* 22 (2000), 809-820.
- [6] J. Montesano, Z. Fawaz, H. Bougherara. Non-destructive assessment of the fatigue strength and damage progression of satin woven fiber reinforced polymer matrix composites. *Composites: Part B* 71 (2015), 122-130.
- [7] T. Echtermeyer, B. Engh, L. Buene. Lifetime and Young's modulus changes of glass/phenolic and glass/polyester composites under fatigue. *Composites*, Volume 26 Number 1 (1995), 10-16.



# Capitolo 2

## Preparazione del materiale

### 2.1 Fasi del processo di infusione

I provini in materiale composito con rinforzo in fibra di vetro [0<sub>UD</sub>/T/0<sub>UD</sub>] e matrice in resina epossidica utilizzati durante le prove a fatica sono stati tutti ottenuti a partire da pannelli realizzati tramite processo di infusione sottovuoto, realizzato nel *laboratorio di meccanica sperimentale* del DTG di Vicenza. Verranno di seguito elencate in ordine cronologico le fasi del processo correlate dalle attrezzature utilizzate.

- i. **Pulizia dello stampo:** rimozione, dalla superficie della lastra di vetro utilizzata come stampo (dimensioni 29x38 cm) per realizzare il pannello, della resina indurita residuo del precedente processo di infusione, mediante l'utilizzo di un cutter e di acetone;



*Figura 2.1. Preparazione dello stampo in vetro.*

- ii. **Applicazione scotch e butilene:** gli angoli e spigoli vivi lungo i lati dello stampo son ricoperti per evitare che portino successivamente alla foratura del sacco per il mantenimento del vuoto (**Figura 2.1**);
- iii. **Stesura della cera distaccante:** sulla superficie dello stampo pulita sono applicate due passate di distaccante per facilitare la futura operazione di estrazione del pannello dallo stampo o *demolding* (**Figura 2.2**);



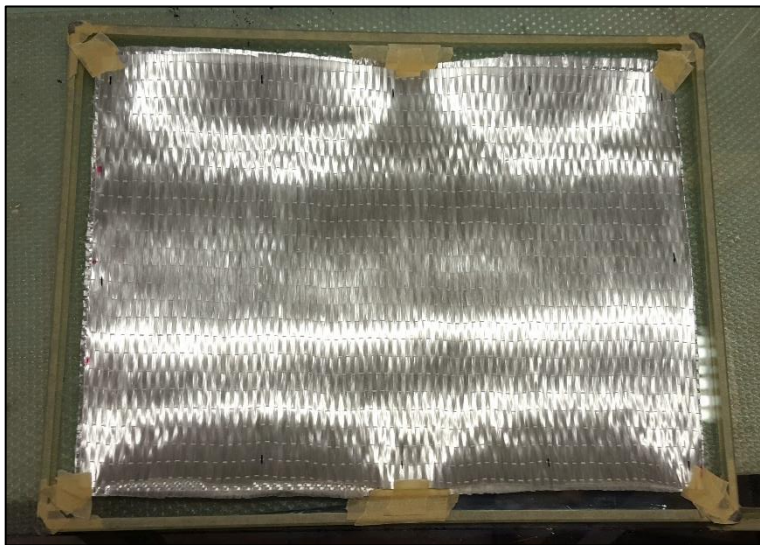
**Figura 2.2.** Cera per favorire il demolding.

- iv. **Taglio dei materiali:** vengono tagliati nelle misure desiderate gli strati di rinforzo in fibra di vetro (in tessuto ed unidirezionale), il tessuto *peel-ply*/microforato e la rete *flow-mat* (questi ultimi due con misure leggermente superiori agli strati di rinforzo del materiale composito);
- v. **Stesura degli strati di rinforzo:** con orientazione delle fibre, nel caso di rinforzo unidirezionale, parallela alla direzione di efflusso della resina. La sequenza di sovrapposizione per ottenere i provini desiderati per i test è fibre UD/ fibre tessuto/ fibre UD (**Figura 2.3-2.4**);





*Figura 2.3. Stesura strato rinforzo in tessuto twill 2x2.*



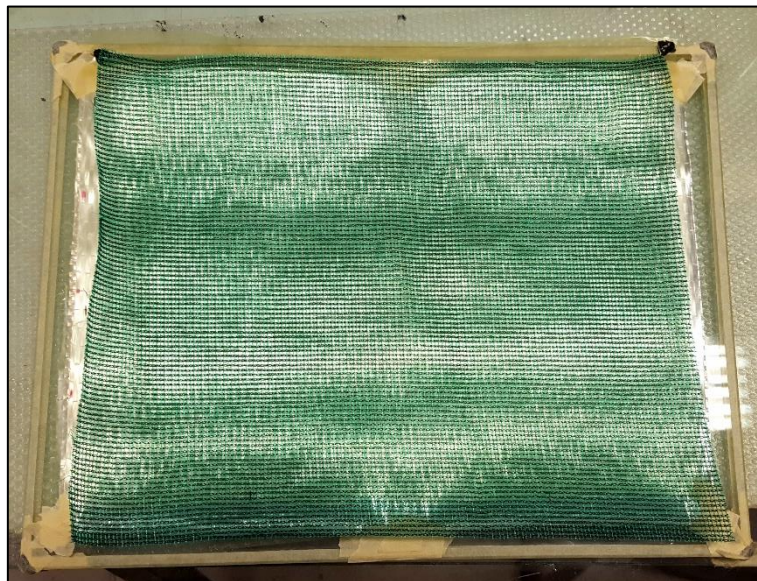
*Figura 2.4. Stesura strato rinforzo unidirezionale.*

- vi. **Stesura strato di *peel-ply* o microforato:** tessuto che facilita l'operazione di demolding del pannello dagli altri materiali utilizzati nel processo, e permette inoltre di verificare che il riempimento dello stampo da parte della resina avvenga in modo corretto (la completa impregnazione del tessuto indica una buona infusione) (*Figura 2.5*);



*Figura 2.5. Applicazione del microforato sopra gli strati di rinforzo.*

- vii. **Applicazione della rete *flow-mat*:** rete di colore verde che facilita lo scorrimento della resina durante l'infusione (*Figura 2.6*);



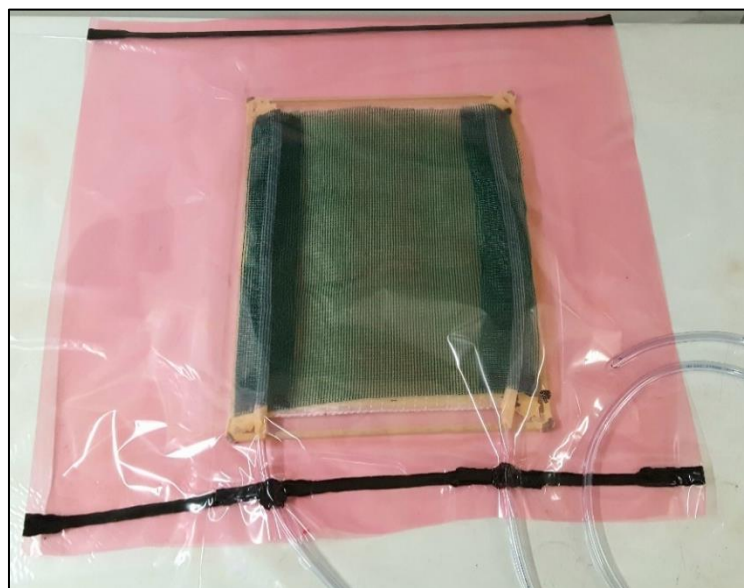
*Figura 2.6. Applicazione della rete flow-mat.*

- viii. **Realizzazione dei canali di ingresso e di uscita:** costituiti da due tubi di plastica con terminazioni tagliate a spirale, tenuti in posizione nello stampo tramite l'applicazione di pezzetti di butilene ed inseriti tra due strisce di flow-mat per creare turbolenza e facilitare la fuoriuscita della resina (**Figura 2.7**);



*Figura 2.7. Applicazione dei canali di iniezione ed uscita della resina.*

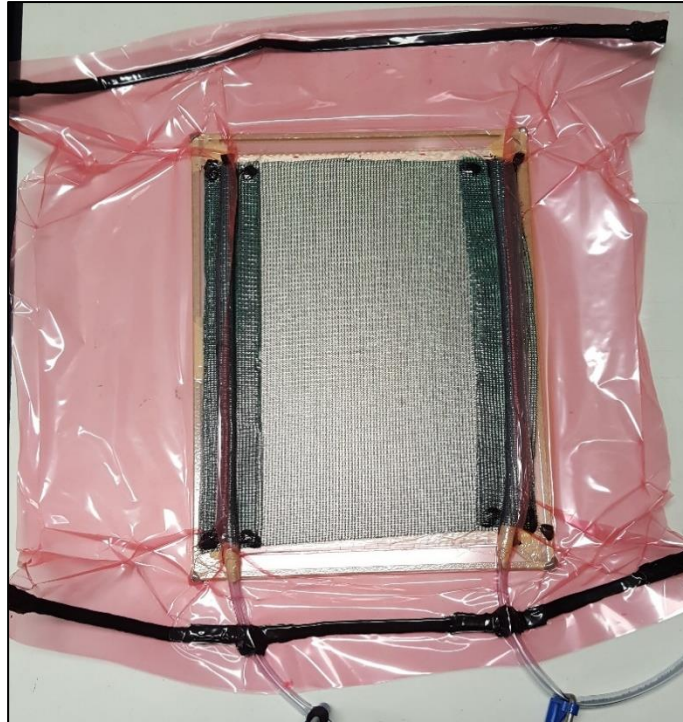
- ix. **Preparazione del sacco:** per garantire il vuoto viene utilizzato un sacco in nylon, che viene tagliato, applicato attorno allo stampo e sigillato tramite strisce di butilene (una gomma adesiva facilmente modellabile che garantisce la sigillatura). Durante questa fase è importante evitare la



*Figura 2.8. Inserimento dello stampo pronto all'interno del sacco per il vuoto.*

formazione di pieghe o grinze che porterebbero alla formazione di bolle e vuoti all'interno del materiale (*Figura 2.8*);

- x. **Verifica tenuta del sacco:** il sacco contenente lo stampo viene collegato alla pompa di vuoto ed è verificato che non vi siano perdite d'aria (*Figura 2.9*);



*Figura 2.9. Realizzazione del vuoto all'interno del sacco.*

- xi. **Preparazione della resina:** la resina viene versata nel vaso di iniezione, in quantità necessaria a riempire lo stampo tenendo conto anche dei canali di iniezione ed aspirazione. Viene dunque aggiunto l'indurente, in quantità pari al 33,5% della resina, e mescolato fino ad ottenere un prodotto omogeneo;

- xii. **Degassaggio:** l'aria contenuta all'interno della resina viene espulsa tramite l'applicazione, all'interno del vaso di iniezione, di cicli di pressione  $p_{\text{atm}} - p_{\text{vuoto}} (= -1 \text{ bar})$ . Tale tecnica applicata varie volte porta all'implosione delle bolle d'aria disperse, evitandone l'ingresso nello stampo che porterebbe alla formazione di vuoti notevoli nel pannello infuso (**Figura 2.10**);



**Figura 2.10.** Eliminazione dell'aria contenuta all'interno della resina.

- xiii. **Collegamento dello stampo al sistema di infusione:** con verifica di tenuta del vuoto del sistema, in particolar modo in corrispondenza dei vasi di iniezione ed aspirazione della resina (**Figura 2.11**);
- xiv. **Processo di infusione:** la resina inizia a fluire all'interno dello stampo in cui è stato creato il vuoto, con un fronte di avanzamento che impregna progressivamente le fibre di rinforzo, dal canale di ingresso verso quello di uscita. Viene applicata inizialmente una differenza di pressione bassa tra iniezione ed aspirazione (circa 0.1 bar), per permettere alla resina di scendere e infondersi bene attraverso le fibre dei vari strati. Man mano che il fronte di flusso prosegue, aumenta la resistenza all'avanzamento, e la differenza di pressione viene aumentata (fino ad un massimo di 0.9 bar). A stampo riempito il processo non viene istantaneamente arrestato, per permettere una miglior compattazione della resina e la fuoriuscita di bolle

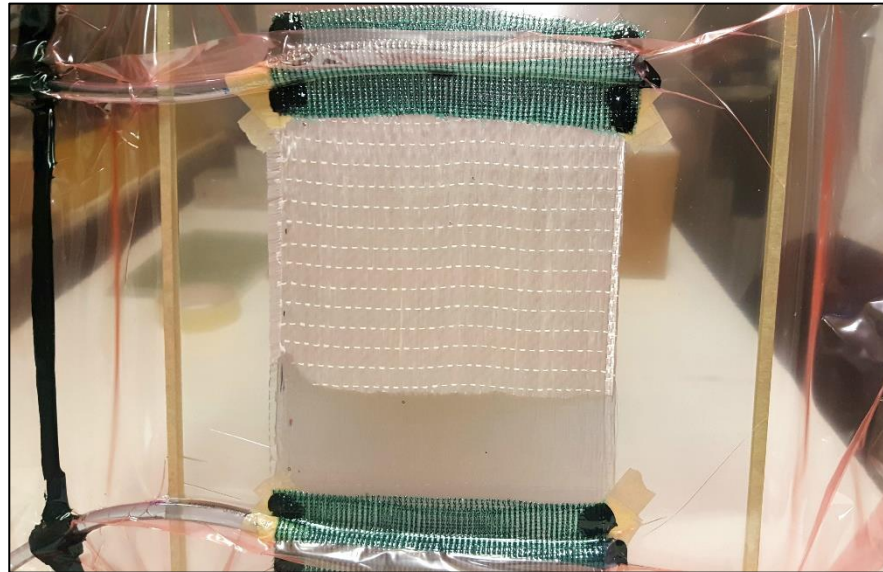
d'aria, presenti specialmente nel fronte di avanzamento. Il tempo massimo disponibile per completare l'infusione è di circa 2 ore, in quanto dopo tale tempo la resina inizia a reticolare (*Figura 2.12*);



*Figura 2.11. Stampo collegato al sistema di iniezione della resina e pronto all'infusione.*

- xv. **Cura del materiale:** attesa che la resina completi la reticolazione (3 giorni solitamente) mantenendo il laminato all'interno del sacco sottovuoto a temperatura ambiente;

- xvi. **Post-cura:** inserimento del laminato all'interno di un forno a temperatura controllata di 20° per 4 ore e di 65° per 12 ore.
- xvii. **Demolding:** apertura del sacco e separazione del pannello ottenuto dallo stampo e dagli altri materiali utilizzati nel processo.



*Figura 2.12. Fronte di flusso della resina durante il processo di infusione.*

## 2.2 Taglio del pannello e preparazione dei provini

Dai laminati così ottenuti vengono ricavati i provini tramite operazione di taglio, con una geometria e misure che rispettino la normativa che racchiude gli standard per testare a fatica materiali compositi a matrice polimerica.

Dopo l'operazione di taglio si deve procedere alla levigatura dei bordi del provino, tramite l'utilizzo di una levigatrice orbitale con carte abrasive a grana progressivamente più fine (**Figura 2.13**). Tale operazione è fondamentale per due motivi:

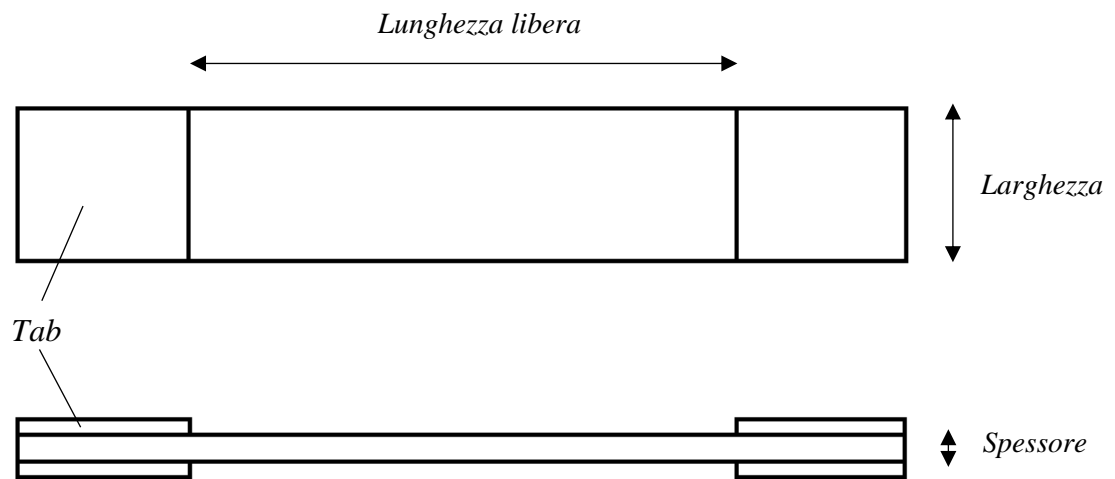
- limitare la presenza di difetti ai bordi derivanti dall'operazione di taglio, evitando in tal modo che queste regioni siano siti preferenziali per lo sviluppo di cricche;
- permettere osservazioni al microscopio elettronico più nitide e dettagliate.



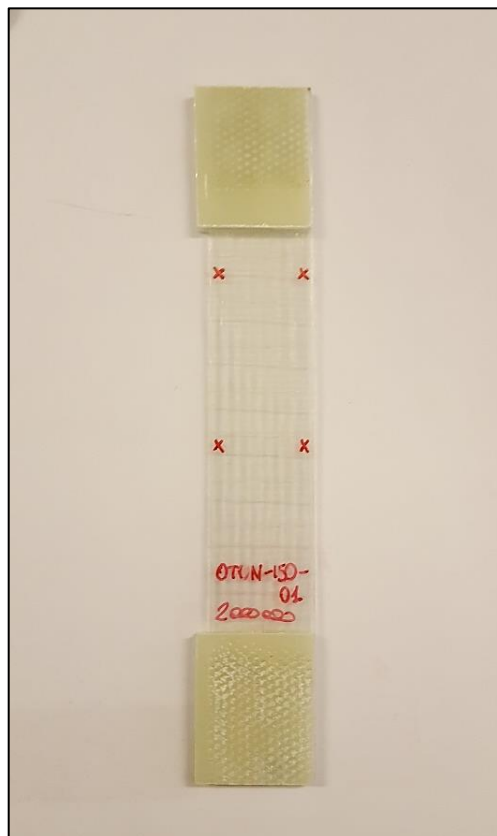
**Figura 2.13.** Levigatrice orbitale.

Per risultare pronti per i test i provini devono infine essere rinforzati in prossimità delle zone di afferraggio della macchina, come impone la normativa per evitare di danneggiare il provino in corrispondenza di tale regioni. A tal proposito vengono utilizzati dei *tab*, costituiti da pezzetti rettangolari di laminati unidirezionali incollati tramite colla a presa rapida ai lati del provino (**Figura 2.14-2.15**).





*Figura 2.14. Geometria dei provini realizzati.*

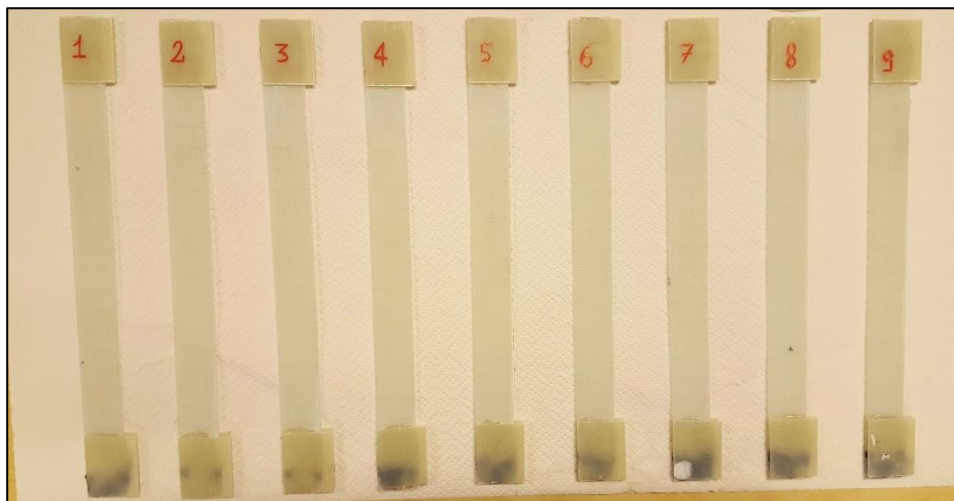


*Figura 2.15. Immagine di un provino pronto ad essere testato a fatica.*

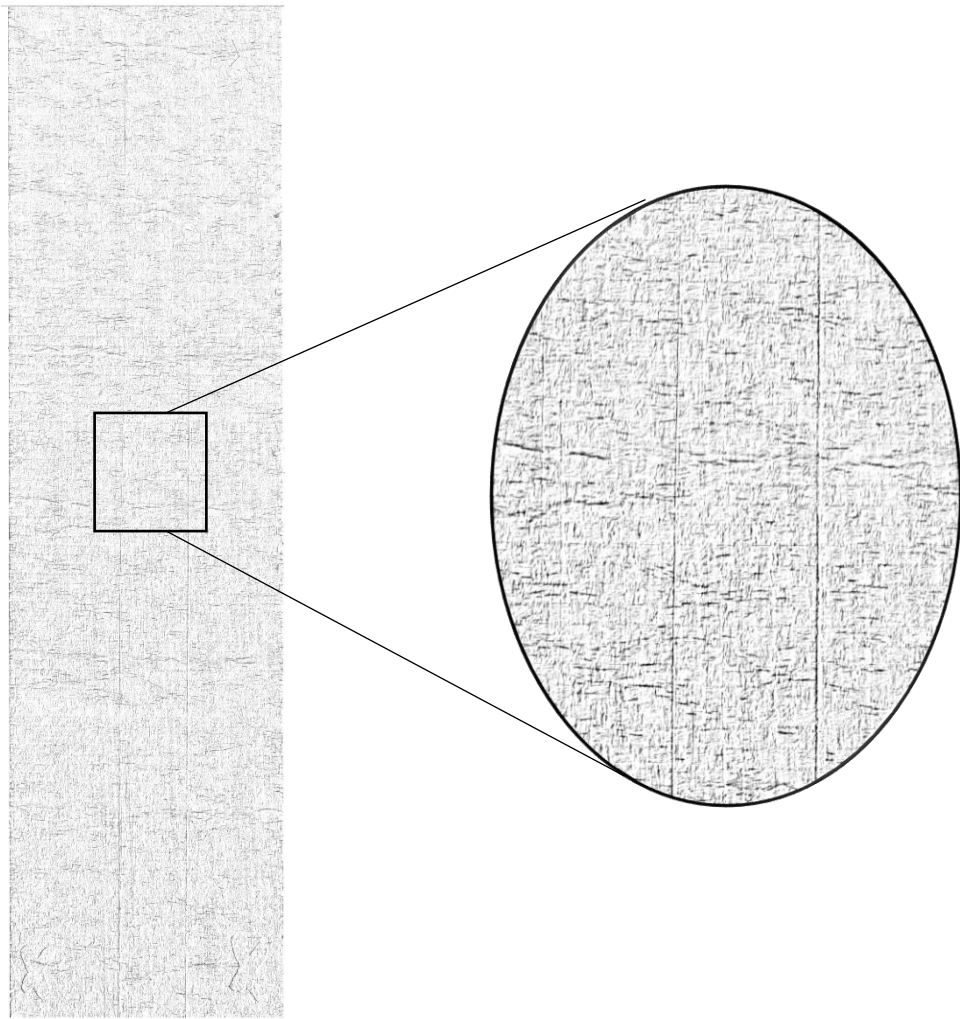
## 2.3 Prove di infusione realizzate

Con l'obiettivo di ottenere la miglior resa per avere in sede di test a fatica un'ottima osservazione del danneggiamento del provino, sono state realizzate diverse prove di infusione con diverse dimensioni del pannello e materiali utilizzati. Di seguito sono descritte nel dettaglio le prove effettuate ed i risultati ottenuti, poi sintetizzati in **Tabella 2.1**.

- i. *Pannello A, 34x25 cm con utilizzo di tessuto peel-ply*: il processo di infusione è stato ottimale, ma il tessuto di *peel-ply* ha lasciato la traccia della sua trama sul pannello. Osservando i provini durante le prove a fatica, si è notato che la trama del *peel-ply* crea interferenza nell'osservazione del danneggiamento del tessuto (**Figura 2.17**). Il set di provini così ottenuti è stato di conseguenza scartato per i test a fatica, ed utilizzato solamente per la caratterizzazione microstrutturale del materiale;



**Figura 2.16.** Set di provini ottenuti dal pannello A.

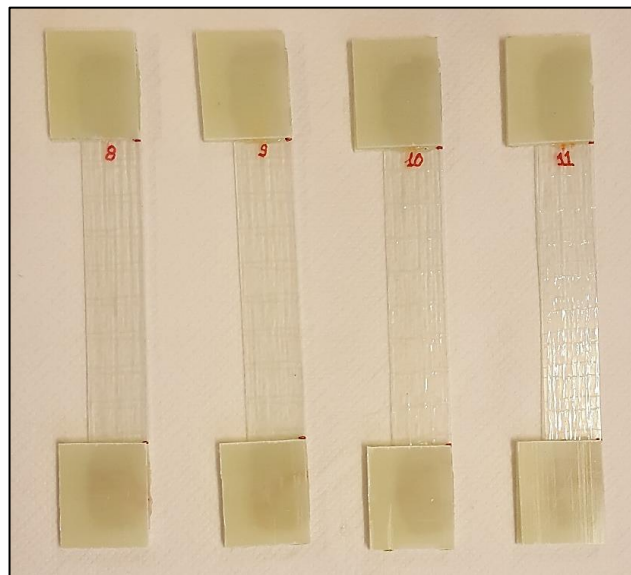


**Figura 2.17.** Traccia del tessuto peel-ply sui provini ricavati dal pannello A.

- ii. *Pannello B, 34x25 cm con utilizzo di tessuto microforato:* si è valutato l'utilizzo di tessuto microforato al posto del *peel-ply*, in quanto non lascia traccia sul pannello. Il processo di infusione è risultato tuttavia più difficoltoso, per la diminuzione della velocità di efflusso della resina. Inoltre, in tale prova è stata utilizzata una quantità non sufficiente di resina che ha portato alla formazione all'interno del pannello di zone con vuoti. Per tali motivi i provini ottenuti da questo pannello sono stati successivamente scartati;
  
- iii. *Pannello C, 20x16 cm senza tessuto microforato e rete flow-mat:* per ottenere una superficie del pannello il più lucida possibile, si è provato a realizzare un'infusione

senza l'utilizzo di *peel-ply* o tessuto microforato, di lunghezza inferiore per l'inferiore velocità di flusso della resina causata dalla mancanza della rete *flow-mat*. La velocità del fronte di avanzamento della resina è risultata molto bassa, tuttavia si è riusciti ad ottenere un pannello con caratteristiche estetiche elevate. I provini ottenuti da questo pannello sono stati utilizzati come primo set per i test a fatica;

- iv. *Pannello D, 35x16 cm con tessuto peel-ply solo nelle zone terminali*: visto il buono risultato della prova precedente, si è cercato di aumentare la velocità di flusso della resina inserendo nelle zone iniziale e finale del pannello delle strisce di *peel-ply* di larghezza 5 cm. La zona centrale del pannello è invece stata lasciata libera per ottenere l'ottima finitura superficiale ottenuta nella prova iii). Il risultato è stato soddisfacente ed ha permesso di ricavare i restanti set di provini testati a fatica.



**Figura 2.18.** *Provini ricavati dal pannello D successivamente testati a fatica.*

<i>DENOMINAZIONE</i>	<i>CARATTERISITCHE</i>	<i>RISULTATI PROCESSO INFUSIONE</i>	<i>PROVINI OTTENUTI</i>
PANNELLO A	34x25 cm con utilizzo di tessuto <i>peel-ply</i> e rete <i>flow-mat</i>	Infusione ottimale. Traccia della trama del tessuto <i>peel-ply</i> crea interferenza nell'osservazione del danneggiamento dei provini.	9 provini utilizzati per la caratterizzazione microstrutturale del materiale ma scartati per le prove a fatica.
PANNELLO B	34x25 cm con utilizzo di tessuto microforato e rete <i>flow-mat</i>	Bassa velocità di efflusso della resina. Elevata presenza di vuoti nel pannello dovuti anche alla quantità di resina utilizzata per l'infusione che è risultata insufficiente.	Provinci scartati.
PANNELLO C	20x16 cm senza utilizzo di tessuti e rete <i>flow.mat</i>	Infusione buona, caratterizzata da bassa velocità di efflusso della resina. Ottenimento di una superficie con ottime caratteristiche estetiche per l'osservazione del danneggiamento a fatica.	4 provini utilizzati per il la caratterizzazione microstrutturale del materiale e per il primo set di test a fatica.
PANNELLO D	35x16 cm con utilizzo di tessuto <i>peel-ply</i> solo nelle zone terminali del pannello	Infusione buona, con superiore velocità di efflusso della resina. Ottima finitura superficiale nella zona centrale del provino (zona di osservazione del danneggiamento).	13 provini utilizzati per i successivi set di test a fatica.

**Tabella 2.1.** Riassunto delle prove di infusioni fatte, dei problemi riscontrati e dell'utilizzo dei provini ricavati.



# Capitolo 3

## Proprietà elastiche e microstrutturali

### 3.1 Caratterizzazione delle proprietà elastiche del materiale mediante prove statiche

Per caratterizzare le proprietà elastiche del materiale composito fibra di vetro in tessuto *twill 2x2*/resina epossidica è stato realizzato un pannello (di dimensioni 35x25 cm) costituito da 9 strati sovrapposti di rinforzo in tessuto tutti con la stessa orientazione. Da tale laminato, di spessore medio 2,1 mm (spessore singolo *layer* 0,24 mm), sono stati ricavati 9 provini, tagliati in modo da ottenere tre diverse orientazioni delle fibre di rinforzo rispetto alla direzione di carico:

- 3 provini, denominati “t9-00”, con orientazione delle fibre in tessuto parallele alla direzione di carico;
- 3 provini, denominati “t9-90”, con fibre di rinforzo orientate a 90° rispetto alla direzione di carico;
- 3 provini, denominati “t9-45”, con fibre disposte a 45° gradi rispetto alla direzione di carico.

Le proprietà elastiche sono state ottenute mediante prove statiche di trazione monoassiale realizzate su macchina “MTS 809 Axial/Torsional Test System” con rilevazione delle deformazioni tramite estensometro biassiale.



*Figura 3.1. Rottura statica del provino t9-45.02.*

In *Tabella 3.1* sono sintetizzati i test effettuati e le caratteristiche meccaniche da essi estrapolati.



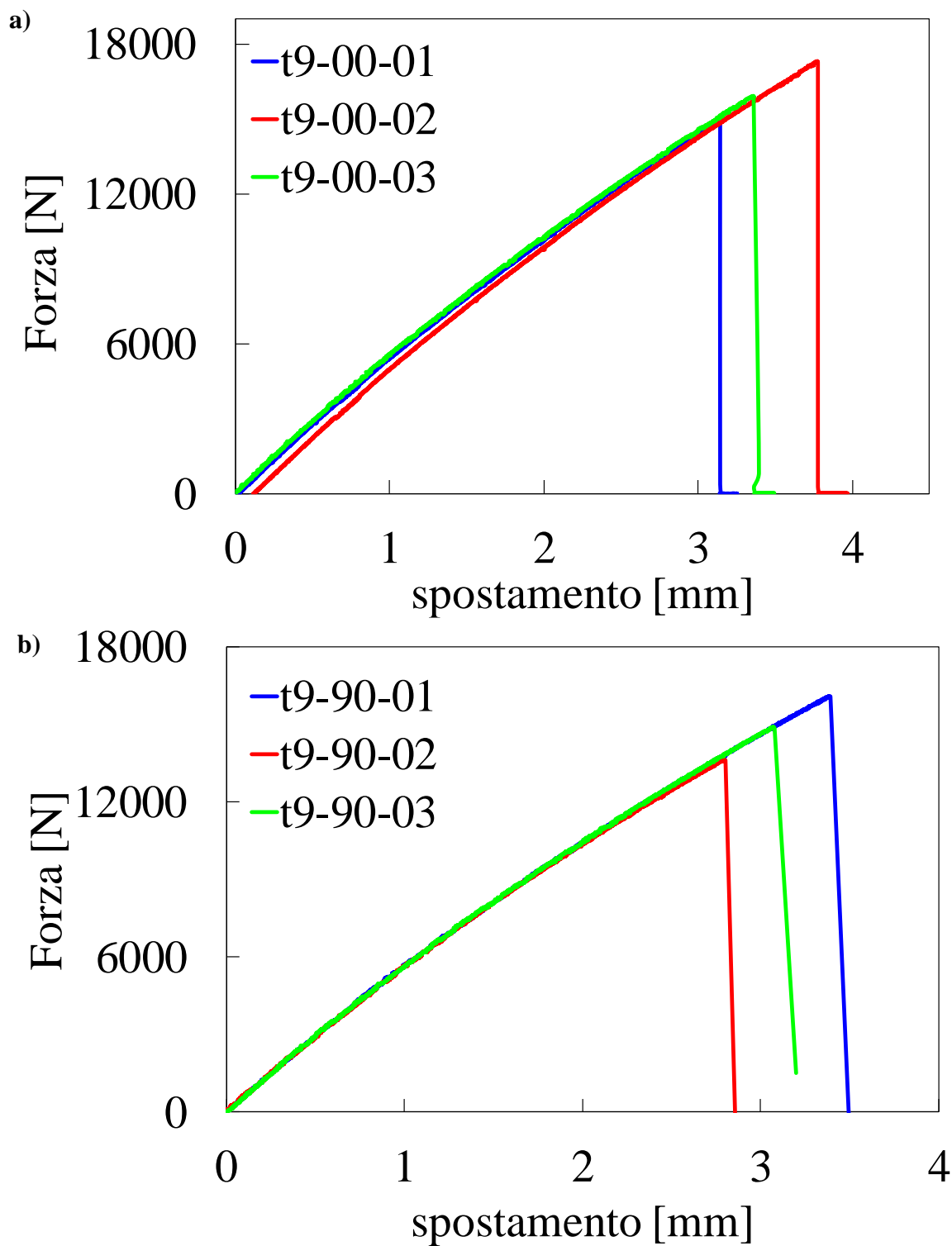
<i>Codice provino</i>	<i>Spessore [mm]</i>	<i>Larghezza [mm]</i>	<i>Lunghezza libera [mm]</i>	<i>F<sub>rottura</sub> [N]</i>	<i>L<sub>rottura</sub> [mm]</i>	<i>σ<sub>rottura</sub> [MPa]</i>	<i>ε<sub>rottura</sub> (*)</i>	<i>E<sub>1</sub> [MPa]</i>	<i>ν<sub>12</sub></i>	<i>E<sub>2</sub> [MPa]</i>	<i>ν<sub>21</sub></i>	<i>E<sub>45</sub> [MPa]</i>
t9-00-01	2,13	20,77	177,55	14977	3,2535	338,5	1,47E-02	24557	0,148			
t9-00-02	2,08	20,74	176,3	17322	3,9699	401,5	1,48E-02	24727	0,156			
t9-00-03	2,06	20,74	176,3	15924	3,4946	372,7	1,33E-02	24697	0,137			
t9-90-01	2,09	21,16	176,51	16110	3,5876	364,3	1,33E-02			24385	0,145	
t9-90-02	2,11	20,74	176,5	13637	3,1430	311,6	1,26E-02			24360	0,139	
t9-90-03	2,09	21,16	176,8	14905	3,3912	337,0	1,32E-02			24426	0,146	
t9-45-01	2,12	20,38	137,13	8378	24,067	193,9	2,32E-02					13704
t9-45-02	2,14	20,77	135,73	8574	23,537	192,9	1,75E-02					13379
t9-45-03	2,14	20,51	137,5	8495	23,650	193,5	2,98E-02					13527

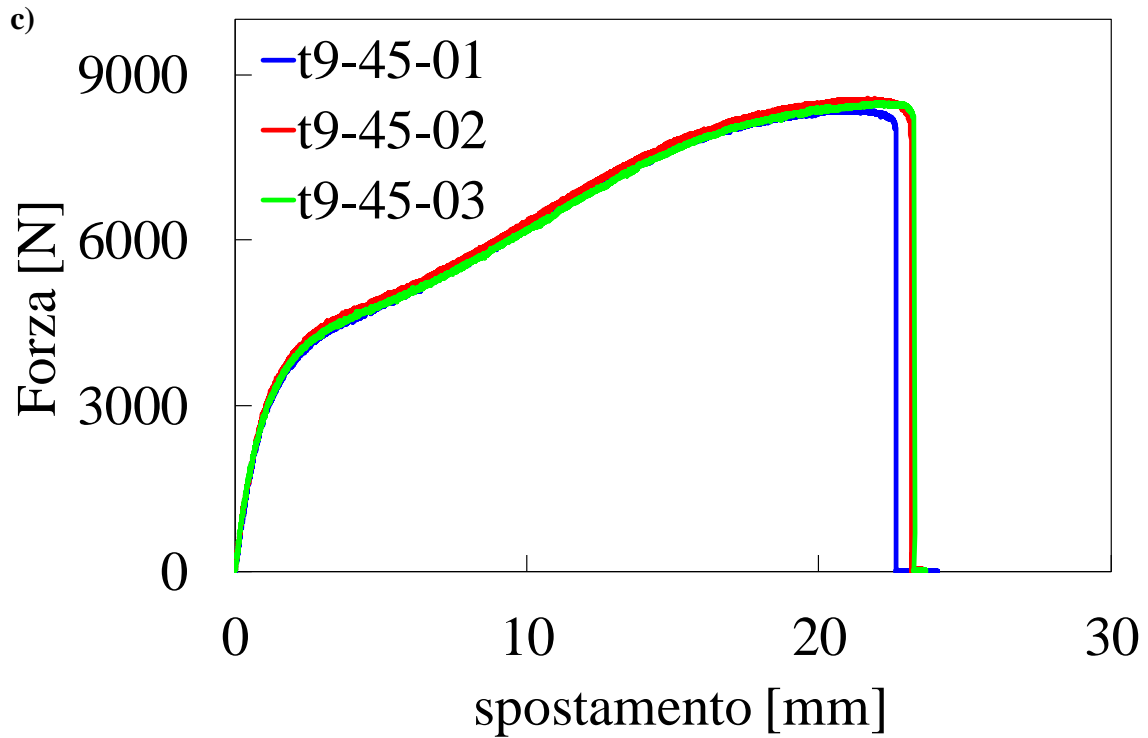
**Tabella 3.1.** *Caratteristiche geometriche e proprietà meccaniche ricavate durante le prove statiche.*

(\*) *Indica che il valore non è realistico in quanto è stato rimosso l'estensometro prima della rottura del provino.*

Vengono di seguito esposti i diagrammi forza vs. spostamento,  $\sigma$  vs.  $\epsilon$  e  $\epsilon_y$  vs.  $\epsilon_x$  (questi ultimi due nella sola regione lineare iniziale) ottenuti durante le prove, dalla cui analisi è stato caratterizzato meccanicamente il materiale.

### Diagrammi Forza – spostamento

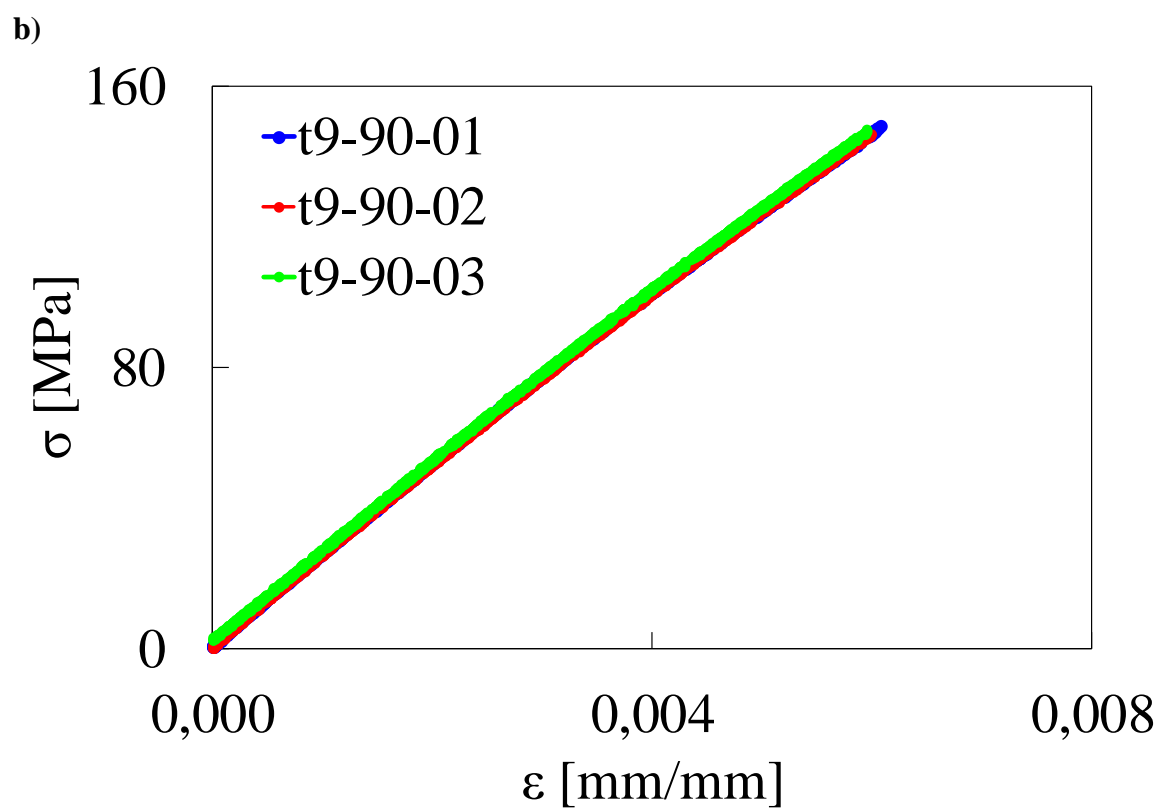
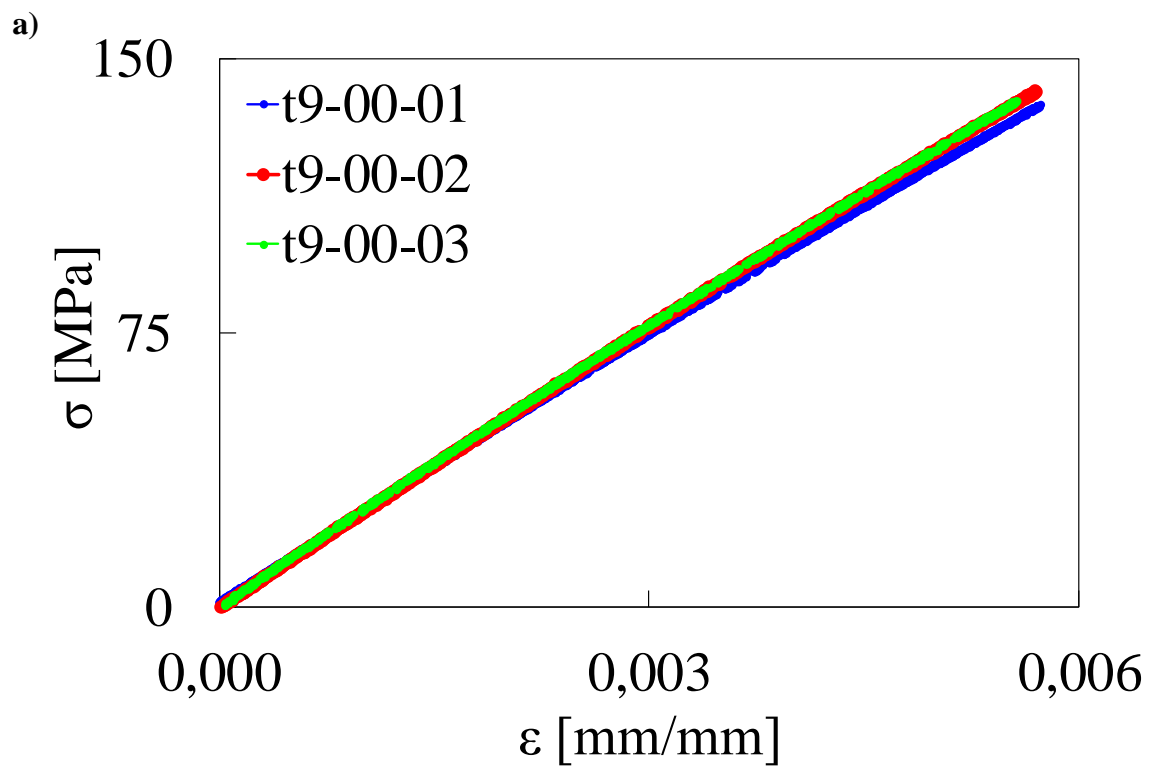


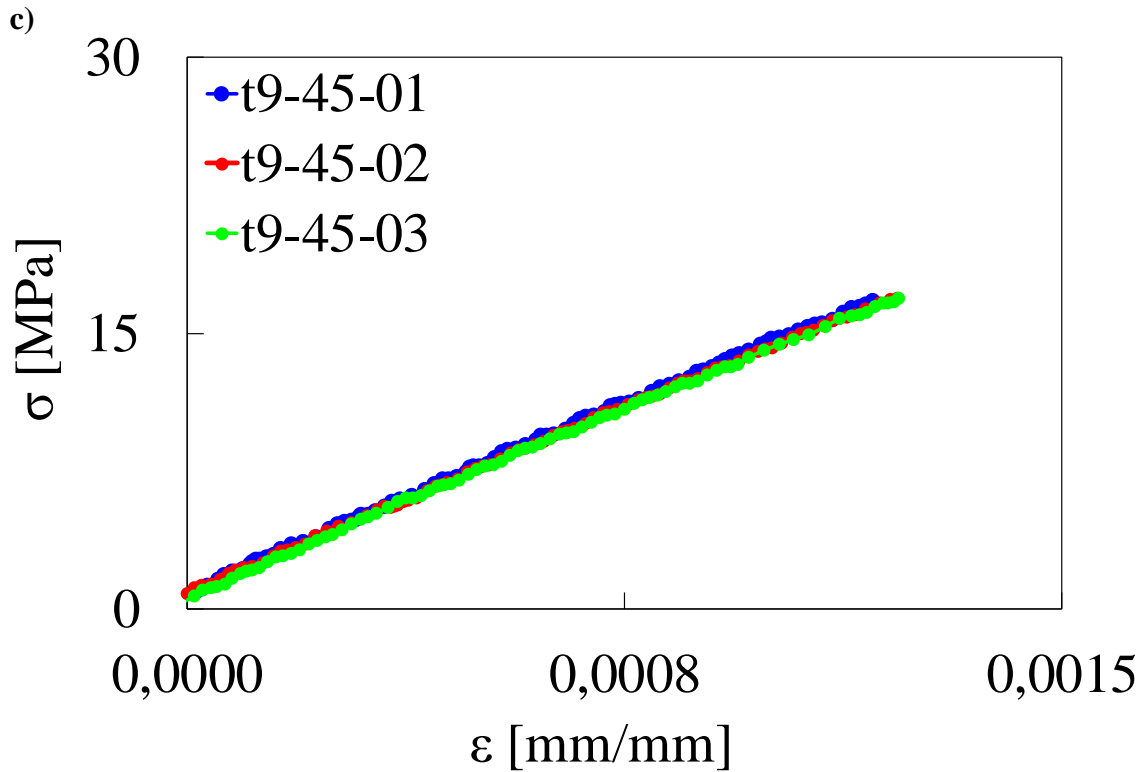


**Figura 3.2.** Curve Forza - spostamento ottenute per orientazioni del rinforzo rispetto alla direzione di carico di a)  $0^\circ$ , b)  $90^\circ$  e c)  $45^\circ$ .

Come si può notare confrontando i test dei provini con tessuto orientato a  $0^\circ$  e  $90^\circ$  (t9-00 e t9-90), i risultati ottenuti sono pressoché uguali, a verifica del corretto bilanciamento in termini di resistenza e rigidezza che il rinforzo in tessuto garantisce in direzioni ortogonali lungo il piano. L'andamento delle curve  $F-s$  ottenute con provini con rinforzo orientato a  $45^\circ$  rispetto alla direzione di carico (t9-45) mostra invece una rapida perdita di linearità elastica con un susseguente abbassamento della resistenza ed aumento dell'allungamento a rottura, a testimonianza del maggior interessamento della matrice nella tenuta del carico.

*Diagrammi  $\sigma - \varepsilon$*

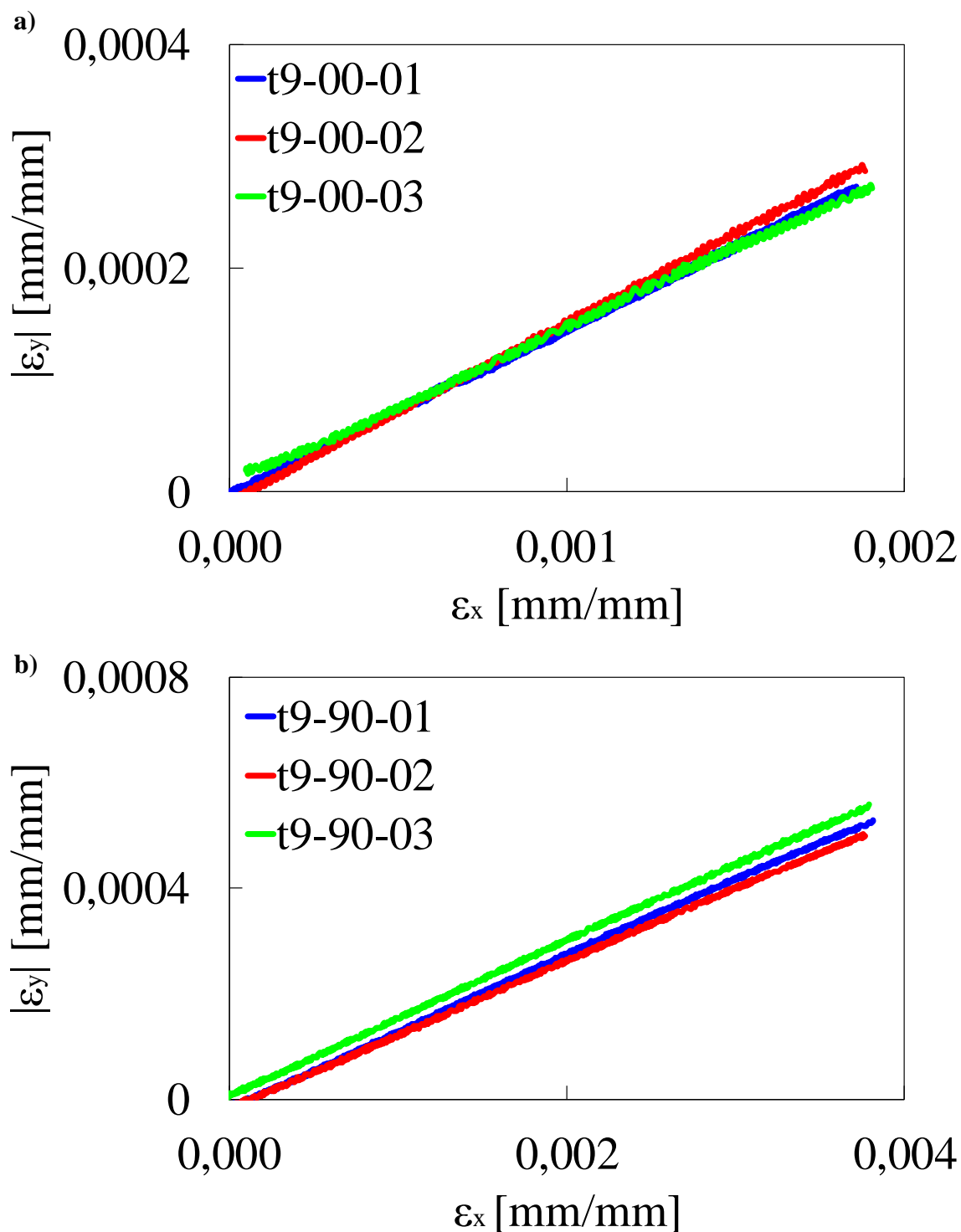




**Figura 3.3.** Curve  $\sigma - \varepsilon$  ottenute per orientazioni del rinforzo rispetto alla direzione di carico di a)  $0^\circ$ , b)  $90^\circ$  e c)  $45^\circ$ .

Come in precedenza, i diagrammi ottenuti con provini t9-00 e t9-90 manifestano lo stesso andamento; in particolare nella zona lineare elastica le curve  $\sigma - \varepsilon$  mostrano analoga pendenza, a dimostrazione dell'uguaglianza del modulo di Young (e dunque di rigidità) del materiale in direzioni ortogonali lungo il piano ( $E_1 \approx E_2$ ). Il modulo elastico  $E_{45}$  ottenuto testando i provini t9-45 è risultato essere invece circa la metà di  $E_1$ .

**Diagrammi  $\varepsilon_y - \varepsilon_x$**



**Figura 3.4.** Curve  $\varepsilon_y - \varepsilon_x$  ottenute per orientazioni del rinforzo rispetto alla direzione di carico di a)  $0^\circ$  e b)  $90^\circ$ .

Rapportando la deformazione trasversale a quella longitudinale, ottenute dalle rilevazioni dell'estensometro biassiale, è stato ricavato il coefficiente di Poisson nel piano che è risultato ancora uguale in direzione  $0^\circ$  e  $90^\circ$ .

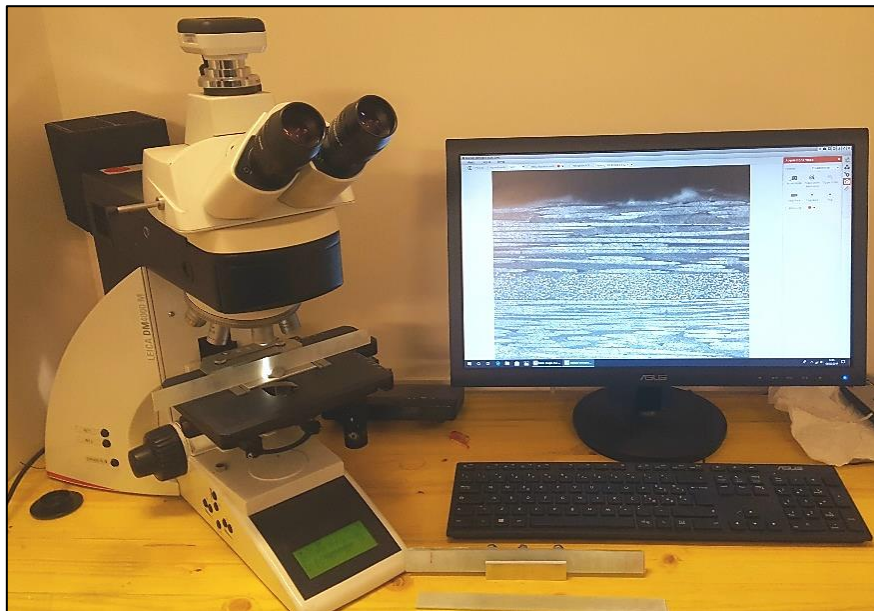
Per ottenere dei parametri che caratterizzino univocamente il materiale, i valori ottenuti dalle varie prove sono stati mediati e vengono elencati di seguito.

- $E_1 = 24660 \text{ MPa}$ .
- $E_2 = 24390 \text{ MPa}$ .
- $E_{45} = 13537 \text{ MPa}$ .
- $\nu_{12} = 0,147$ .
- $\nu_{21} = 0,143$ .
- $G_{12} = \left( \frac{2\nu_{12}}{E_1} - \frac{1}{E_1} - \frac{1}{E_2} + \frac{4}{E_{45}} \right)^{-1} = 4428 \text{ MPa}$ .
- $\sigma_{rottura 0^\circ} = 370,9 \text{ MPa}$ ;  
 $\sigma_{rottura 90^\circ} = 337,6 \text{ MPa}$ ;  
 $\sigma_{rottura 45^\circ} = 193,4 \text{ MPa}$ .
- $\epsilon_{rottura 0^\circ} = \frac{L_{rottura}}{L_0} = 0.0202$ ;  
 $\epsilon_{rottura 90^\circ} = 0.0191$ ;  
 $\epsilon_{rottura 45^\circ} = 0.1736$ .
- $\tau_{rottura} = 100.9 \text{ MPa}$ . (Ricavata tramite equazione di Tsai-Hill)

## 3.2 Caratterizzazione della microstruttura del materiale

Come già detto, per analizzare l'evoluzione del danneggiamento a fatica di materiali compositi in fibra di vetro con rinforzo in tessuto, sono stati realizzati dei provini costituiti da tre layer, due esterni con rinforzo in fibre unidirezionali ed uno centrale con rinforzo in tessuto *twill* (denominazione [0<sub>UD</sub>/T/0<sub>UD</sub>]).

Prima di effettuare i test a fatica, la microstruttura del materiale è stata dettagliatamente esaminata mediante l'utilizzo di un microscopio elettronico (**Figura 3.5**) e di un programma per l'analisi di immagini.



**Figura 3.5.** Postazione di lavoro al microscopio elettronico.

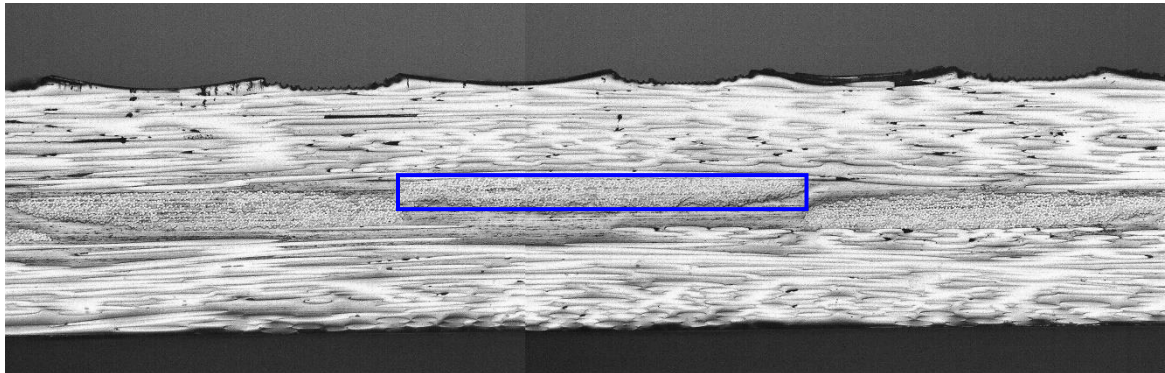
Gli obiettivi di tali osservazioni sono stati essenzialmente due:

- La determinazione della geometria dei bundle di trama ed ordito del tessuto *twill* 2x2, in termini di larghezza e altezza del singolo e del doppio bundle;
- La valutazione della frazione volumetrica di fibre nei filamenti del rinforzo in tessuto ed unidirezionale.

Per quanto concerne la geometria dei bundle, analizzando le immagini ottenute tramite microscopio elettronico sono state calcolate l'altezza e la larghezza dei filamenti



circoscrivendo la sezione di questi con un rettangolo (*Figura 3.6*), e convertendo le misure prese da pixel a millimetri.

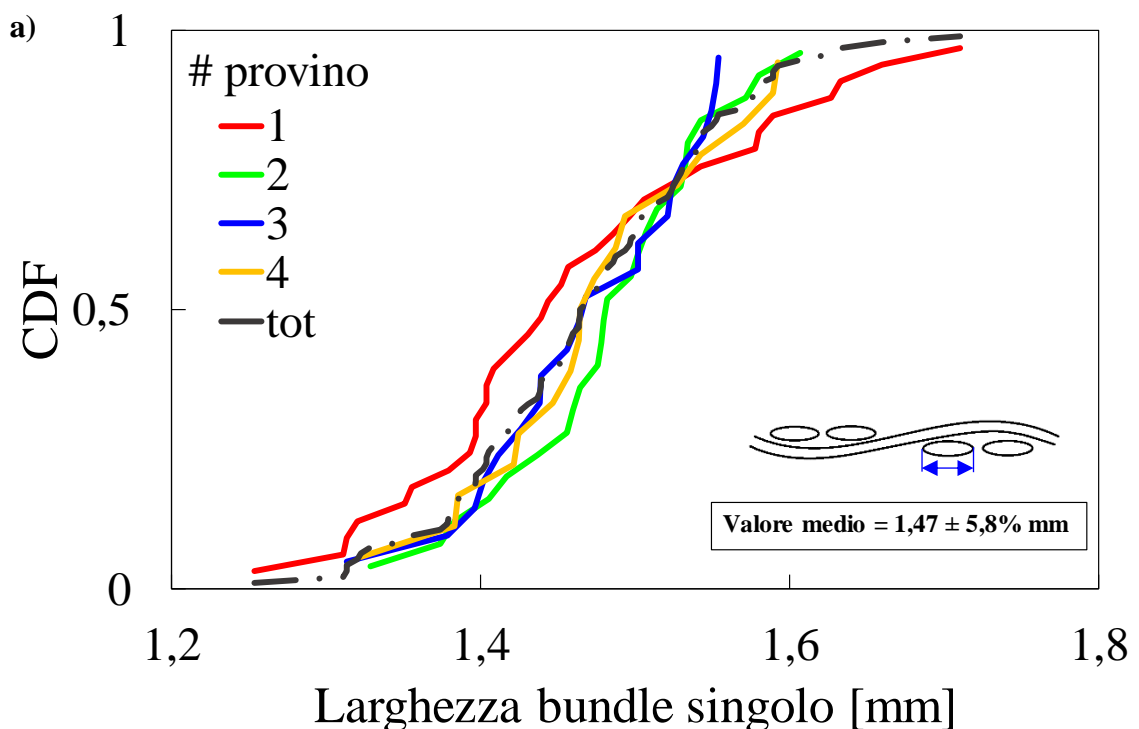


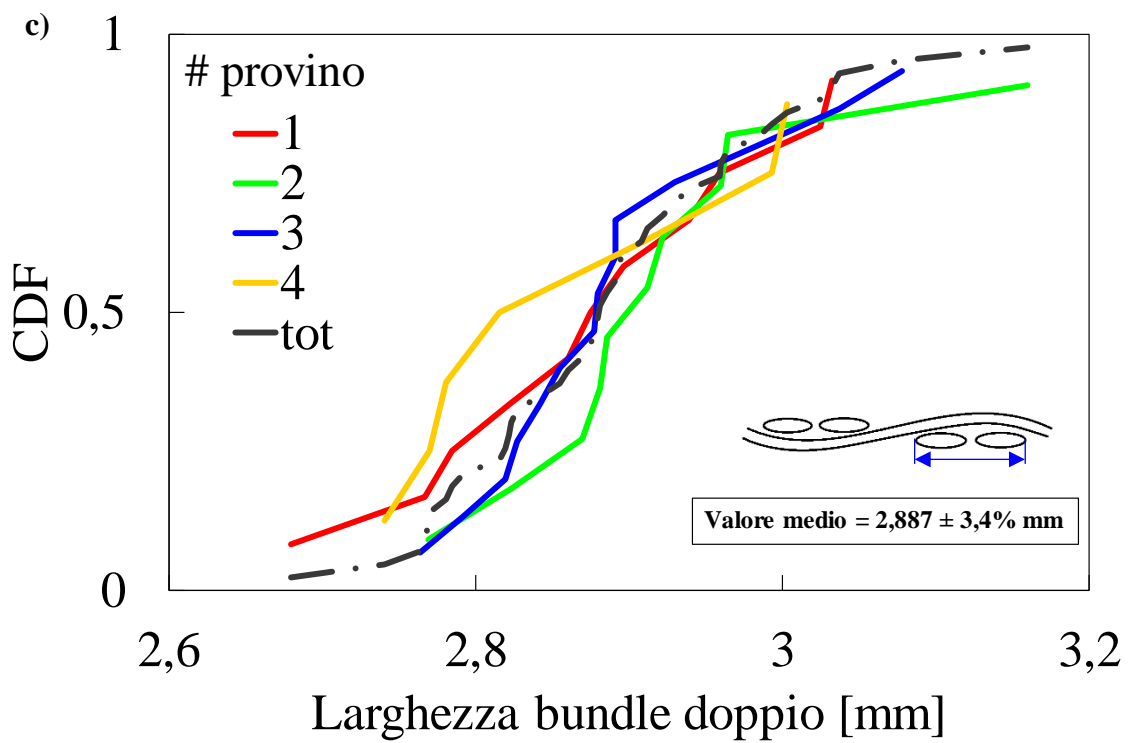
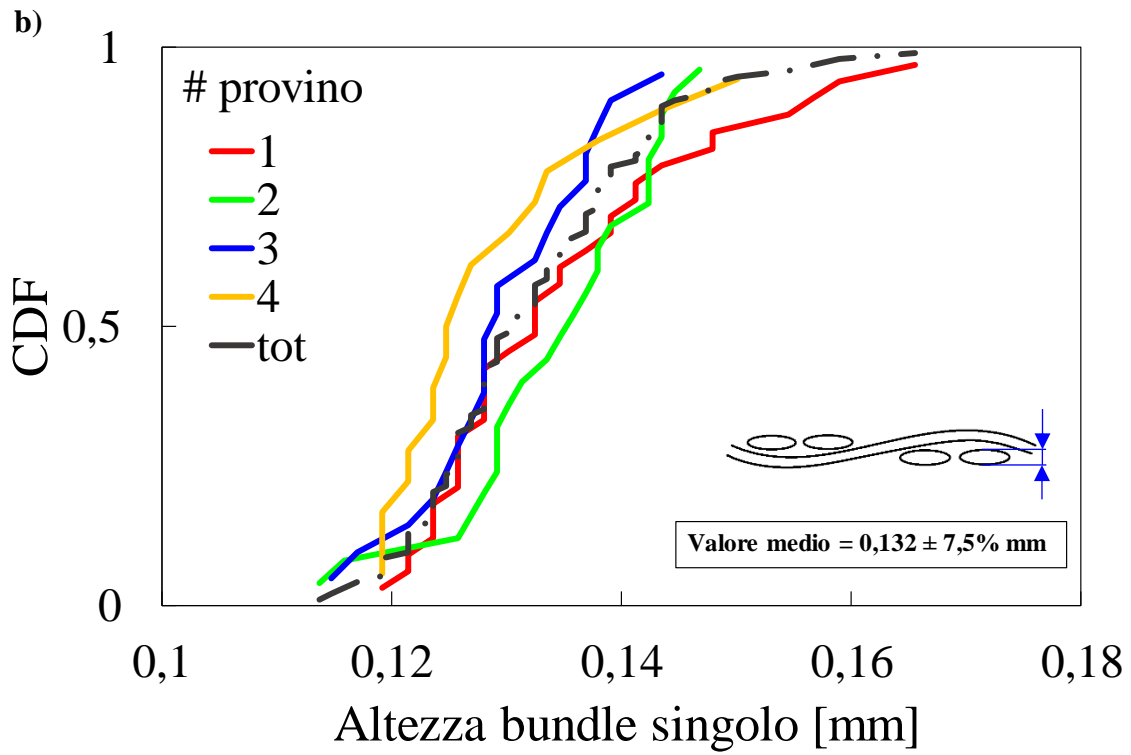
*Figura 3.6. Metodo utilizzato per la misurazione della geometria dei bundle che costituiscono il rinforzo in tessuto.*

Per ottenere una stima veritiera, sono state analizzate un elevato numero di immagini ricavate dalle osservazioni dei bordi di diversi provini per la loro intera lunghezza. In particolare, sono stati analizzati 4 provini ottenuti dal pannello A e 6 provini ottenuti dal pannello C.

In *Figura 3.7-3.8* vengono esposti i grafici che mostrano la dispersione statistica delle misure effettuate ed i valori medi ottenuti correlati di coefficiente di variazione percentuale.

Misure da provini del pannello A





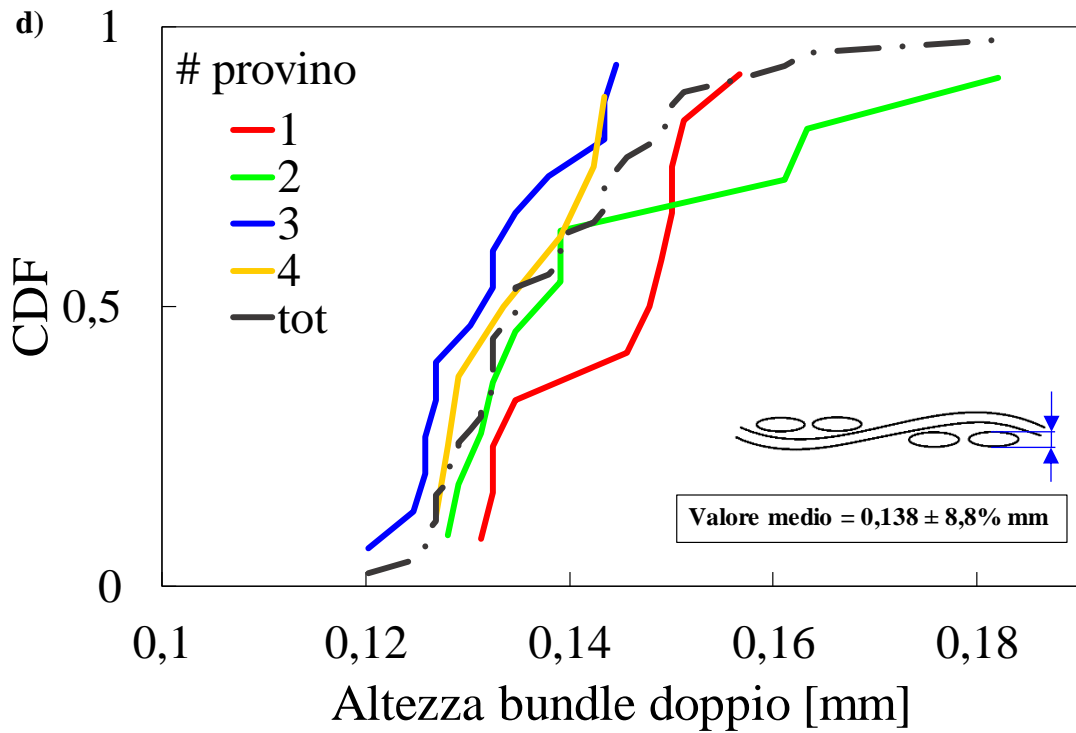
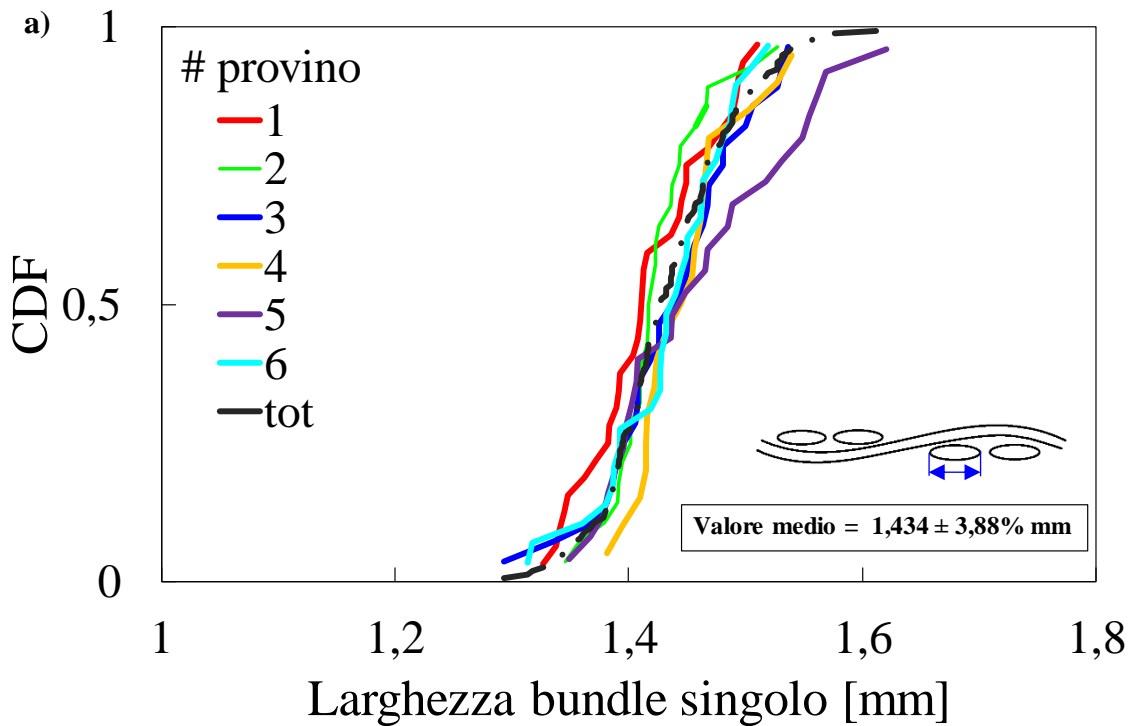
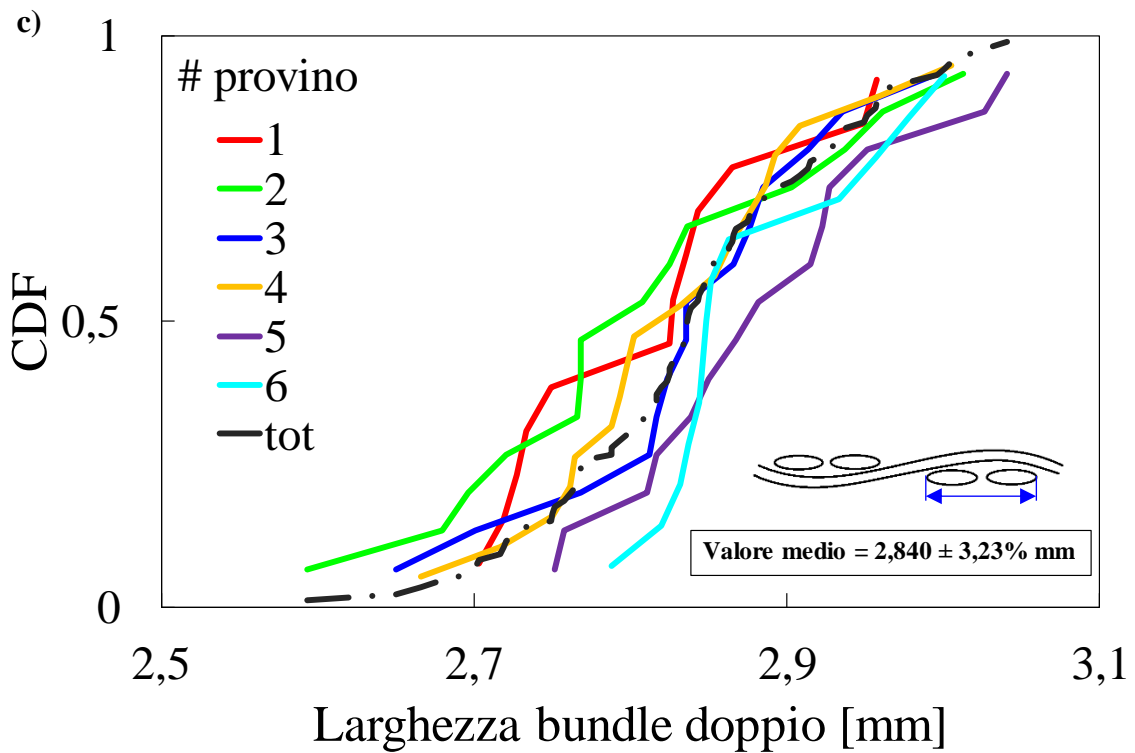
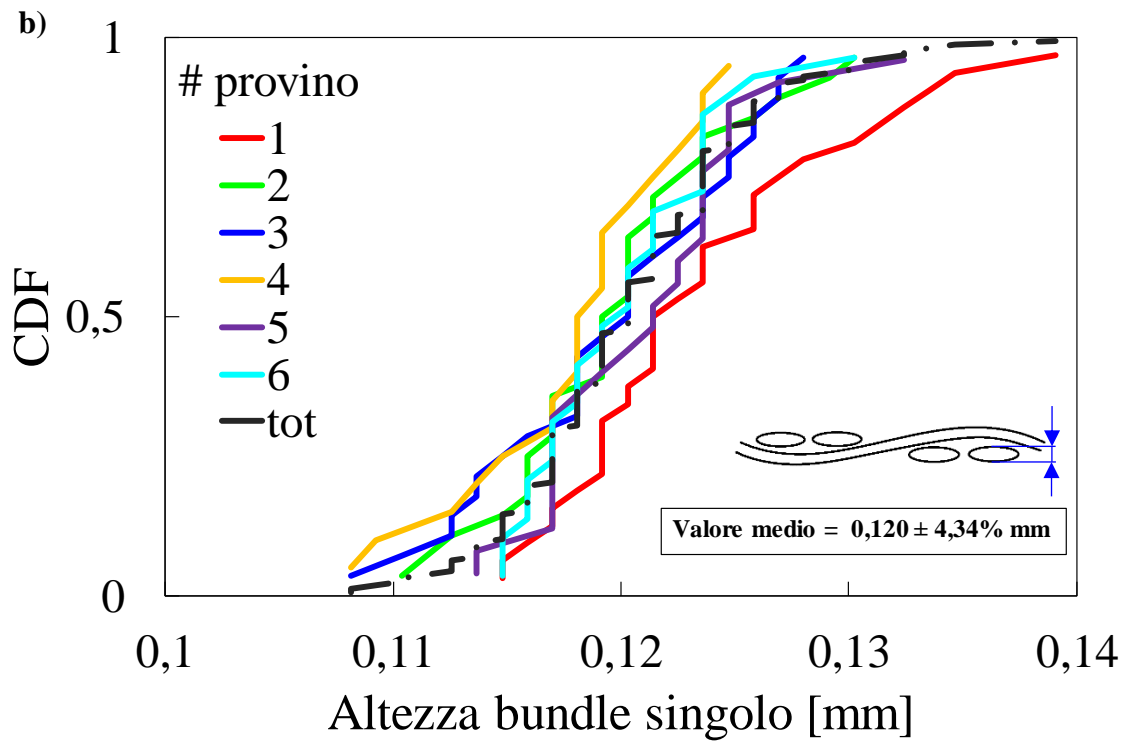
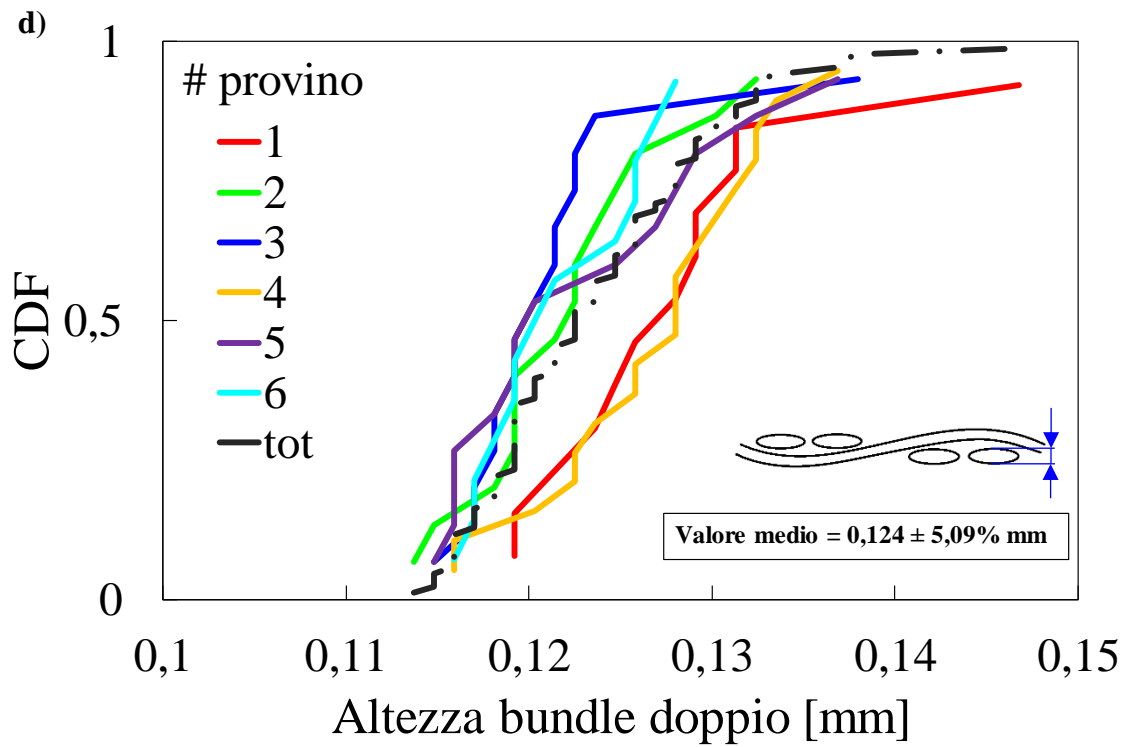


Figura 3.7. Misure di a), c) larghezza e b), d) altezza rispettivamente di bundle singoli e doppi effettuate su provini ricavati dal pannello A.

Misure da provini del pannello C







**Figura 3.8.** Misure di a), c) larghezza e b), d) altezza rispettivamente di bundle singoli e doppi effettuate su provini ricavati dal pannello C.

Dai diagrammi si nota che la dispersione statistica dei valori ottenuti risulta contenuta a verifica della correttezza delle misurazioni effettuate.

I risultati ottenuti vengono sintetizzati in **Tabella 3.2**.

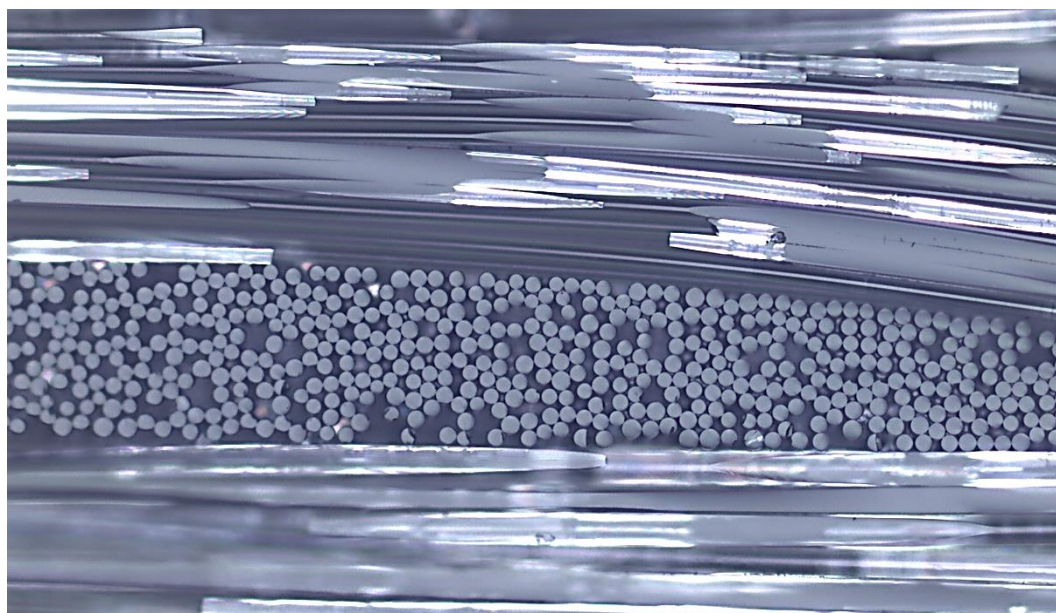
	Larghezza singolo [mm]	Altezza singolo [mm]	Larghezza doppio [mm]	Altezza doppio [mm]
PANNELLO A	1,470 ± 5,8%	0,132 ± 7,5%	2,887 ± 3,4%	0,138 ± 8,8%
PANNELLO C	1,434 ± 3,9%	0,120 ± 4,3%	2,840 ± 3,2%	0,124 ± 5,1%

**Tabella 3.2.** Valore medio e deviazione standard percentuale delle misure della geometria dei bundle.

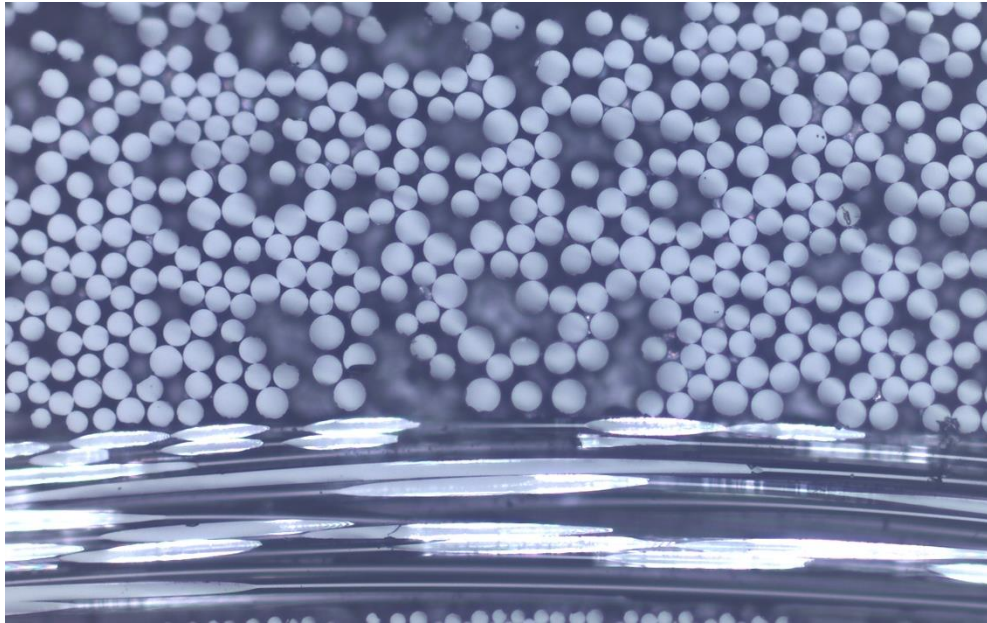
Per determinare la frazione volumetrica di fibre all'interno dei filamenti di rinforzo, il bordo dei provini è stato trattato con un acido per aumentare la visibilità delle fibre stesse (**Figura 3.9-3.10**). Le immagini ricavate sono state processate tramite un programma *Matlab* dedicato che consente il calcolo automatico di frazione volumetrica e diametro delle fibre. I valori medi ottenuti per i due parametri, valutati sia per i *bundle* che costituiscono il rinforzo in tessuto (orientati a  $0^\circ$  e  $90^\circ$  rispetto alla direzione di carico) sia per i filamenti che costituiscono il rinforzo UD dei layer esterni del provino (orientati a  $0^\circ$  rispetto alla direzione di carico), sono sintetizzati in **Tabella 3.3**.

	Frazione volumetrica media ( $V_f$ )	Diametro medio fibre [ $\mu\text{m}$ ]
Bundle $0^\circ/90^\circ$	0.64	8.43
UD	0.63	16.55

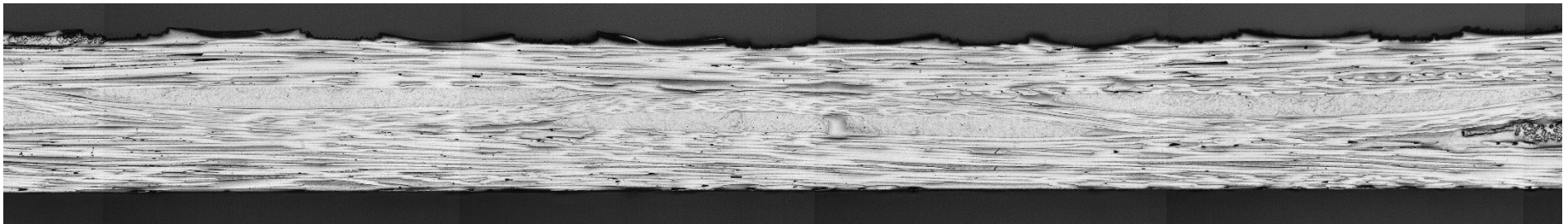
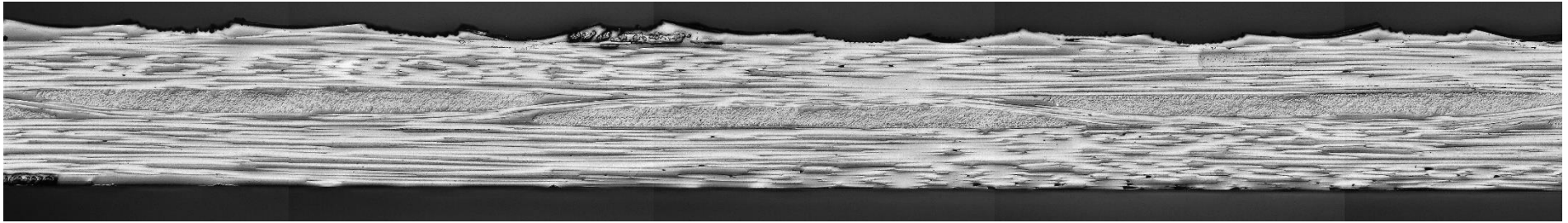
**Tabella 3.3.** Frazione volumetrica media e diametro medio delle fibre dei filamenti di rinforzo in tessuto ed UD.



**Figura 3.9.** Fibre di un bundle del rinforzo in tessuto orientato a  $0^\circ$  rispetto alla direzione di carico.



*Figura 3.10. Fibre del rinforzo UD dei layer esterni del laminato.*



**Figura 3.11.** Immagini al microscopio elettronico del bordo di due provini  $[0_{UD}/T/0_{UD}]$ . Si può distintamente notare nel layer centrale costituito da rinforzo in tessuto twill 2x2 l'intreccio tra le fibre di trama ed ordito e la presenza di bundle divisi (singoli) ed uniti (doppi).



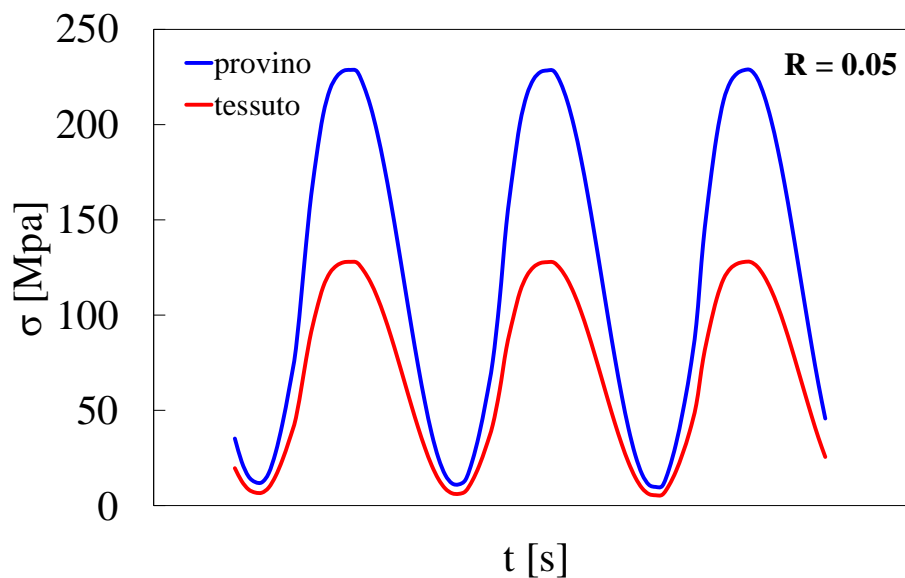
# Capitolo 4

## Prove sperimentali

### 4.1 Introduzione

La caratterizzazione del danneggiamento a fatica che subisce un materiale composito con rinforzo in fibra di vetro tessuto *twill*/ matrice in resina epossidica è stato studiato testando i provini con *layup*  $[0_{UD}/T/0_{UD}]$  ricavati dai pannelli C e D.

I test sono stati realizzati nel *laboratorio di fatica multi-assiale* del DTG di Vicenza, utilizzando il macchinario “*MTS Mini Bionix 858*” (**Figura 4.2**) impostato con una frequenza di applicazione del carico ciclico di 10 Hz e rapporto di ciclo  $R = 0.05$ . I livelli di carico applicati saranno sempre riferiti in termini di tensione massima ( $\sigma_{max}$ ) agente sullo strato centrale con rinforzo in tessuto del provino, valutata secondo le considerazioni esposte nel *paragrafo 4.2*.



**Figura 4.1.** Carico ciclico applicato al provino OTON-130-01: la tensione massima agente sul provino è pari a 229 MPa, a cui equivalgono 130 MPa ripartiti sullo strato con rinforzo in tessuto.

Le prove a fatica effettuate sono state arrestate al raggiungimento della saturazione del danneggiamento sottoforma di cricche formatesi all'interno dello strato in tessuto, o comunque dopo l'applicazione di un massimo di  $2 \times 10^6$  cicli.

Per monitorare l'evoluzione del danneggiamento a fatica è stata utilizzata una camera lineare ad alta risoluzione, con autoscatto impostato ogni 1000 o 2000 cicli. Dalle immagini frontali del provino così ottenute è stato possibile analizzare il momento di innesco delle prime cricche, la loro velocità di propagazione e l'evoluzione della *crack-density* lungo tutto l'arco delle prove.

Correlato a questo, l'utilizzo di un estensometro mono-assiale ha permesso di valutare anche la perdita di rigidità subita dal provino all'avanzare del numero di cicli a seguito della progressione del danneggiamento.

In **Tabella 4.1** vengono riassunte le prove a fatica effettuate, con indicata la denominazione dei provini testati, il laminato da cui sono stati ricavati, la loro geometria e le condizioni di carico applicate.



**Figura 4.2.** MTS Mini Bionix 858.

CODICE PROVINO	PANNELLO	SPESSORE [mm]	LARGHEZZA [mm]	AREA SEZIONE [mm <sup>2</sup> ]	$\sigma_{x \max}$ TESSUTO [MPa]	$\sigma_{x \max}$ PROVINO [MPa]	$F_{\max}$ [N]	N° CICLI FINALE
OTON-100-01	D-01 <sup>(a)</sup>	0.77	16.66	12.79	100	176.4	2257	0.55x10 <sup>6</sup> <sup>(b)</sup>
OTON-100-02	D-02 <sup>(a)</sup>	0.75	16.51	12.49	100	176.4	2203	2x10 <sup>6</sup>
OTON 120-01	C	0.78	15.76	12.24	120	211.6	2591	2x10 <sup>6</sup>
OTON 120-02	D-01 <sup>(a)</sup>	0.78	18.01	14.04	120	211.6	2973	2x10 <sup>6</sup>
OTON 120-03	D-02 <sup>(a)</sup>	0.77	16.66	12.79	120	211.6	2707	2x10 <sup>6</sup>
OTON-130-01	C	0.77	22.24	17.09	130	229.3	3921	1x10 <sup>6</sup>
OTON-130-02	D-01 <sup>(a)</sup>	0.79	18.09	14.33	130	229.3	3285	1.5x10 <sup>6</sup>
OTON-130-03	D-02 <sup>(a)</sup>	0.78	17.86	13.99	130	229.3	3209	1.5x10 <sup>6</sup>
OTON-140-01	C	0.79	15.60	12.33	140	246.9	3044	2x10 <sup>6</sup>
OTON-140-02	D-01 <sup>(a)</sup>	0.77	18.3	13.87	140	246.9	3425	0.5x10 <sup>6</sup>
OTON-140-03	D-02 <sup>(a)</sup>	0.79	18.02	14.19	140	246.9	3503	1x10 <sup>6</sup>
OTON-150-01	C	0.79	22.47	17.86	150	264.5	4725	1x10 <sup>6</sup>
OTON-160-01	D-01 <sup>(a)</sup>	0.75	18.02	13.57	160	282.2	3830	2x10 <sup>6</sup>
OTON-160-02	D-02 <sup>(a)</sup>	0.76	16.61	12.61	160	282.2	3558	1.68x10 <sup>6</sup> <sup>(c)</sup>

**Tabella 4.1.** Test a fatica realizzati. <sup>(a)</sup> La denominazione D-01 e D-02 è stata fatta per distinguere i due set di prove a fatica realizzati con i provini ottenuti dal pannello D; <sup>(b)</sup> prova arrestata a causa di un problema all'attuatore; <sup>(c)</sup> provino arrivato a rottura a fatica.

## 4.2 Valutazione del livello di carico: ripartizione delle tensioni sul provino

Per tarare correttamente la tensione massima da applicare allo strato in tessuto di cui si vuole studiare l'evoluzione del danneggiamento a fatica, è stata realizzata un'analisi per definire come si ripartiscono le tensioni all'interno del provino  $[0_{UD}/T/0_{UD}]$ .

Tale verifica è stata condotta mediante l'utilizzo di un software, sviluppato nel DTG dell'Università di Padova, che implementa la “*Classical Lamination Theory*” e che permette, inserendo le caratteristiche di *layup*, geometria, proprietà elastiche dei materiali costituenti e condizioni di carico, di ricavare l'andamento delle tensioni all'interno di un laminato in materiale composito.

Nel caso in esame i dati di input sono stati:

Caratteristiche geometriche del laminato.

- Spessore layers UD:  $h_{UD} = 0.33$  mm
- Spessore layer tessuto:  $h_T = 0.24$  mm
- Spessore totale provino:  $h_{tot} = 0.9$  mm

Proprietà elastiche dei layers con rinforzo unidirezionale in fibra di vetro.

- $E_1 = 48830$  MPa;
- $E_2 = 14070$  MPa;
- $G_{12} = 5200$  MPa;
- $\nu_{12} = 0.308$ .

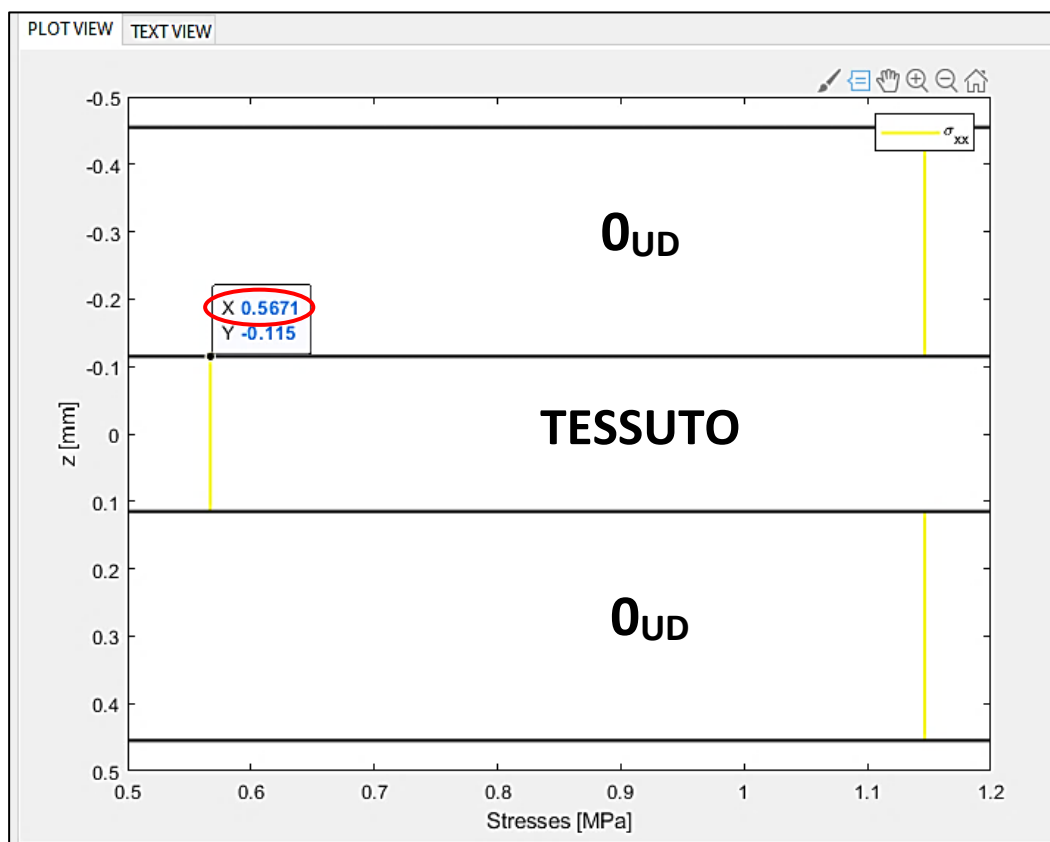
Proprietà elastiche del layer con rinforzo in tessuto twill, ricavate dalle prove statiche precedentemente realizzate (vedi *paragrafo 3.1*).

- $E_1 = 24660$  MPa;
- $E_2 = 24390$  MPa;
- $G_{12} = 4428$  MPa;
- $\nu_{12} = 0.147$ .

Condizioni di carico: con l'intento di simulare l'applicazione di una tensione pari ad 1 MPa, è stata considerata agente una forza per unità di lunghezza in direzione assiale di valore pari allo spessore totale del provino stesso.

$$- N_x = 0.91 \text{ N/mm} \quad \rightarrow \quad \sigma_x = N_x/h_{tot} = 1 \text{ MPa}$$

Come si nota dal grafico preso dalla finestra di output del software utilizzato (**Figura 4.3**), la tensione normale che si ripartisce sul layer con rinforzo in tessuto è pari a  $\sigma_x = 0.567 \text{ MPa}$ , ovvero pari al 56% della tensione applicata al provino.



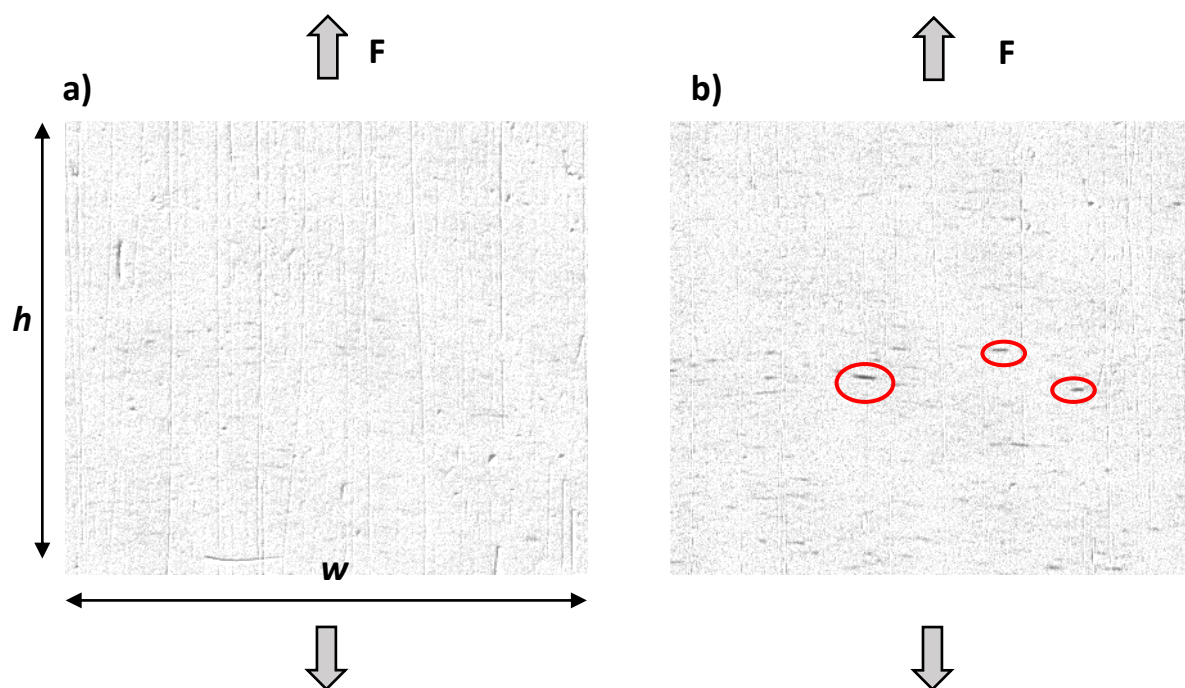
**Figura 4.3.** Distribuzione delle tensioni su provino [0<sub>UD</sub>/0<sub>T</sub>/0<sub>UD</sub>] con applicazione di 1 MPa.

Durante i test a fatica si dovrà dunque tenere conto di questa distribuzione delle tensioni all'interno del provino, per avere il controllo tra la tensione applicata al provino e quella effettivamente agente sullo strato centrale con rinforzo in tessuto.

### 4.3 Analisi dei primi inneschi: curva S-N

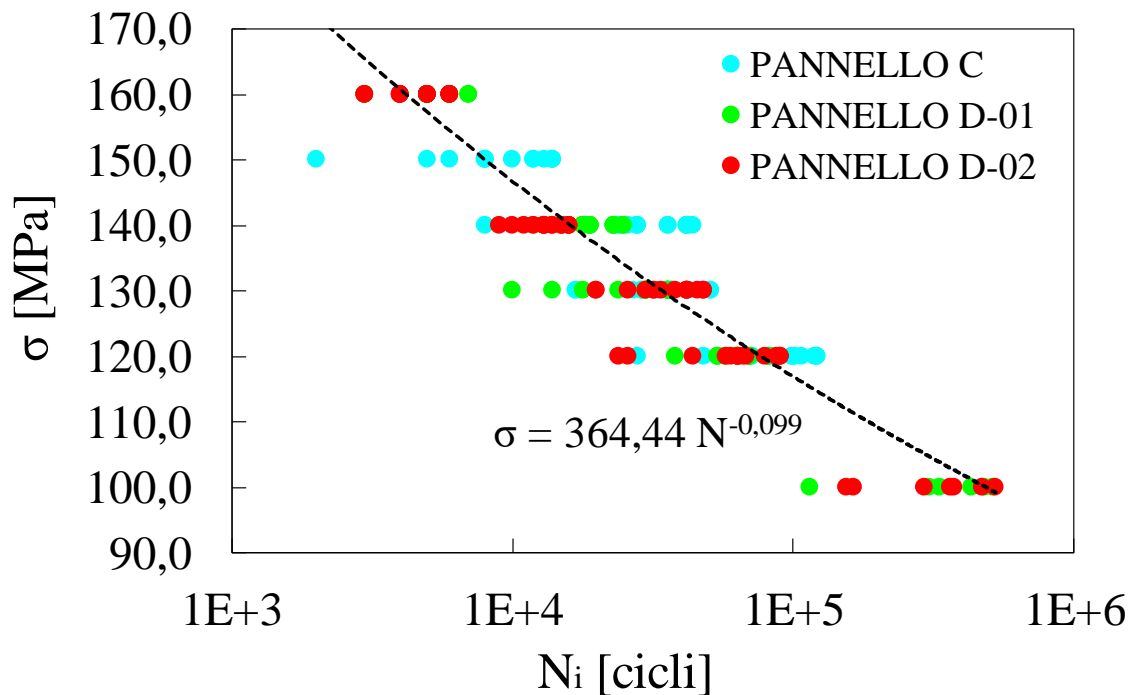
Prendendo le immagini della sezione frontale del provino ricavate durante la prima fase della vita a fatica, ne è stata ritagliata una porzione nella zona centrale (di misure  $h \times w$ , vedi **Figura 4.4**) dalla cui osservazione è stato annotato il momento di innesco delle prime 15 cricche e la loro lunghezza iniziale di innesco. Tale lavoro è stato eseguito per due scopi principali:

- Ricavare la curva S – N di resistenza all’innesco a fatica del materiale;
- Ricavare la distribuzione statistica alla Weibull della resistenza all’innesco fatica del materiale. Essa infatti, per la particolare morfologia dei materiali compositi e le tecniche manifatturiere con cui si realizzano, non è omogenea ed è la causa per cui le cricche innescano in siti preferenziali del provino in momenti diversi e non tutte nello stesso istante (vedi *paragrafo 4.6*).



**Figura 4.4.** Momento di innesco delle prime cricche in una sezione del provino OTON-120-02 passando da a) 15000 cicli a b) 20000 cicli.

La curva S-N dei primi 15 inneschi, ottenuta raccogliendo in un unico grafico le analisi realizzate per ogni provino testato, viene esposta in **Figura 4.5**, con asse delle ascisse espresso in scala logaritmica. Vengono distinti i provini ottenuti dal pannello C con cui è stato eseguito un unico set di prove, ed i provini ottenuti dal pannello D, con cui sono stati eseguiti due set di prove.



**Figura 4.5.** Curva S-N ottenuta considerando tutti i provini testati a fatica.

Si può facilmente notare la presenza di un trend di potenza secondo cui il numero di cicli necessari ad avere la manifestazione del primo danneggiamento aumenta al diminuire del livello di carico applicato.

Distinguendo in due grafici i risultati ottenuti testando i provini ricavati dai due pannelli (**Figura 4.6**), in generale si nota come quelli presi dal pannello D subiscano un danneggiamento leggermente prematuro rispetto a quelli del pannello C, tendenza che verrà riscontrata anche nelle analisi successive e che deriva probabilmente da una non uniformità del processo di infusione con cui sono stati realizzati i due laminati. Il trend di potenza dei punti invece si mantiene, con una pendenza sensibilmente diversa ma confrontabile.

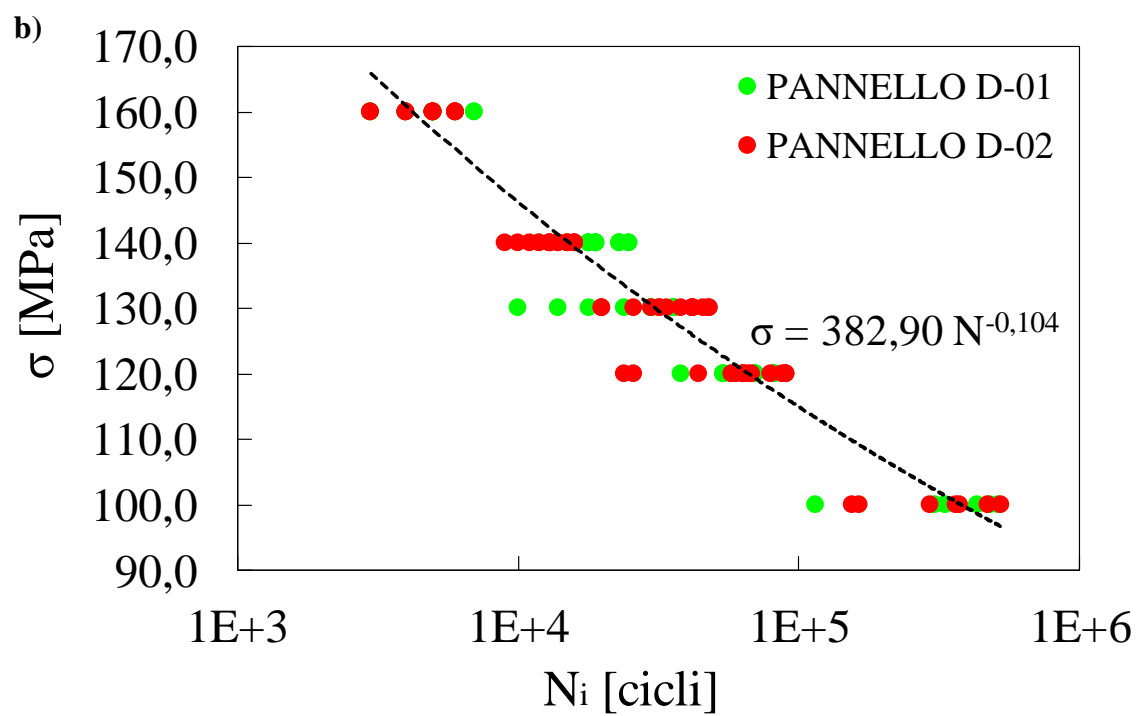
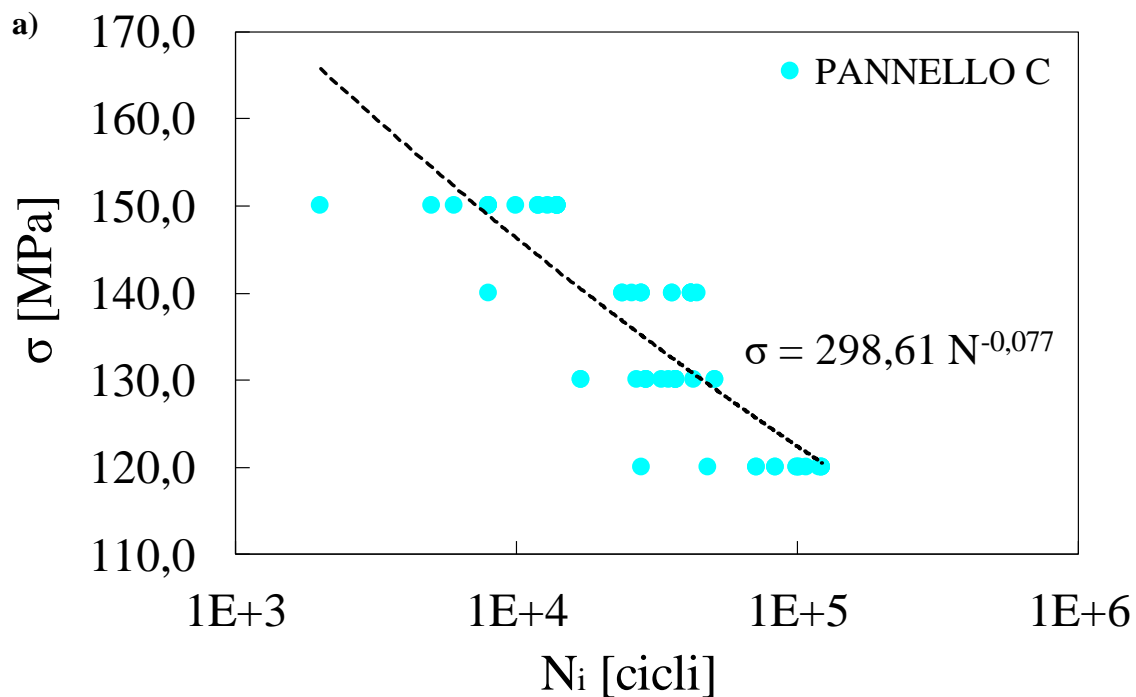


Figura 4.6. Curve S-N ottenute dai test a fatica realizzati sui provini ottenuti a) dal pannello C e b) dal pannello D.



La legge di potenza che descrive l'andamento dei punti della curva S-N dei primi inneschi è:

$$\sigma = K \cdot N_i^a \quad \{4.1\}$$

I valori dell'intercetta  $K$  e del coefficiente angolare  $a$  dell'equazione, ottenuti nei grafici sopra esposti, vengono sintetizzati in **Tabella 4.2**.

	$K$ [MPa]	$a$
PANNELLO C	298,61	-0,077
PANNELLO D	382,90	-0,104
TOTALE	364,44	-0,099

**Tabella 4.2.** Parametri della curva S-N del materiale.

Vengono infine esposti in **Tabella 4.3** i valori delle lunghezze di innesco  $c_0$  delle prime 15 cricche rilevate per ogni provino testato, in **Tabella 4.4** il loro valore medio e coefficiente di variazione percentuale al variare del livello di carico applicato, ed in **Tabella 4.5** le misure della sezione di osservazione.

Nei provini con tensione applicata pari a 100 MPa il numero di cricche innescate rilevato è inferiore a 15 in quanto il livello di danneggiamento ottenuto è inferiore.

	<i>Lunghezza cricca all'innesco <math>c_0</math> [mm]</i>														
<i>OTON-100-01</i>	0,155	0,162	0,172	0,137	0,138	0,174	-	-	-	-	-	-	-	-	-
<i>OTON-100-02</i>	0,188	0,171	0,154	0,172	0,154	0,155	0,171	-	-	-	-	-	-	-	-
<i>OTON 120-01</i>	0,223	0,154	0,188	0,157	0,188	0,188	0,154	0,155	0,171	0,157	0,171	0,172	0,189	0,162	0,171
<i>OTON-120-02</i>	0,188	0,222	0,205	0,153	0,205	0,188	0,171	0,171	0,188	0,171	0,171	0,188	0,188	0,208	0,154
<i>OTON 120-03</i>	0,154	0,188	0,158	0,172	0,191	0,155	0,171	0,171	0,172	0,172	0,208	0,171	0,172	0,206	0,206
<i>OTON-130-01</i>	0,191	0,158	0,191	0,188	0,189	0,172	0,188	0,205	0,191	0,205	0,171	0,195	0,189	0,189	0,188
<i>OTON-130-02</i>	0,223	0,188	0,256	0,174	0,206	0,206	0,205	0,209	0,223	0,229	0,239	0,189	0,174	0,191	0,222
<i>OTON-130-03</i>	0,178	0,225	0,162	0,205	0,155	0,240	0,211	0,257	0,188	0,171	0,223	0,208	0,188	0,189	0,191
<i>OTON-140-01</i>	0,172	0,223	0,137	0,172	0,205	0,222	0,155	0,172	0,223	0,171	0,223	0,222	0,228	0,188	0,155
<i>OTON-140-02</i>	0,174	0,162	0,174	0,155	0,23	0,205	0,174	0,172	0,208	0,171	0,155	0,205	0,157	0,208	0,189
<i>OTON-140-03</i>	0,171	0,155	0,171	0,155	0,155	0,137	0,151	0,157	0,158	0,155	0,141	0,154	0,137	0,184	0,188
<i>OTON-150-01</i>	0,223	0,225	0,223	0,188	0,189	0,174	0,259	0,171	0,222	0,223	0,189	0,154	0,155	0,188	0,171
<i>OTON-160-01</i>	0,276	0,291	0,259	0,172	0,205	0,188	0,195	0,191	0,172	0,157	0,154	0,171	0,138	0,141	0,162
<i>OTON-160-02</i>	0,223	0,138	0,155	0,155	0,154	0,189	0,137	0,174	0,171	0,171	0,174	0,205	0,155	0,137	0,155

*Tabella 4.3. Lunghezza di innesco delle prime 15 cricche riscontrate nei provini testati a fatica.*

	$C_0$ medio [mm]	Coeff. di variazione [%]
$\sigma = 100$ MPa	0,162	8,76
$\sigma = 120$ MPa	0,179	10,6
$\sigma = 130$ MPa	0,199	11,8
$\sigma = 140$ MPa	0,177	15,4
$\sigma = 150$ MPa	0,197	14,9
$\sigma = 160$ MPa	0,179	21,7

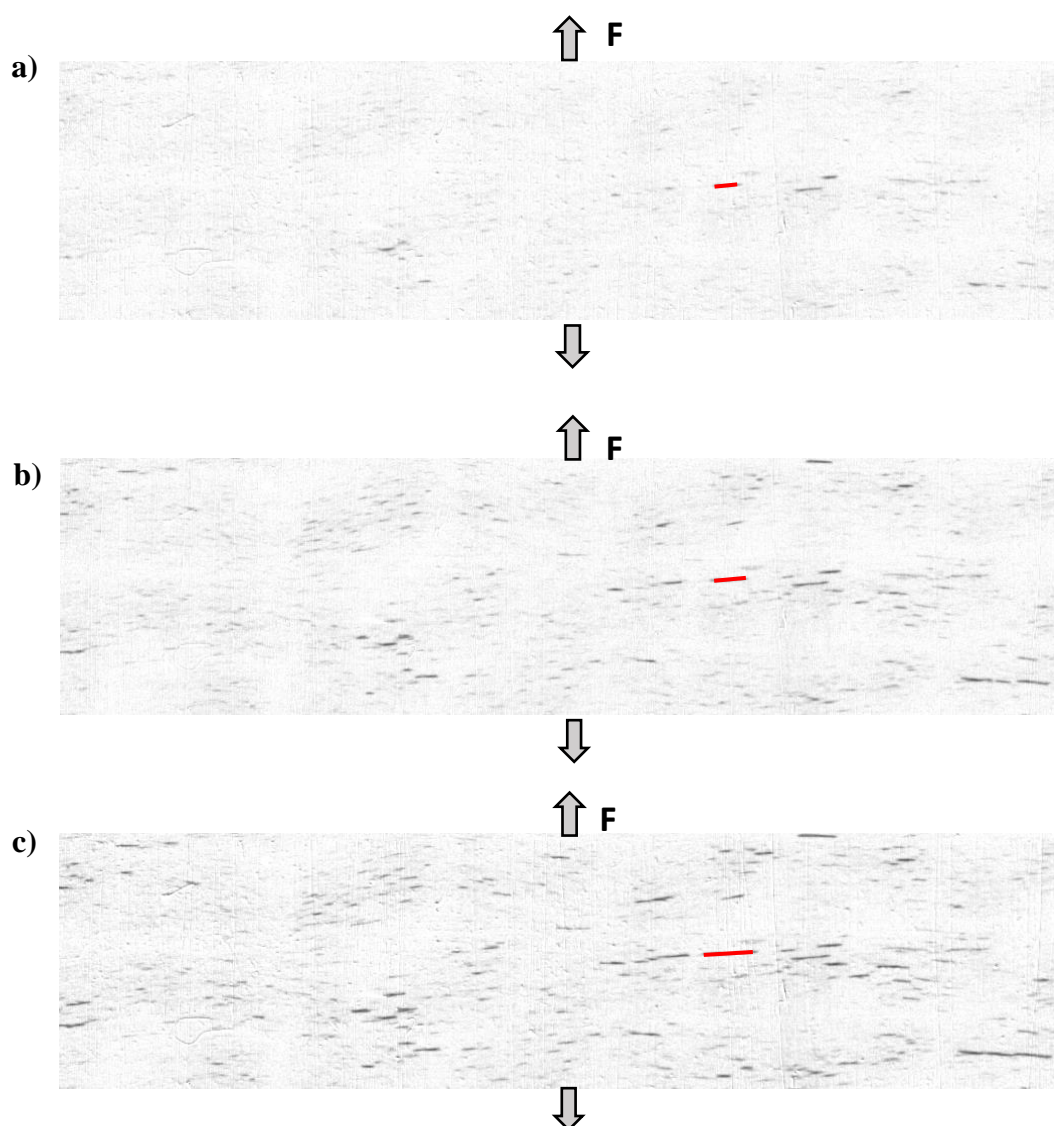
**Tabella 4.4.** Valore medio e coefficiente di variazione delle lunghezze di innesco delle cricche individuate al variare del livello di tensione applicato.

	$h$ [mm]	$w$ [mm]	Area [mm <sup>2</sup> ]
OTON-100-01	9,41	13,51	127,05
OTON-100-02	7,69	13,68	105,27
OTON 120-01	7,69	13,68	105,27
OTON-120-02	7,69	15,39	118,43
OTON 120-03	9,41	13,34	125,44
OTON-130-01	6,86	17,11	117,37
OTON-130-02	9,41	14,02	131,87
OTON-130-03	9,41	13,85	130,27
OTON-140-01	7,71	11,97	92,45
OTON-140-02	6,84	15,39	105,27
OTON-140-03	9,41	15,39	144,74
OTON-150-01	6,86	16,24	111,51
OTON-160-01	9,41	15,39	144,74
OTON-160-02	9,41	13,68	128,66

**Tabella 4.5.** Misure della porzione del provino da cui sono state osservate le prime 15 cricche.

## 4.4 Analisi della velocità di propagazione delle cricche

Analogamente a quanto fatto per l'analisi dei primi inneschi, sono state ritagliate delle sezioni delle immagini dell'area frontale del provino, questa volta con un passo tra due immagini consecutive superiore (dai 3000 ai 10000 cicli), con l'obiettivo di determinare se le cricche propagassero oppure se aumentassero in estensione solamente per coalescenza. Come si può notare a titolo di esempio dalle immagini presentate in **Figura 4.7** la prima ipotesi è quella che trova conferma.

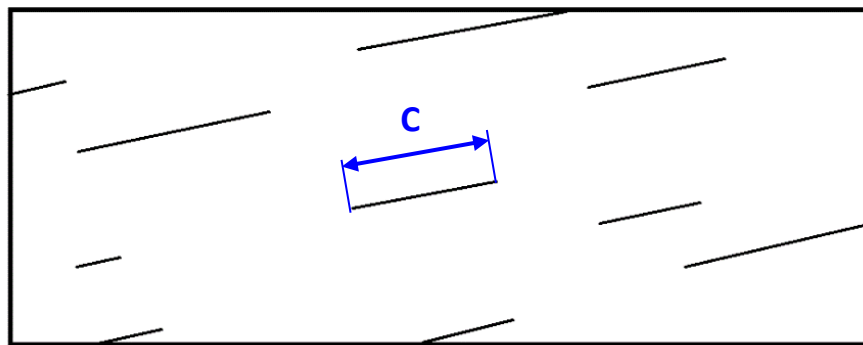


**Figura 4.7.** Dimostrazione della propagazione delle cricche nel layer con rinforzo in tessuto twill 2x2. Immagini ricavate dal provino OTON-150-01 dopo a) 10000, b) 20000 e c) 30000 cicli.

Dimostrata l'effettiva propagazione delle cricche, il passo successivo è stato valutarne la velocità di propagazione, per andare poi, relazionandola al livello di carico imposto, a costruire la curva *Crack Growth Rate (CGR)* vs.  $\sigma$  applicata al tessuto.

Per fare questo, le immagini ritagliate sono state analizzate con un programma in codice *Matlab* che permette di valutare la distanza in pixel tra due punti adiacenti. Ponendo tali punti agli estremi di una cricca, valutando l'incremento della loro distanza a seguito della propagazione passando da un'immagine alla successiva, e convertendo i valori ricavati da pixel a millimetri, sono stati realizzati dei grafici che mostrano l'andamento della lunghezza relativa di cricca (rapportata alla lunghezza iniziale di cricca,  $c_0$ ) al variare del numero di cicli (in termini di incremento  $\Delta N = N - N_0$ , ove  $N_0$  è il numero di cicli in cui avviene l'innescò). Per ogni provino testato, è stata analizzata la propagazione di 10 cricche al fine di avere una stima veritiera.

I grafici ottenuti per ogni provino testato vengono di seguito proposti (**Figure 4.9 – 4.14**). È importante far notare che la lunghezza di cricca  $c$  misurata si riferisce alla sua intera lunghezza come esposto in **Figura 4.8**.



**Figura 4.8.** Convenzione utilizzata per individuare la misura della lunghezza di cricca.

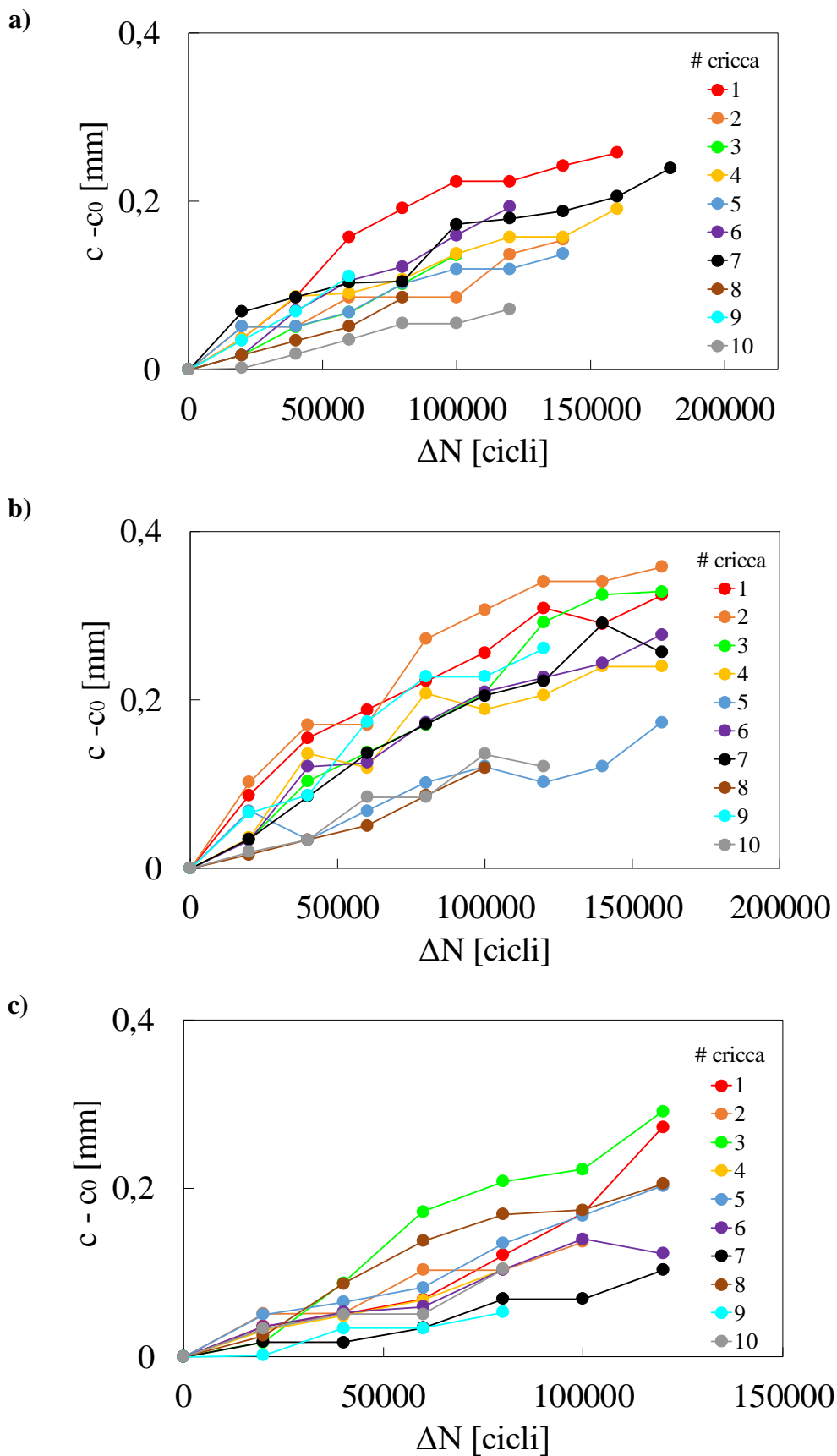


Figura 4.9. Curve di propagazione ottenute analizzando i provini a) OTON-120-01, b) OTON-120-02 e c) OTON-120-03.

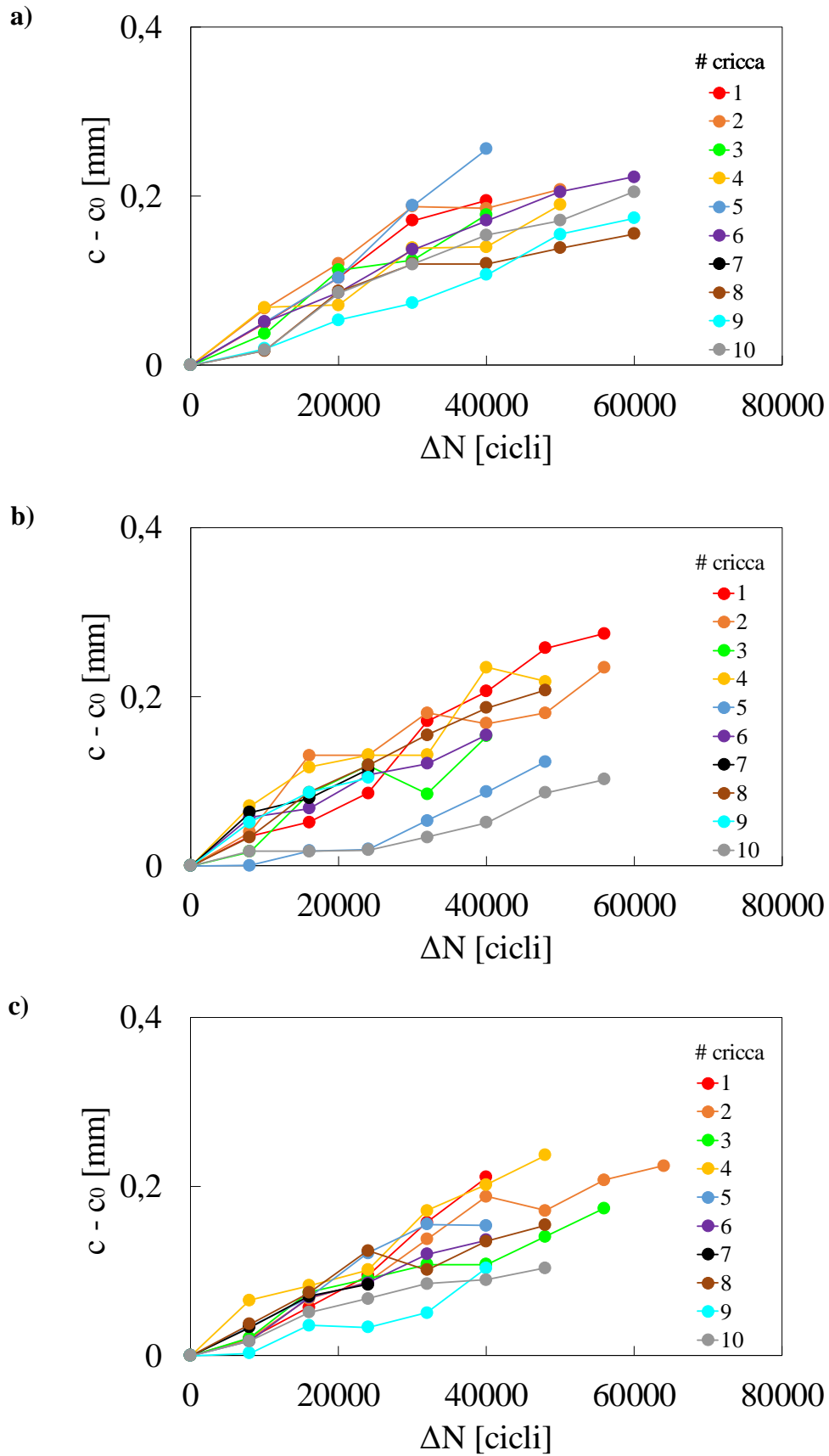


Figura 4.10. Curve di propagazione ottenute analizzando i provini a) OTON-130-01, b) OTON-130-02 e c) OTON-130-03.

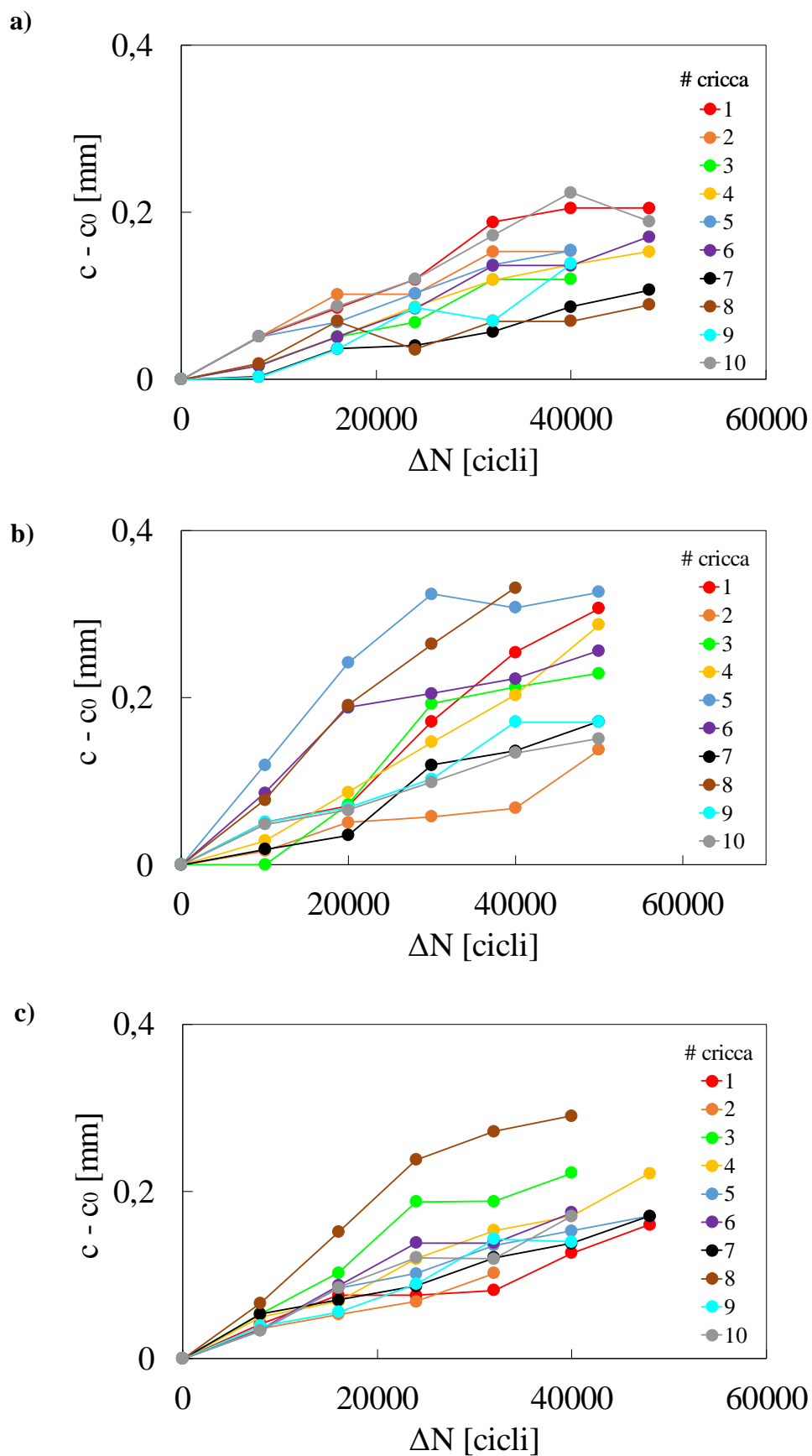


Figura 4.11. Curve di propagazione ottenute analizzando i provini a) OTON-140-01, b) OTON-140-02 e c) OTON-140-03.



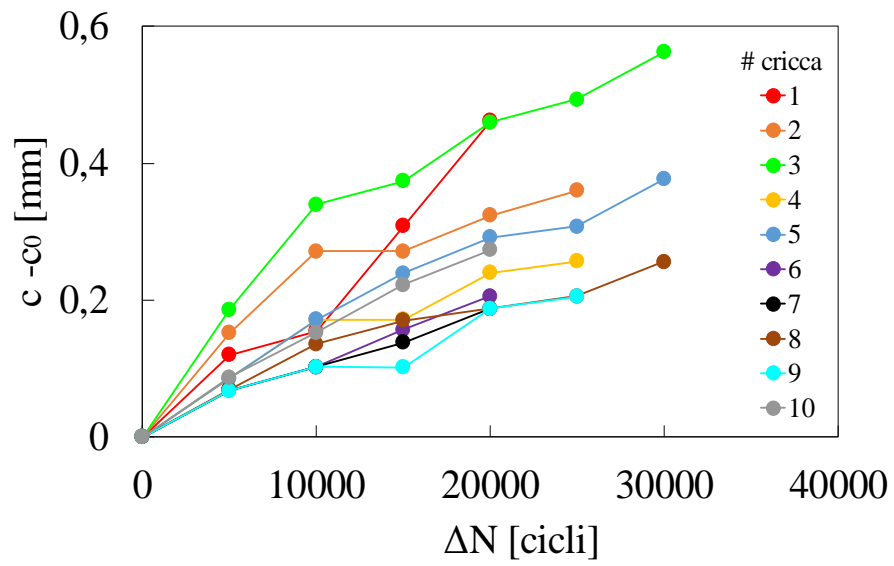
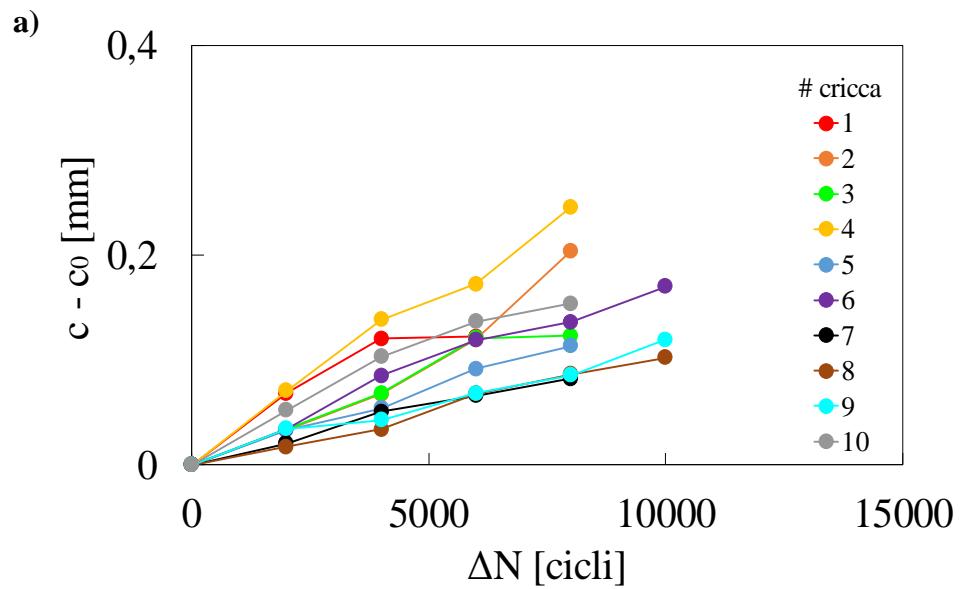


Figura 4.12. Curve di propagazione ottenute analizzando il provino OTON-150-01.



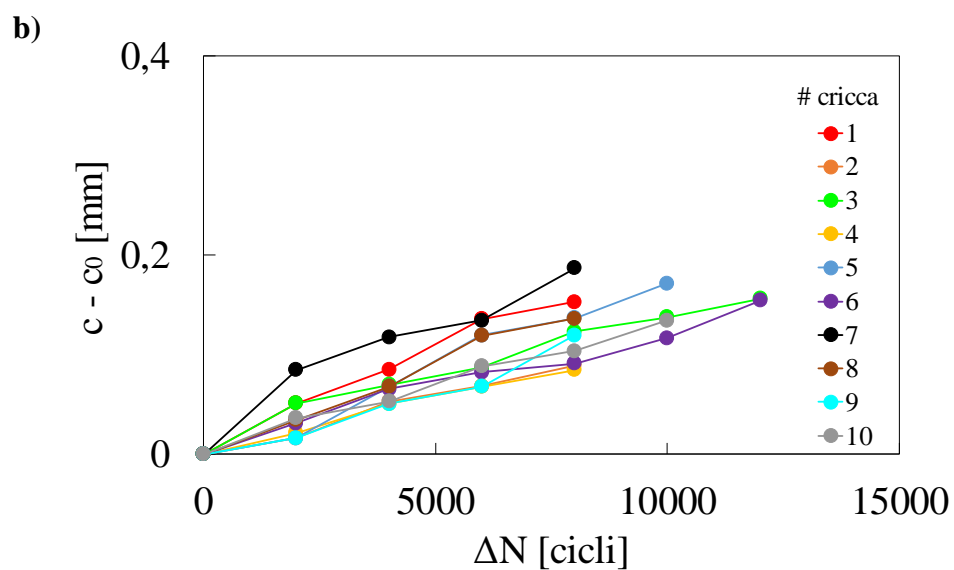


Figura 4.13. Curve di propagazione ottenute analizzando i provini a) OTON-160-01 e b) OTON-160-02.

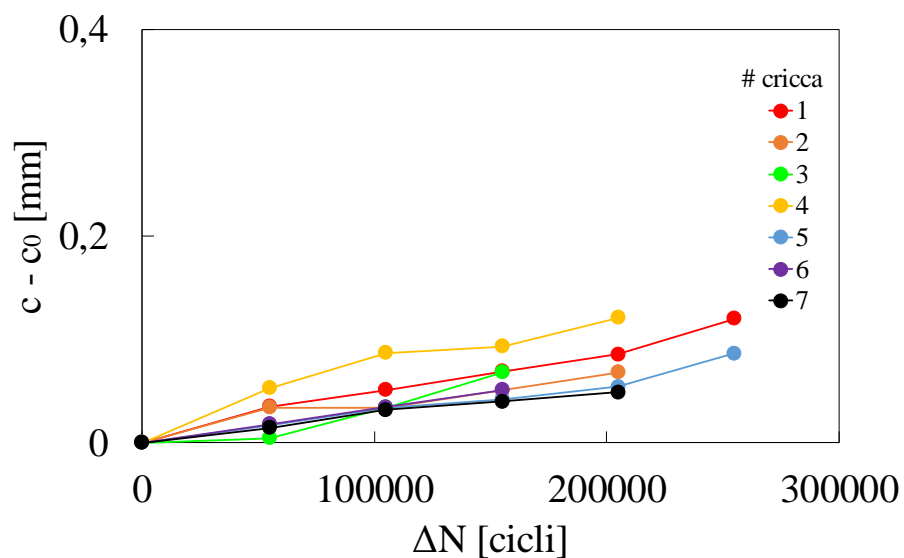
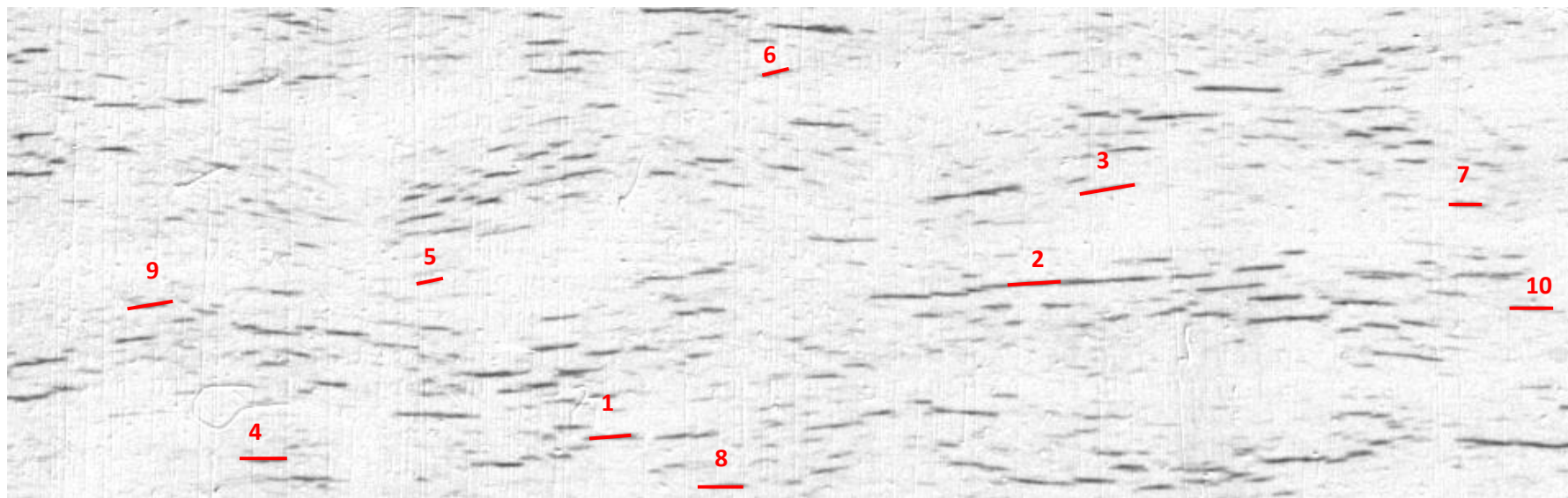


Figura 4.14. Curve di propagazione ottenute analizzando il provino OTON-100-02.

*Osservazione:* a causa dell'arresto anticipato della prova a fatica del provino OTON-100-01, non si è riusciti ad eseguire su questo l'analisi della propagazione delle cricche.



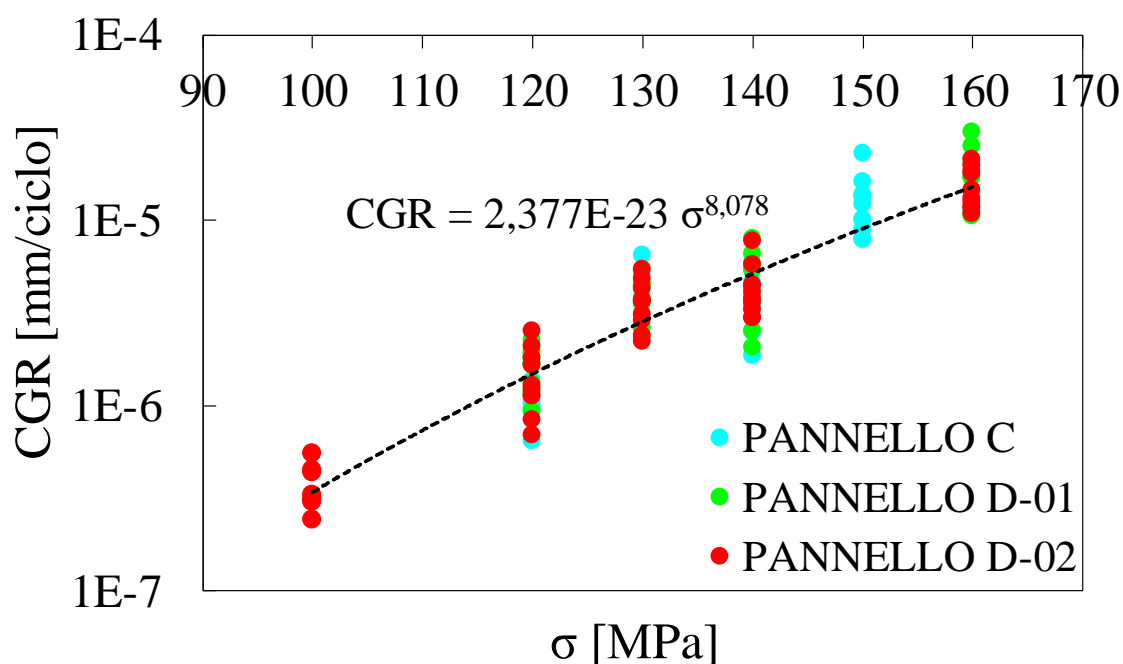
*Figura 4.15. Dieci cricche di cui è stata analizzata la propagazione in una sezione del provino OTON-140-01.*

Si osserva che le cricche, sottoposte a sollecitazione di modo I, propagano inizialmente ad una velocità pressoché costante, come dimostrato dal trend lineare delle curve sopra esposte. Tale andamento tuttavia muta al progredire del danneggiamento: il continuo innesco di nuove cricche e la propagazione di quelle esistenti porta infatti ad un'interferenza reciproca, che genera una redistribuzione locale delle tensioni (forza motrice del fenomeno di propagazione) ed una conseguente diminuzione della velocità con cui evolvono le cricche (abbassamento della pendenza delle curve  $[c-c_0]$  vs.  $\Delta N$ ).

Le analisi effettuate si sono limitate al periodo di non interazione tra le cricche, per il quale il *CGR* (*Crack Growth Rate*) si mantiene pressoché costante, e cambia solo al variare del livello di tensione imposta.

La curva *CGR* vs.  $\sigma$  del materiale ottenuta includendo in un unico grafico le velocità di propagazione ricavate nelle varie prove è proposta in **Figura 4.16**, con asse delle ordinate in scala logaritmica.

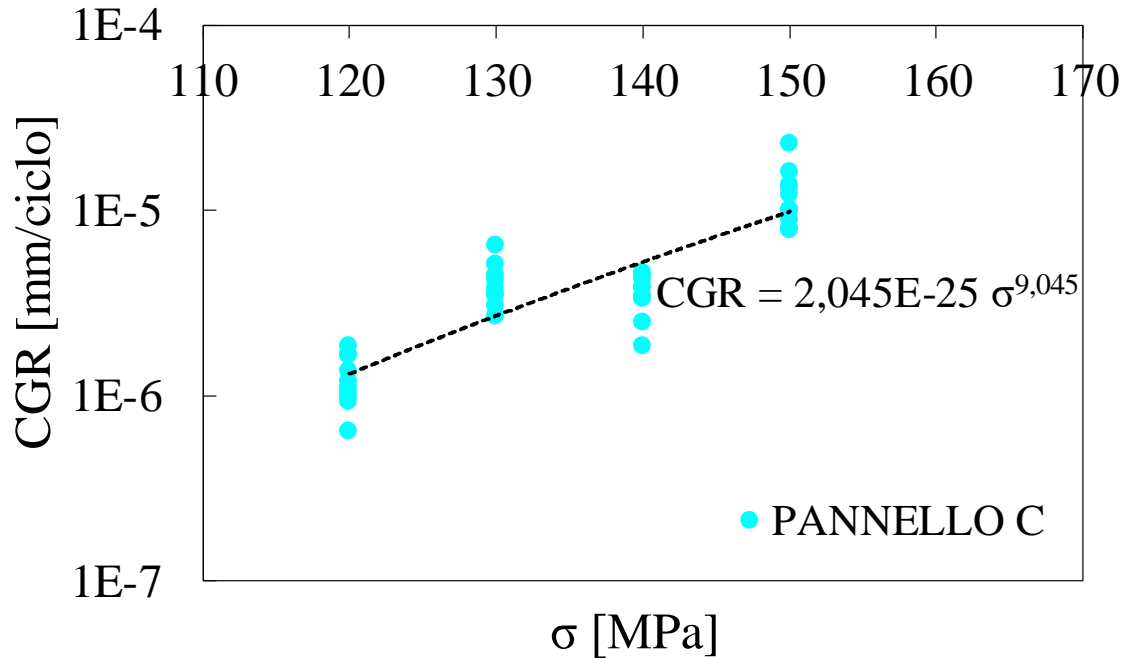
Si nota un trend di potenza che porta ad esprimere come la velocità di propagazione delle cricche aumenti all'aumentare del livello di carico applicato, con una differenza in termini di mm/ciclo fino a tre ordini di grandezza per i test effettuati.



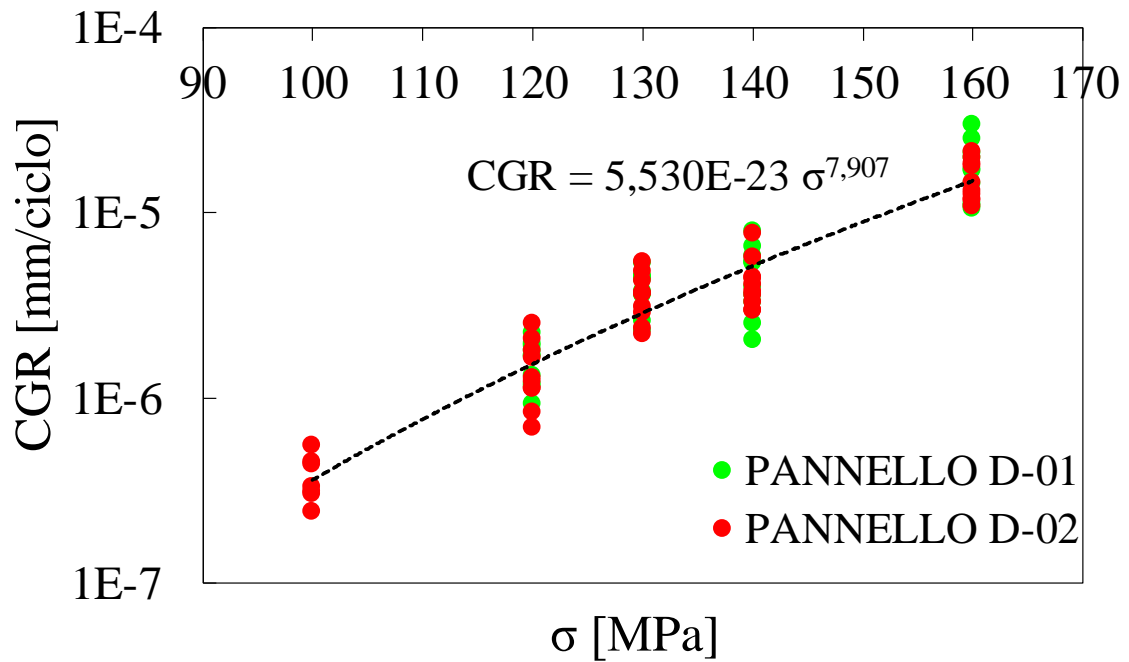
**Figura 4.16.** Curva *CGR* vs.  $\sigma$  ottenuta considerando tutti i provini testati a fatica.

Vengono ancora distinti in due grafici separati i risultati ottenuti con i provini presi dal pannello C e quelli presi dal pannello D (*Figura 4.17*), notando come si ottengano valori confrontabili.

a)



b)



*Figura 4.17. Curve CGR vs.  $\sigma$  ottenute dai test a fatica realizzati sui provini ricavati a) dal pannello C e b) dal pannello D.*

La legge di potenza che relaziona la *crack growth rate* (CGR o  $da/dN$ ) con il livello di tensione applicato è definita da:

$$da/dN = C \cdot \sigma^d \quad \{4.2\}$$

I valori dell'intercetta  $C$  e del coefficiente angolare  $d$  dell'equazione, ottenuti nei grafici sopra esposti, vengono sintetizzati in **Tabella 4.6**.

	$C$	$d$
PANNELLO C	$2,045 \cdot e^{-25}$	9,045
PANNELLO D	$5,530 \cdot e^{-23}$	7,907
TOTALE	$2,377 \cdot e^{-23}$	8,078

**Tabella 4.6.** Parametri della curva CGR vs.  $\sigma$  del materiale.

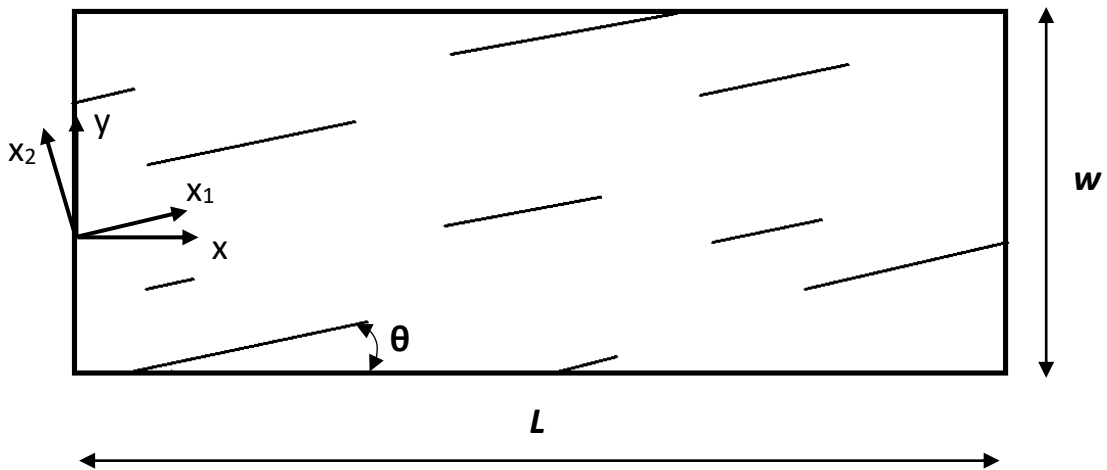
## 4.5 Analisi dell'evoluzione della crack-density pesata

### 4.5.1 Definizioni teoriche

Un parametro fondamentale per la stima del livello di danneggiamento di materiali soggetti a carichi ciclici è la *crack density*<sup>[1]</sup>, che è definita come il numero totale di cricche innescate diviso la lunghezza di osservazione perpendicolare alla faccia delle cricche:

$$\rho = \frac{n_c}{L |\sin \theta|} \quad \{4.3\}$$

ove  $n_c$  è il numero totale di cricche innescate,  $L$  e  $\theta$  sono definite in **Figura 4.18**. Nel caso analizzato  $\theta = 90^\circ$ , risultando la lunghezza di riferimento perpendicolare alla direzione di propagazione delle cricche.



**Figura 4.18.** Geometria e sistema di riferimento di un generico layer criccato<sup>[1]</sup>.

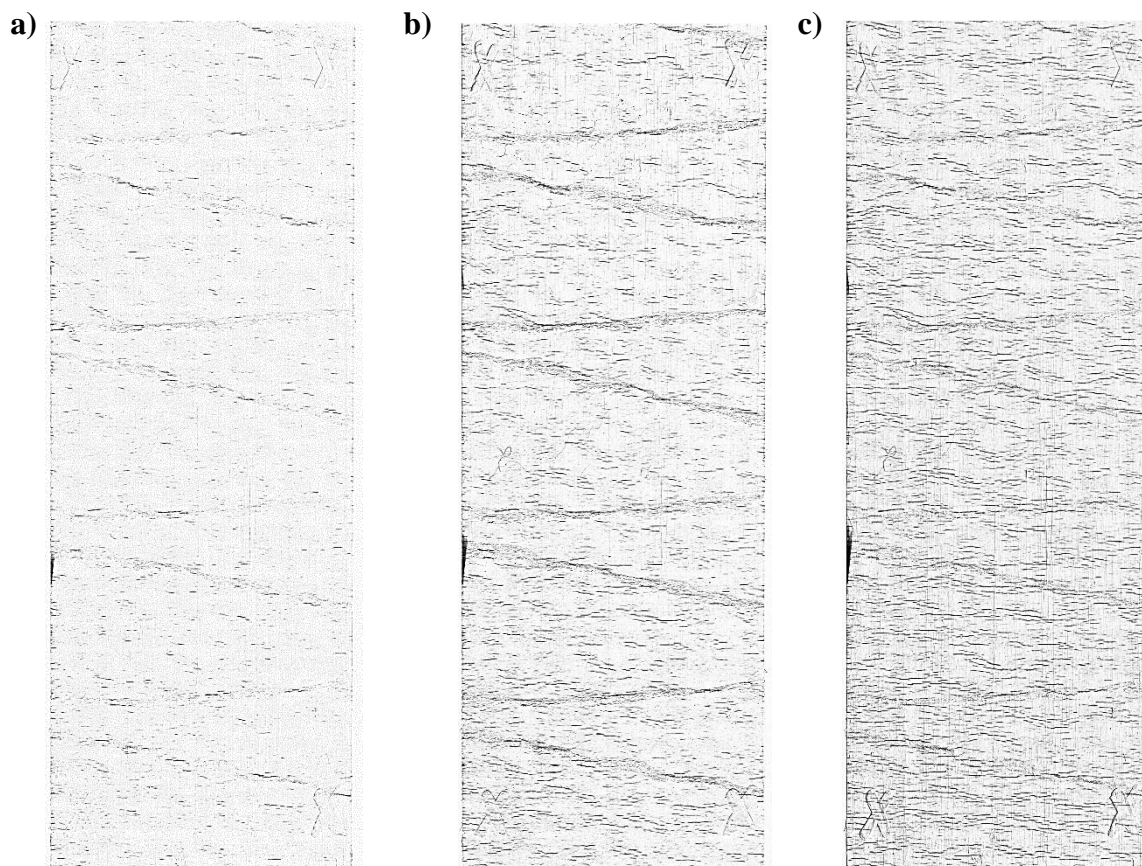
Quella appena definita viene spesso indicata anche come *crack density totale*, per distinguerla da un altro parametro più appropriato per correlare l'evoluzione del danneggiamento alla degradazione di rigidità del materiale: la *crack density pesata*. Essa

infatti tiene conto della lunghezza delle cricche all'avanzare del test a fatica, risultando definita dal numero totale di cricche, ciascuna pesata dalla propria lunghezza  $c$ , diviso l'area di osservazione:

$$\rho_w = \frac{\sum_{i=1}^n c_i}{w \cdot L} \quad \{4.4\}$$

essendo  $c_i$  la lunghezza dell' $i$ -esima cricca,  $n$  il numero di cricche innescate e  $w$  definita in **Figura 4.18**.

La *crack density* pesata non dipende solamente dalla *crack density* totale, ma anche dalla propagazione delle cricche analizzata in precedenza, e come già detto rappresenta un parametro fondamentale per collegare il danneggiamento a fatica alla perdita delle proprietà meccaniche del materiale.



**Figura 4.19.** Evoluzione della *crack density* su provino OTON-130-02 dopo a) 50000, b) 200000 e c) 500000 cicli.



## 4.5.2 Tecnica di analisi tramite codice *Matlab*

Per calcolare l'evoluzione della *crack density* pesata nei test a fatica realizzati, le immagini della sezione frontale del provino sono state analizzate tramite un programma in codice *Matlab*, il cui funzionamento viene spiegato di seguito.

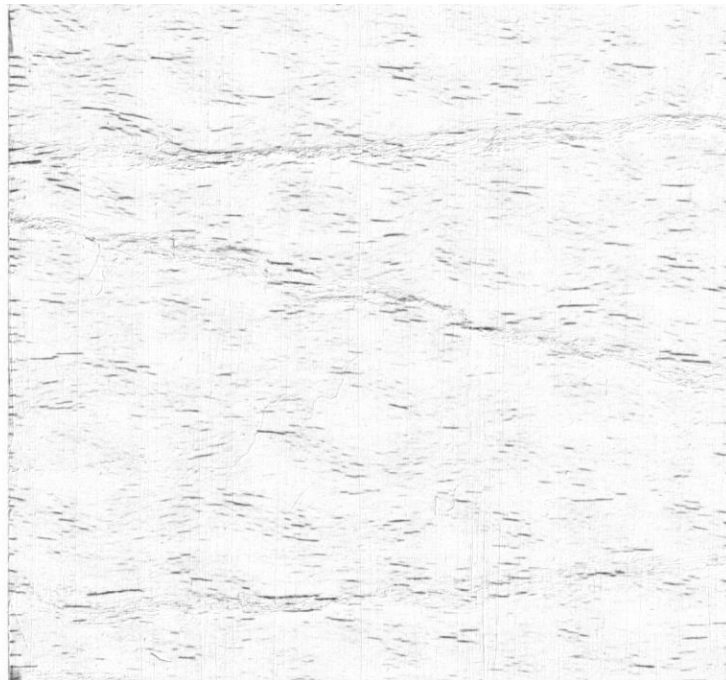
Il primo passo, selezionata l'immagine da analizzare, consiste nel ritagliarne la sezione da ispezionare, rappresentata dall'area del provino, eliminando eventuali zone esterne presenti. Vanno poi definiti i parametri dell'analisi:

- Angolo di rilevazione delle cricche  $\alpha$ : angolo rispetto alla verticale verso cui si formano e propagano le cricche. Nei test effettuati è sempre  $90^\circ$ . Inserendo tale parametro si definisce al programma cosa considerare effettivo danneggiamento e cosa no.
- Angolo di tolleranza: tolleranza rispetto all'angolo  $\alpha$  sopra definito nella rilevazione delle cricche. Durante le analisi è stato impostato  $\pm 20^\circ$ .
- Lunghezza minima di cricca: lunghezza di soglia espressa in millimetri che definisce al programma cosa considerare danneggiamento e cosa no. Durante le analisi è stato lasciato parametro libero.
- Gabor scale: ampiezza dell'onda luminosa utilizzata nell'applicazione del filtro di Gabor all'immagine, che permette al programma di valutare la variazione dell'intensità luminosa tramite cui vengono poi individuate le cricche. Valore ottimale individuato per tale indice è risultato 4.
- Valore di soglia B-W (*threshold B-W*, abbreviato *th*): parametro che definisce come vengono filtrati i pixel bianchi dai neri, permettendo l'individuazione delle cricche e della loro estensione in lunghezza. Durante le analisi sono stati utilizzati 3 valori di *threshold* differenti, rispettivamente 0.05, 0.06 e 0.07. Dal confronto tra l'immagine originale e l'immagine con le cricche individuate dal programma, è

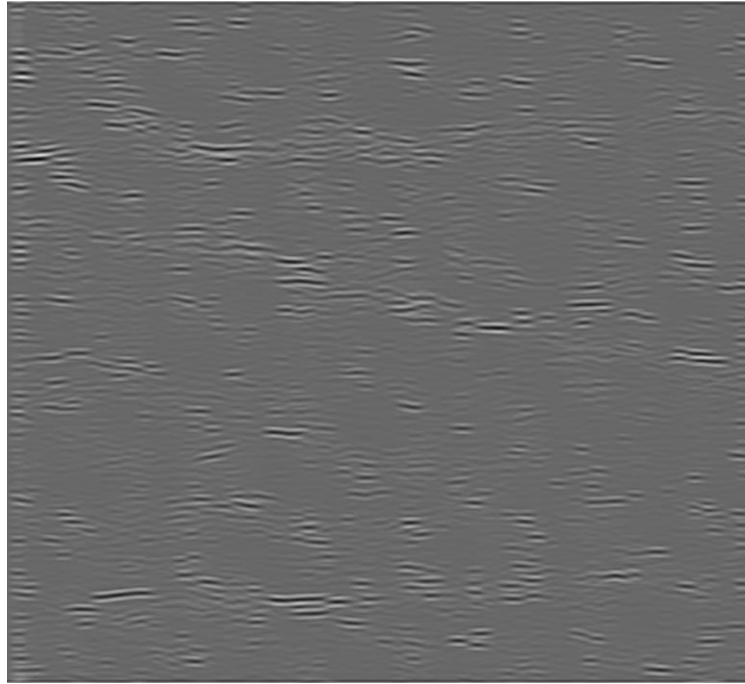
stato valutato come valore soglia ottimale  $th = 0.06$  per il pannello C e  $th = 0.07$  per il pannello D: con questi infatti vengono individuate più correttamente sia l'effettiva presenza che l'effettiva lunghezza delle cricche. La differenza del valore di soglia ottimale per i due pannelli è probabilmente dovuta alla diversa trasparenza che si è ottenuta durante le due infusioni.

Lanciando il programma, esso applica all'immagine il filtro di Gabor (**Figura 4.21**) che permette di stimare la variazione di intensità luminosa, filtra i pixel bianchi dai neri con il valore di soglia applicato (**Figura 4.22**) ed individua la presenza e lunghezza delle cricche (**Figure 4.23 – 4.25**) evidenziandole in rosso.

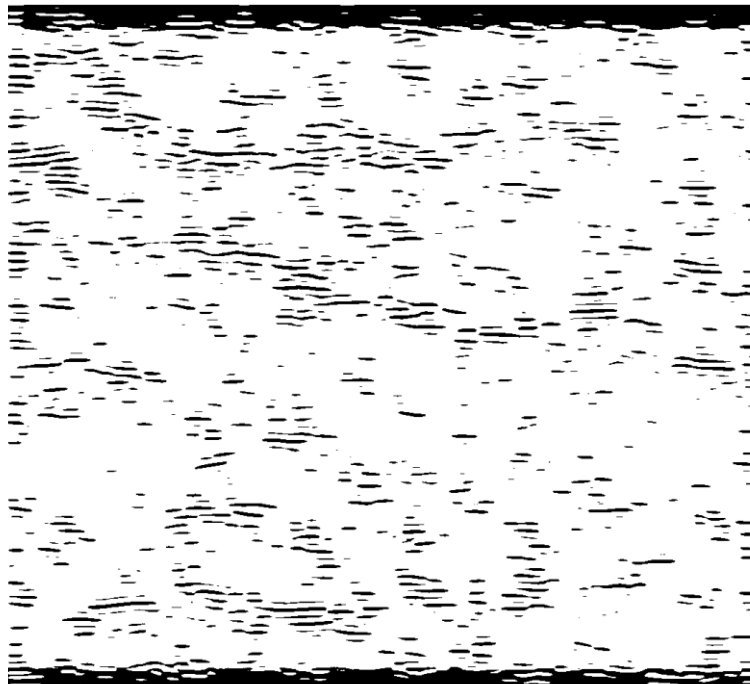
Si può facilmente notare come al variare del valore di *threshold B-W* imposto il numero e l'estensione delle cricche rilevate cambi considerevolmente, ed in particolare di come al diminuire del valore di soglia aumenti l'entità del danneggiamento individuato. Come già detto, confrontando l'immagine originale con l'immagine output del codice (con le cricche individuate) sono stati determinati i valori soglia ottimali per i due pannelli.



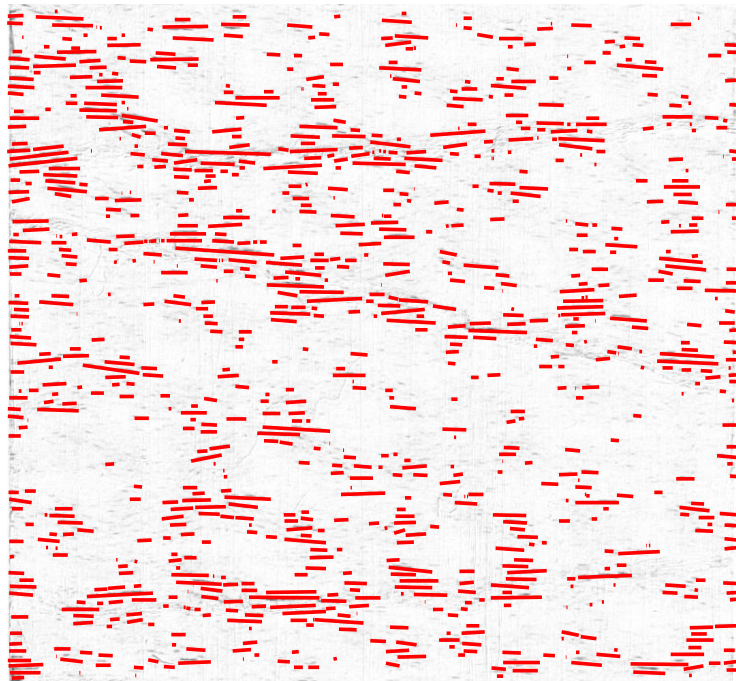
**Figura 4.20.** Immagine originale di una sezione del provino OTON-130-02 dopo 120000 cicli



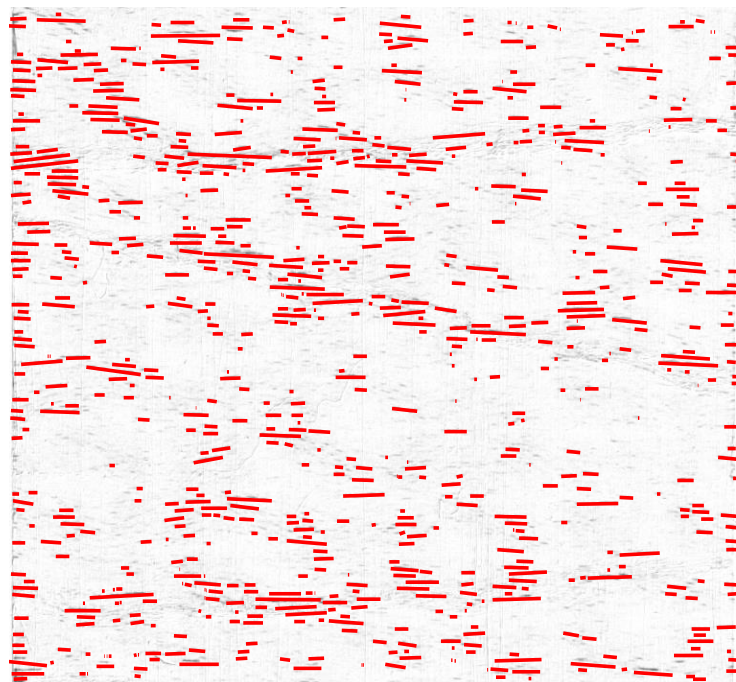
*Figura 4.21. Applicazione del filtro di Gabor all'immagine.*



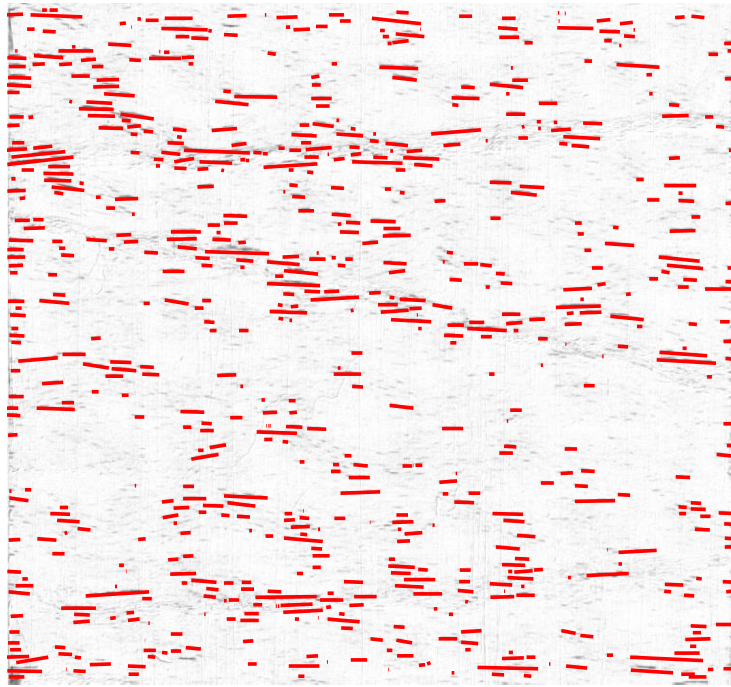
*Figura 4.22. Filtraggio dei pixel bianchi e neri tramite il valore di threshold B-W ( $th$ ) imposto.*



*Figura 4.23. Cricche individuate con valore di soglia  $th = 0.05$ .*



*Figura 4.24. Cricche individuate con valore di soglia  $th = 0.06$ .*



**Figura 4.25.** Cricche individuate con valore di soglia  $th = 0.07$ .

La procedura è stata esposta a titolo di esempio su un'unica immagine. Il programma in realtà itera automaticamente l'analisi per tutte le immagini prese durante la prova a fatica del provino, con l'obiettivo di calcolare l'evoluzione della *crack density* al progredire del numero di cicli.

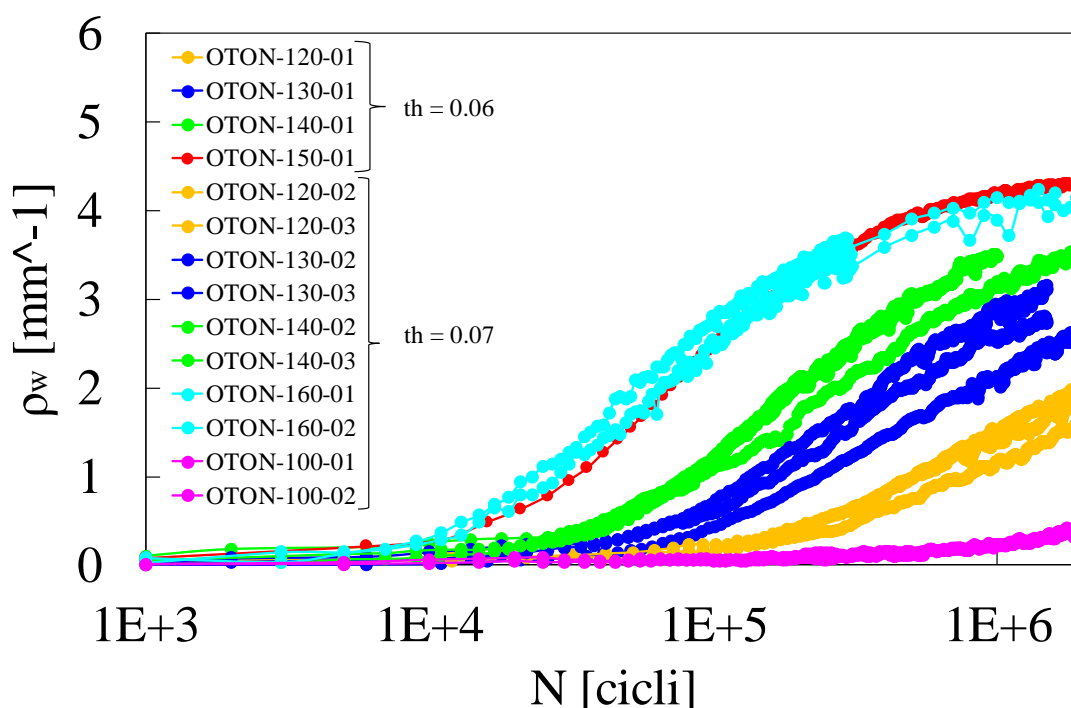
### 4.5.3 Curve di *crack density* sperimentali

Le curve di *crack density* pesata (calcolata tramite l'equazione {4.4} già implementata nel programma) di tutti i test a fatica effettuati, ottenute imponendo i valori di soglia (*threshold B-W*) ottimali per il pannello C e D ( $th = 0.06$  e  $th = 0.07$  rispettivamente), vengono presentate in **Figura 4.26**, con asse delle ascisse in scala logaritmica.

Focalizzando l'attenzione sull'andamento di queste curve, si nota come:

- La  $\rho_w$  cresce lentamente nella prima parte delle prove, per poi salire con pendenza costante raggiunto un numero di cicli che aumenta al diminuire del livello di carico applicato;

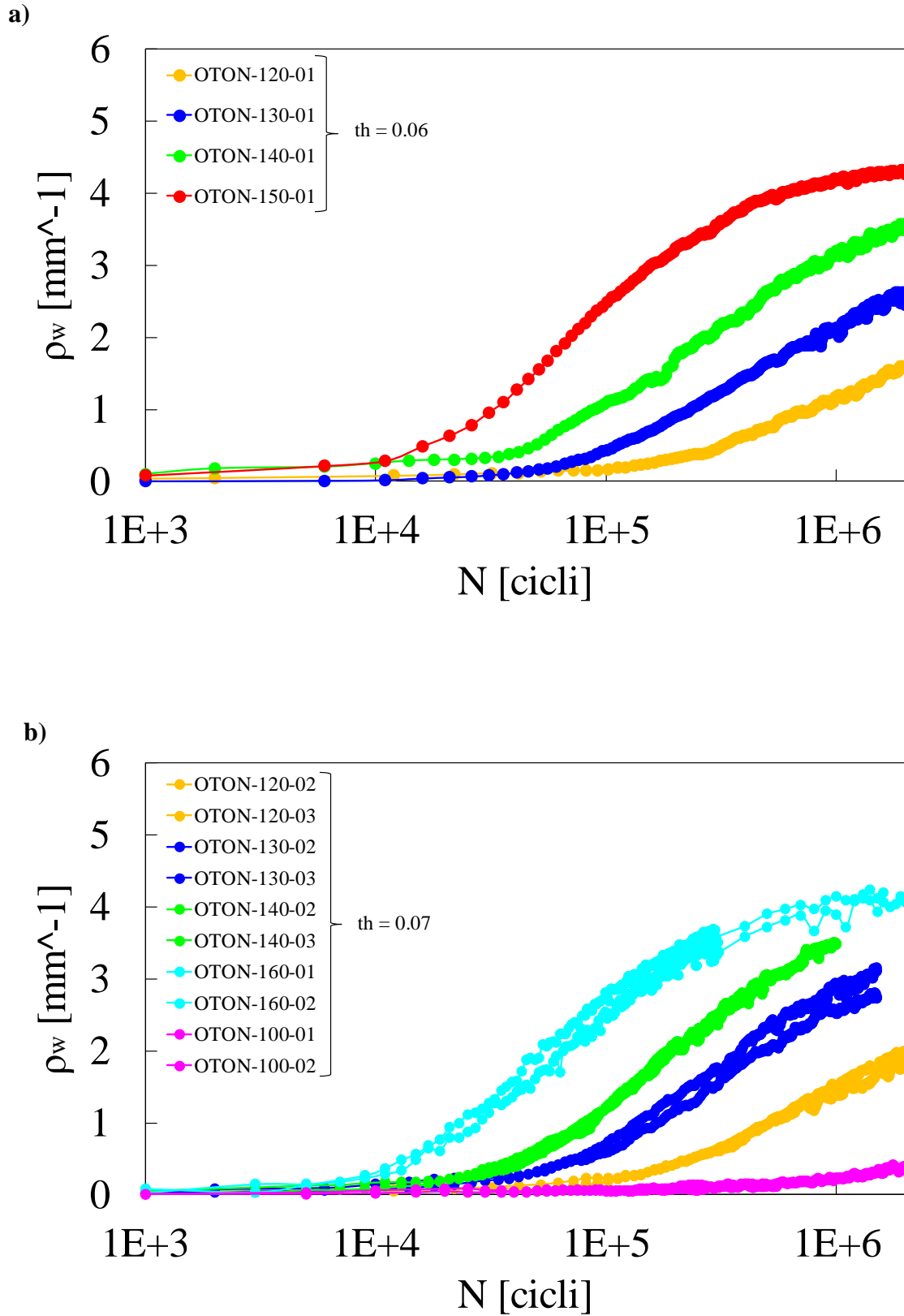
- Dopo un certo periodo l'aumento di  $\rho_w$  cali di intensità per raggiungere un *plateau* che indica il raggiungimento della condizione di saturazione di cricche all'interno del provino. Da questo punto in poi il danneggiamento non evolve tramite innesco di nuove di nuove cricche, bensì secondo altri meccanismi quali delaminazione inter-laminare ed intra-laminare. All'aumentare del livello di carico applicato si nota come tale condizione sorga ad un numero di cicli inferiore, motivo per cui certe prove con tensione massima applicata più elevata sono state arrestate prima rispetto a quelle con tensione massima applicata bassa.



**Figura 4.26.** Evoluzione della crack density pesata di tutti i provini testati a fatica.

Al variare del livello di carico le curve si distanziano l'una dall'altra con una distanza delineata e facilmente misurabile. Tale risultato è di notevole importanza per riuscire successivamente a costruire un modello per la previsione dell'evoluzione del danneggiamento del materiale.

Viene infine fatta notare (**Figura 4.27**), in conformità con quanto visto nell'analisi dei primi inneschi delle cricche, la tendenza che manifestano i provini ottenuti dal pannello D a danneggiarsi prematuramente, e dunque a sviluppare una *crack density* pesata più alta a parità di numero di cicli, rispetto a quelli ottenuti con il pannello C.



**Figura 4.27.** Evoluzione della crack density pesata nei provini ricavati a) dal pannello C e b) dal pannello D.

## 4.6 Distribuzione statistica della resistenza a fatica del materiale: parametri di Weibull

La distribuzione statica della resistenza a fatica del materiale per l'innescò di cricche (primo danneggiamento) è un aspetto di notevole importanza nella progettazione con materiali compositi. La variabilità della microstruttura e la possibile presenza di difetti indotti durante il particolare processo produttivo con cui vengono realizzati questi materiali (infusione sottovuoto in questo lavoro) porta ad avere in posizioni differenti del medesimo layer diversa resistenza a fatica, caratteristica testimoniata dall'innescò di cricche a numero di cicli diversi ed in regioni diverse. È infatti questo il motivo per cui le cricche non innescano tutte allo stesso istante ad un dato numero di cicli di sollecitazione e si ha altresì un'evoluzione della *crack density* nell'arco della vita a fatica del materiale.

Per caratterizzare la dispersione statistica della resistenza a fatica in materiale con comportamento a rottura fragile, quali sono i materiali compositi a matrice polimerica, viene solitamente utilizzata una distribuzione statistica alla Weibull. Essa è caratterizzata da due parametri,  $m$  e  $K_0$ , rispettivamente definiti parametro di forma e parametro di scala della distribuzione di Weibull. La valutazione di questi due parametri, come spiegato nell'articolo di Carraro P.A., Maragoni L. e Quaresimin M. [1], si ottiene plottando in un grafico le funzioni  $\Psi$  e  $\ln(N^a)$ , ove

$$\Psi = \ln \left[ \ln \left( \frac{1}{1 - P(N)} \right) \right] \quad \{4.5\}$$

con

$$P(N) = 1 - \exp \left[ - \left( \frac{\sigma}{K_0 \cdot N^a} \right)^m \right] = \rho \cdot |\sin \vartheta| \frac{c_0 l_0}{w} \quad \{4.6\}$$

e:

- $P(N)$  = probabilità di innescò di una cricca nel range 1-N cicli in accordo con la distribuzione statistica alla Weibull;
- $a$  = pendenza della curva S-N del materiale;
- $\rho$  = *crack density* totale;
- $\theta$  = angolo che definisce l'orientazione delle cricche;



- $c_0$  = lunghezza della cricca all'innesco;
- $l_0$  = lunghezza della "process zone" in cui si sviluppa l'innesco di una cricca;
- $w$  = larghezza zona di osservazione dei primi inneschi.

I punti del grafico  $\Psi$  vs.  $\ln(N^a)$  manifestano infatti una tendenza lineare nella prima parte della vita a fatica del materiale in cui non si ha interazione tra le cricche innescate (stage definito *non-interactive regime*): l'intercetta e la pendenza di tale retta permette di ricavare i parametri di Weibull  $m$  e  $K_0$ , valendo la relazione

$$\Psi = -m \cdot \ln(N^a) + m \cdot \ln\left(\frac{\sigma}{K_0}\right) \quad \{4.7\}$$

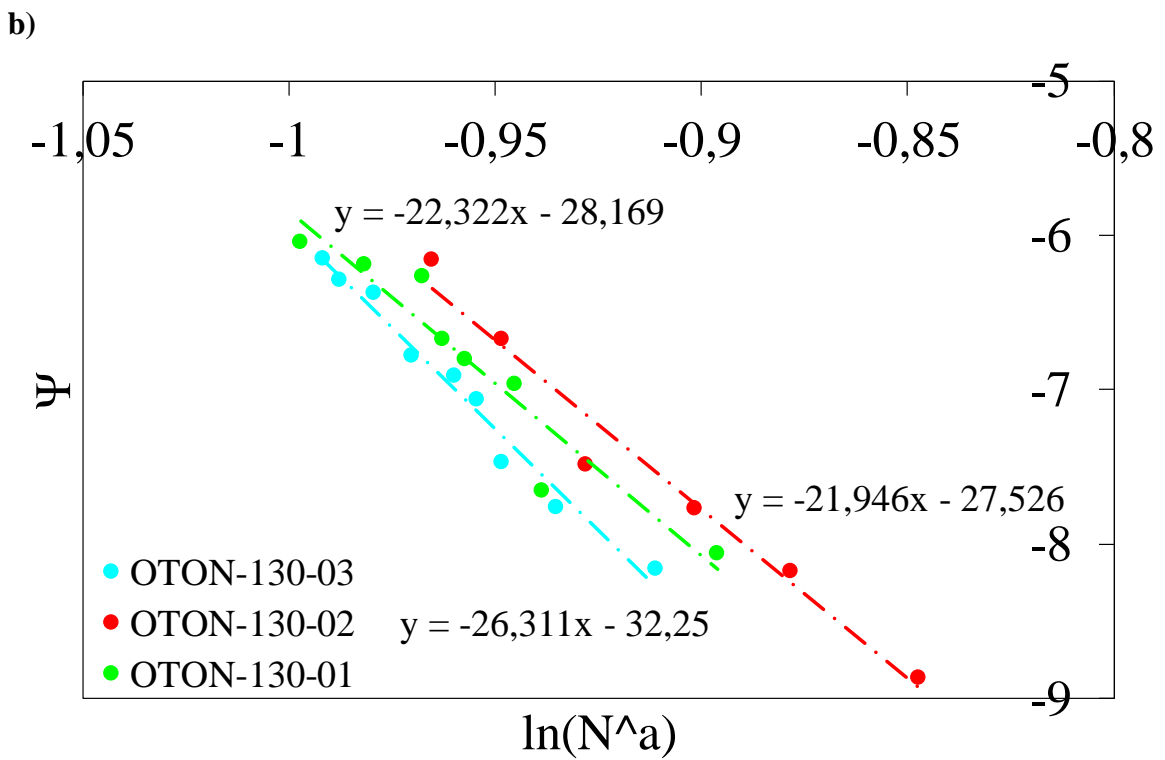
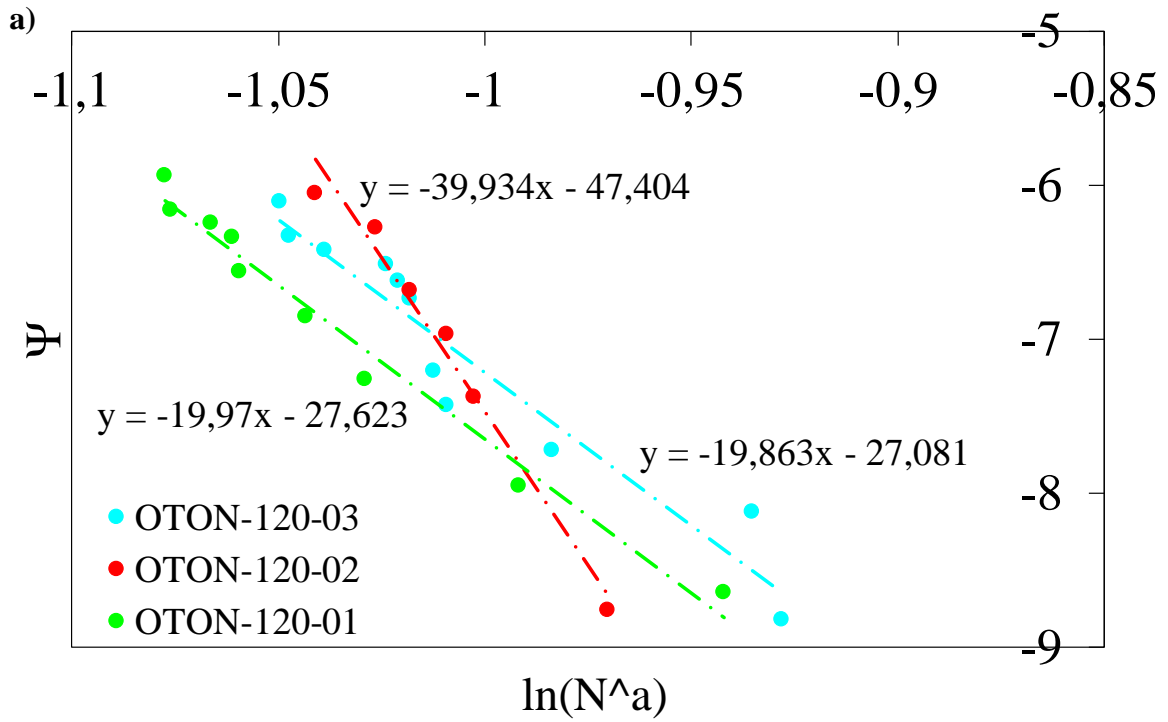
con  $\sigma$  livello di carico della prova a fatica.

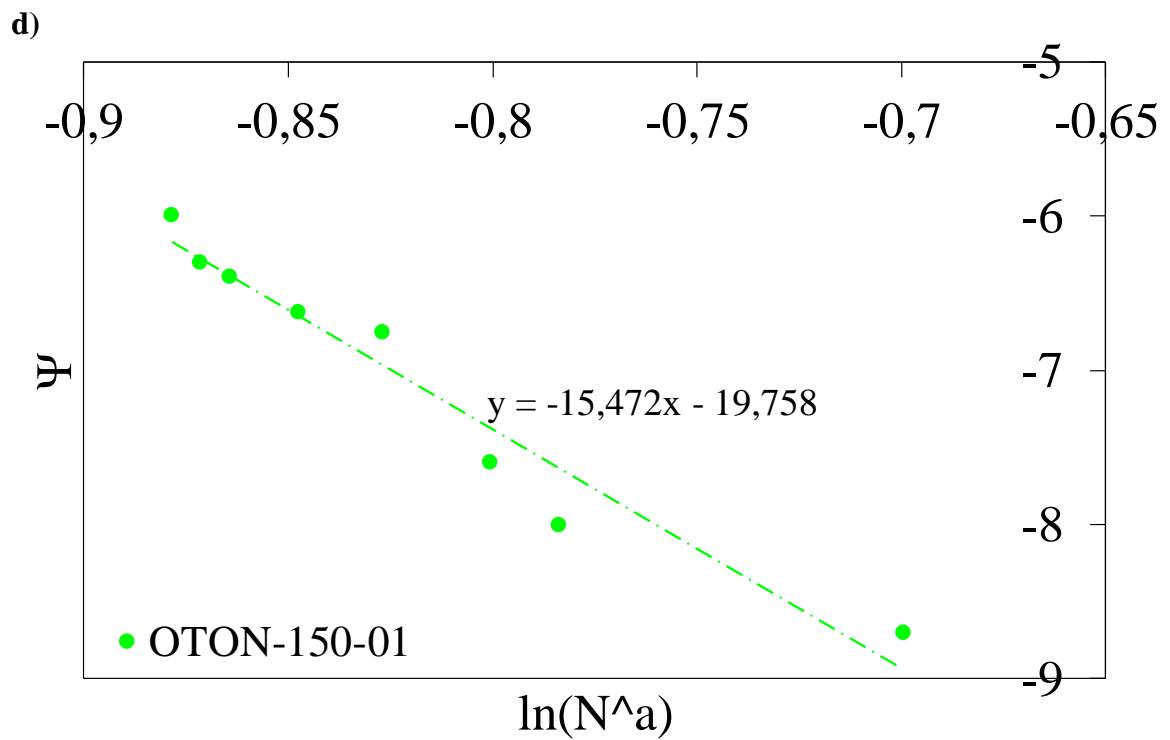
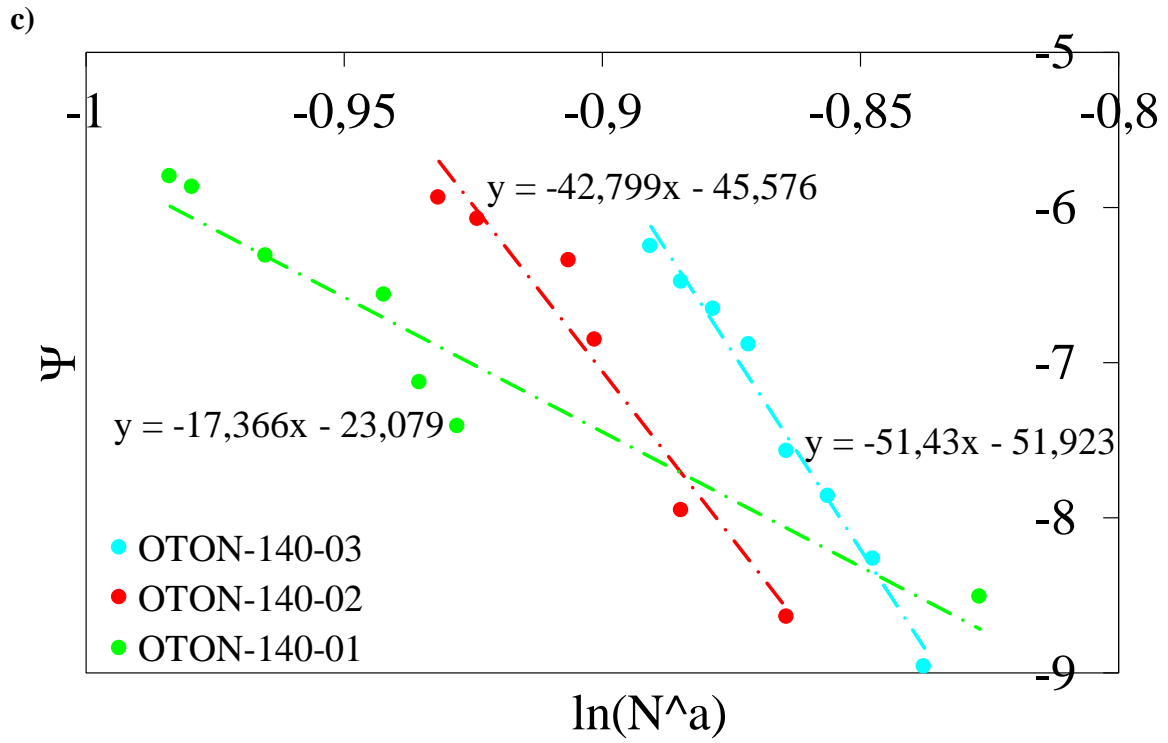
I grafici da cui sono stati ricavati i parametri di Weibull, considerando la totalità dei provini testati, vengono esposti in **Figura 4.28**, raggruppati in funzione del livello di carico applicato.

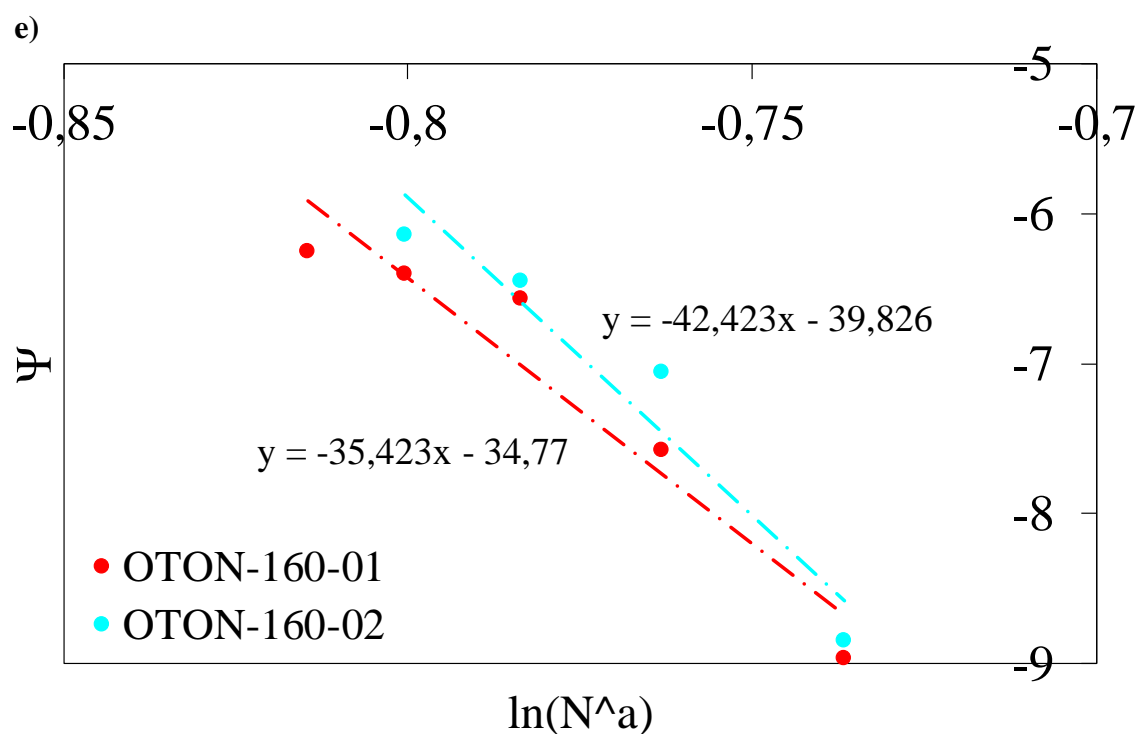
Va posto all'attenzione come, essendo la proprietà cercata una proprietà intrinseca del materiale, essa dovrebbe risultare indipendente dal livello di carico applicato.

I valori di input con cui sono state costruite le curve sono quelli ricavati dall'analisi dei primi inneschi (*paragrafo 4.3*), ovvero:

- $a = -0,099$  pendenza della curva S-N dei primi inneschi totale;
- $N$  = numero di cicli di innesco delle prime 15 cricche, noti per ogni provino testato;
- $\rho = \frac{n_c}{L |\sin \theta|}$  calcolata per la prima parte della vita a fatica ove avvengono gli inneschi delle prime 15 cricche;
- $\theta = 90^\circ$ ;
- $c_0 = 0,185$  mm, valore medio tra quelli descritti in **Tabella 4.4**;
- $l_0 = 0,1$  mm;
- $w$  definita per ogni provino testato in **Tabella 4.5**.







**Figura 4.28.** Curve della funzione  $\Psi$  distinte sulla base del livello di carico applicato: a)  $\sigma=120$  MPa, b)  $\sigma=130$  MPa, c)  $\sigma=140$  MPa, d)  $\sigma=150$  MPa ed e)  $\sigma=160$  MPa.

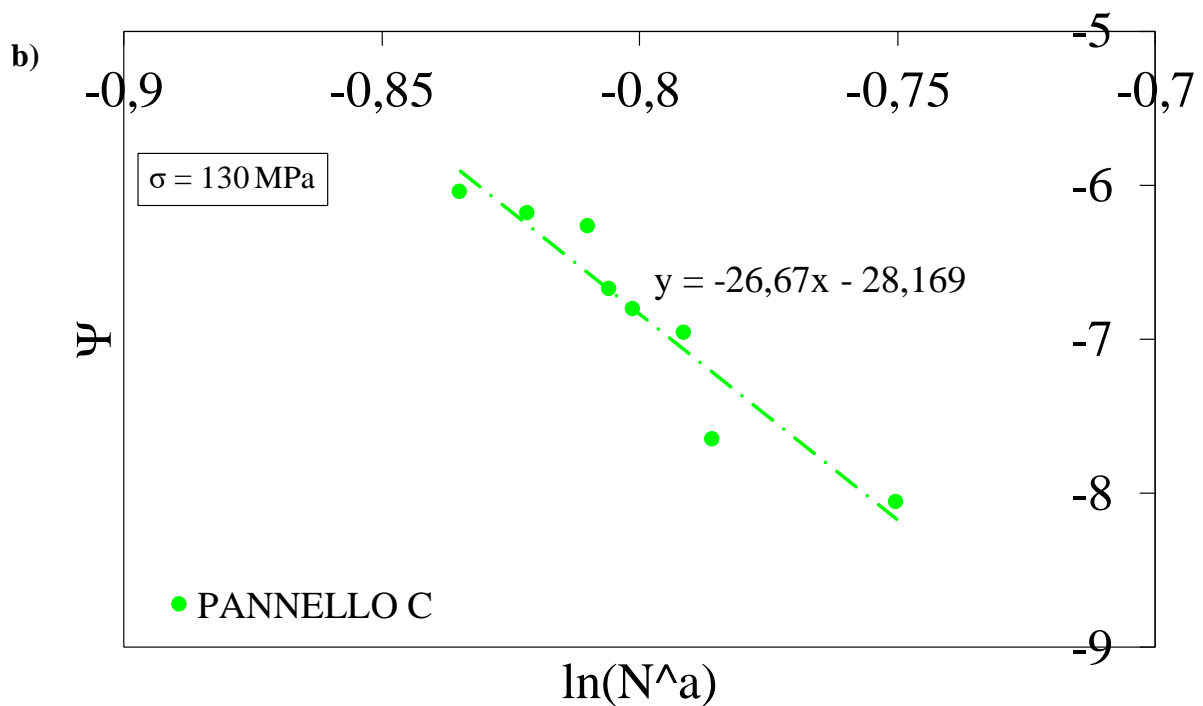
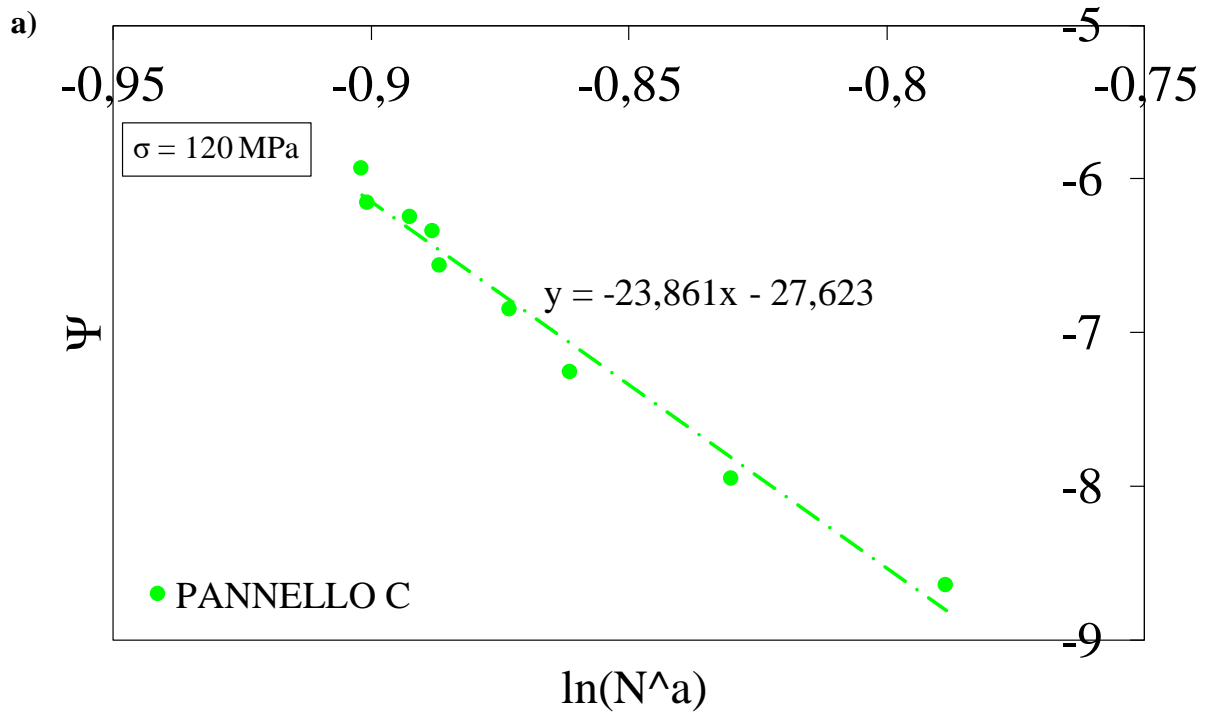
I coefficienti della distribuzione di Weibull del materiale, estrapolati dalle linee di tendenza delle curve di  $\Psi$  esposte, vengono riassunti in **Tabella 4.7**.

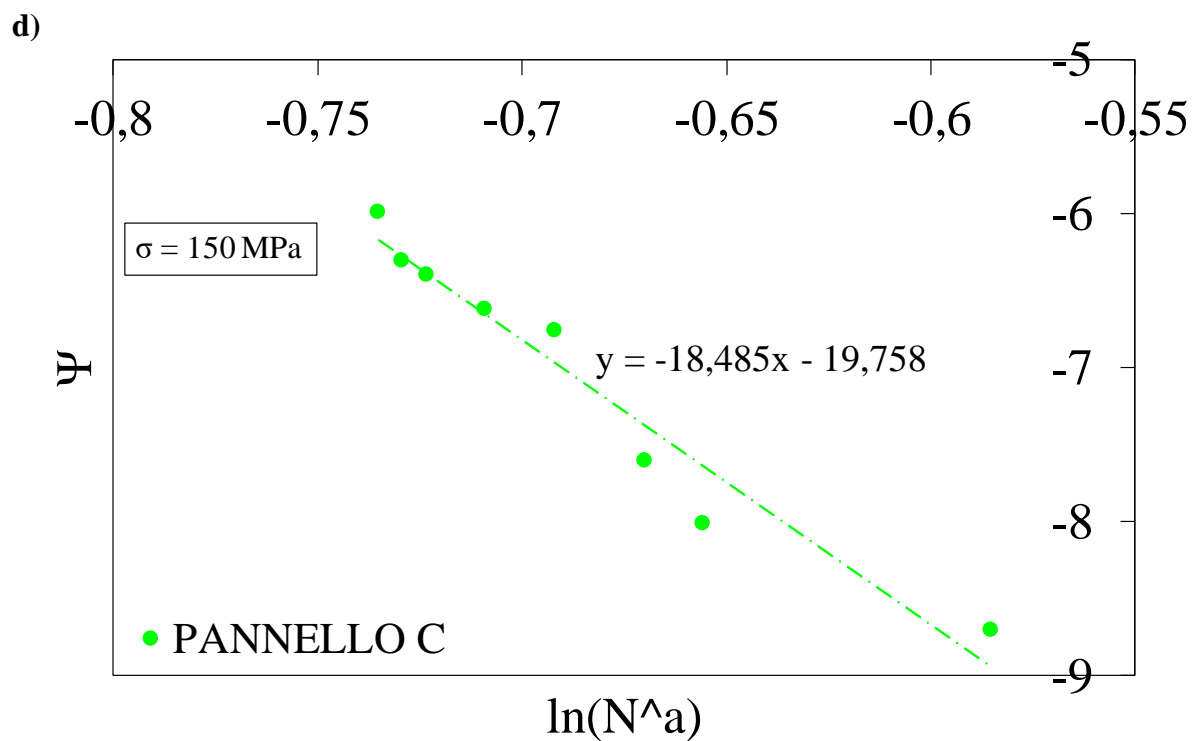
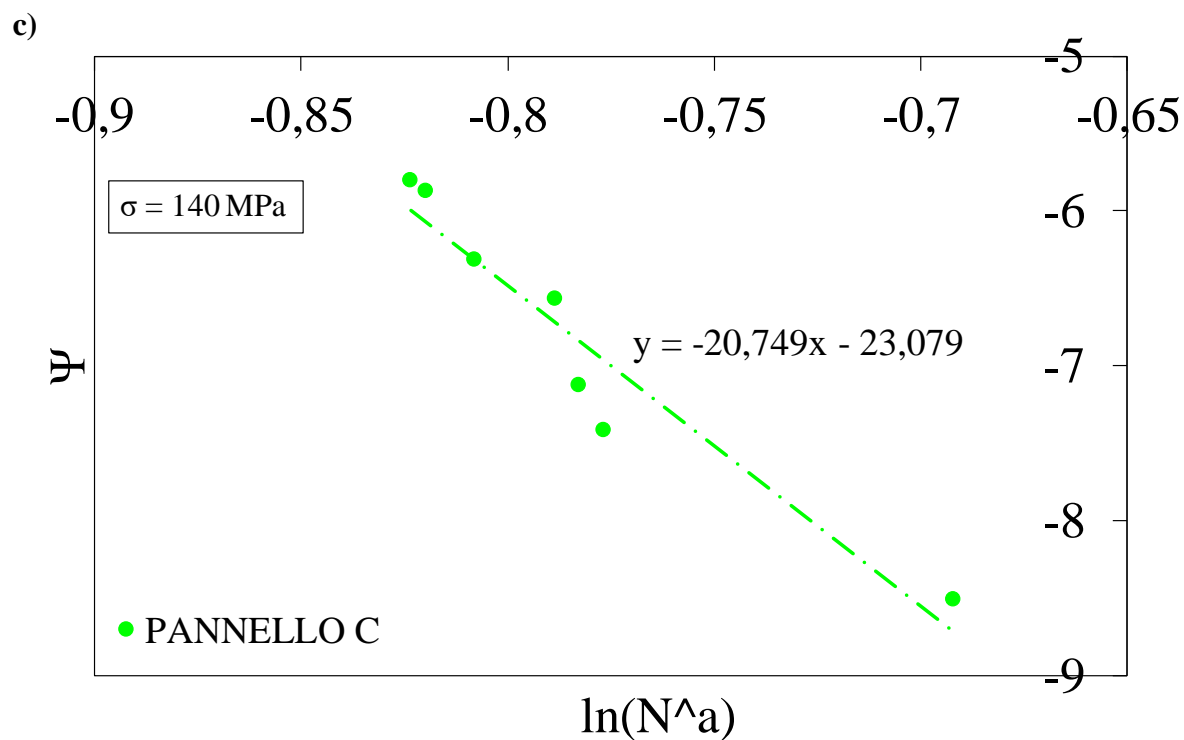
	$m$	$K_0$
OTON 120-01	19,97	478,5
OTON 120-02	39,93	393,3
OTON 120-03	19,86	469,1
OTON 130-01	22,32	459,2
OTON 130-02	21,95	455,7
OTON 130-03	26,31	442,9
OTON 140-01	17,37	528,8
OTON 140-02	42,79	406,1
OTON 140-03	51,43	384,2
OTON 150-01	15,47	537,9
OTON 160-01	35,42	426,9
OTON 160-02	42,42	409,1

**Tabella 2.7.** Parametri di Weibull ottenuti considerando tutte le prove a fatica effettuate.

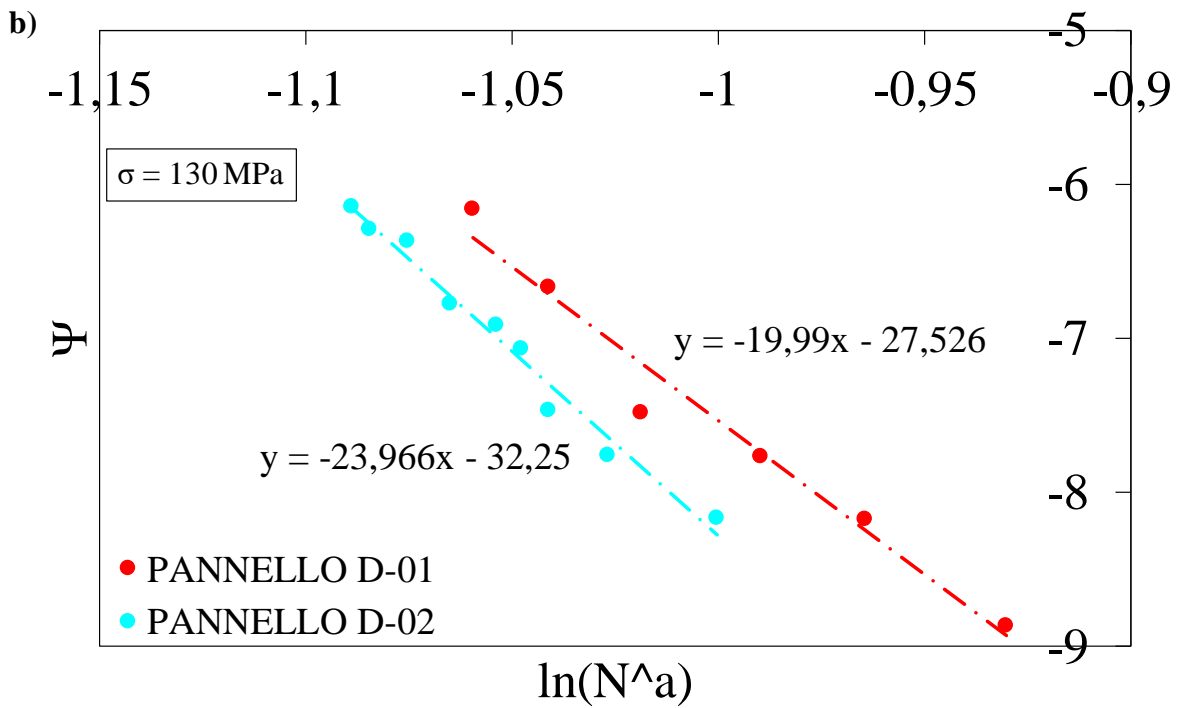
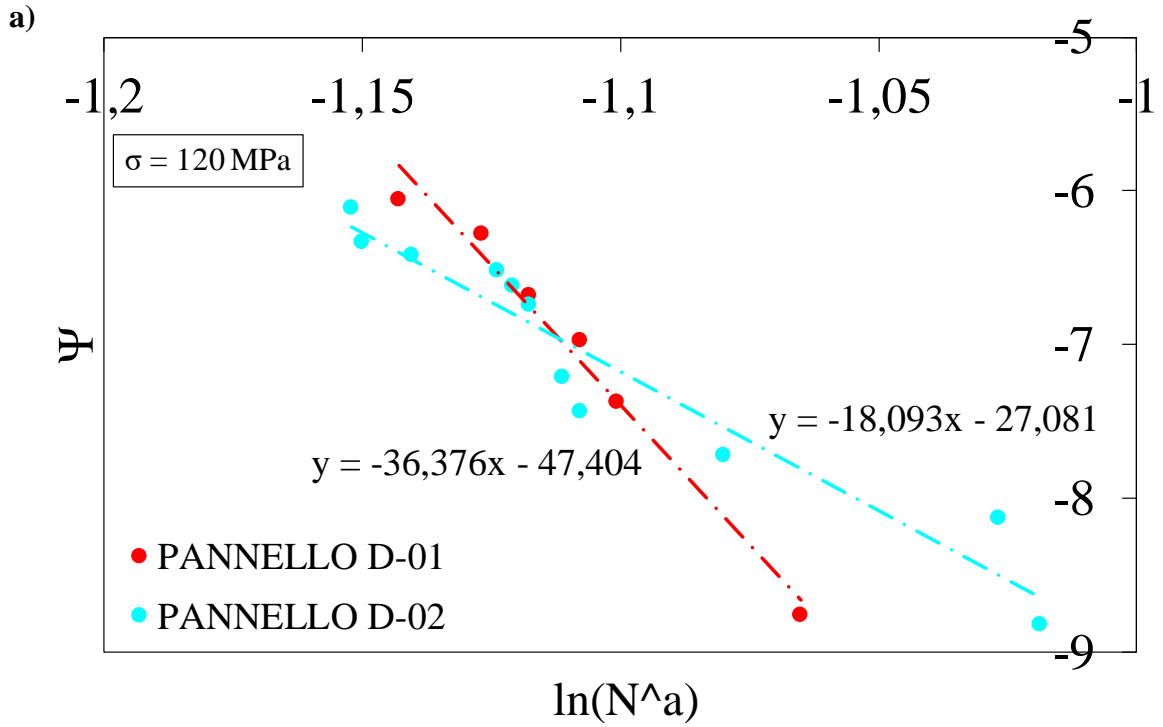
Vengono inoltre proposte le curve di  $\Psi$  ottenute distinguendo il pannello C dal pannello D (*Figura 4.29-4.30*), ovvero variando la pendenza della curva S-N ottenuta nei due casi

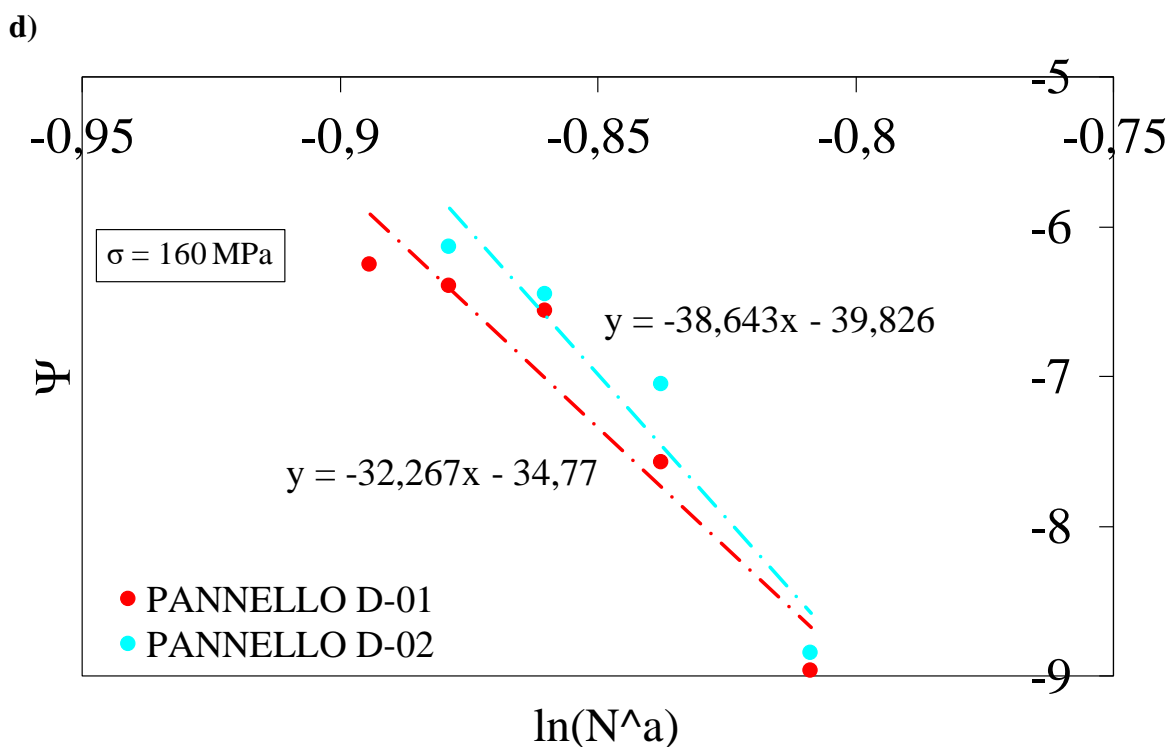
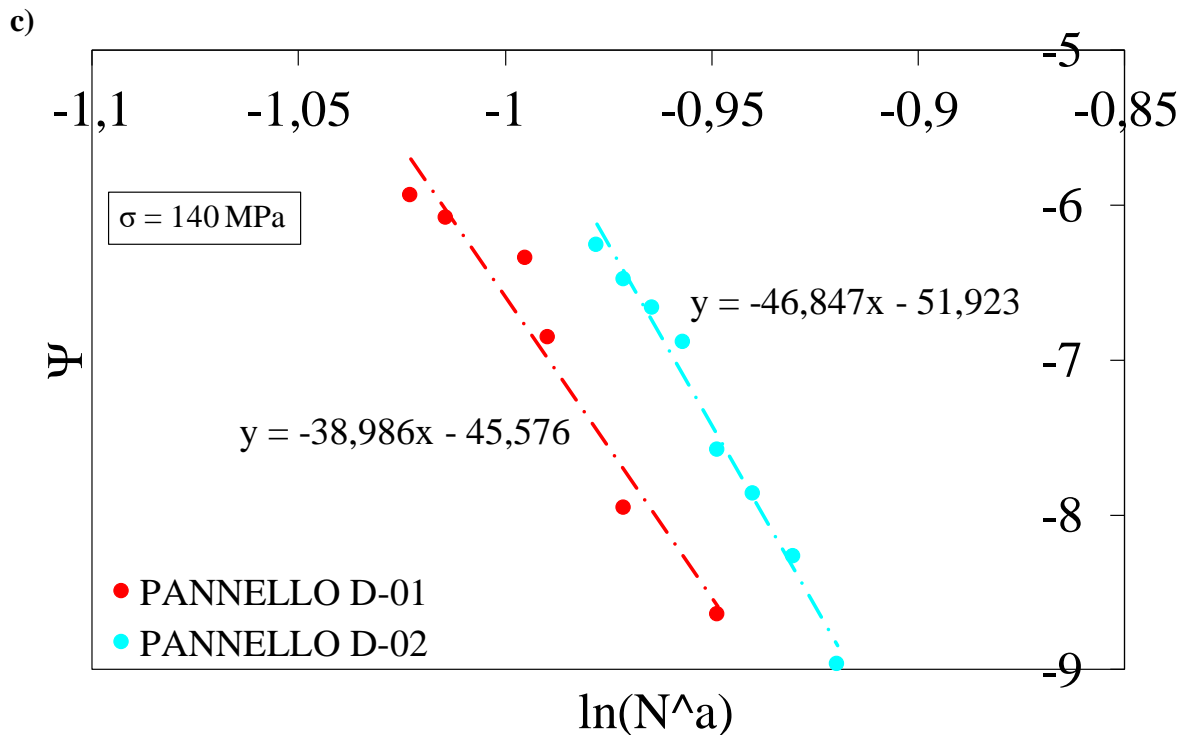
- $a = -0,077$  per il pannello C;
- $a = -0,104$  per il pannello D.





**Figura 4.29.** Curve della funzione  $\Psi$  ottenute dai provini del pannello C testati a)  $\sigma=120 \text{ MPa}$ , b)  $\sigma=130 \text{ MPa}$ , c)  $\sigma=140 \text{ MPa}$  e d)  $\sigma=150 \text{ MPa}$





**Figura 4.30.** Curve della funzione  $\Psi$  ottenute dai provini del pannello D testati a)  $\sigma=120 \text{ MPa}$ , b)  $\sigma=130 \text{ MPa}$ , c)  $\sigma=140 \text{ MPa}$  e d)  $\sigma=160 \text{ MPa}$ .



In **Tabella 4.8** e **Tabella 4.9-4.10** sono elencati i parametri di Weibull del materiale ricavati distinguendo i due pannelli testati.

	$m$	$K_0$
$\sigma = 120$ MPa	23,86	381,9
$\sigma = 130$ MPa	26,67	373,8
$\sigma = 140$ MPa	20,75	425,8
$\sigma = 150$ MPa	18,48	436,8

**Tabella 4.8.** Parametri di Weibull ricavati considerando i provini del pannello C.

	$m$	$K_0$
$\sigma = 120$ MPa	36,38	441,7
$\sigma = 130$ MPa	19,99	515,2
$\sigma = 140$ MPa	38,99	450,7
$\sigma = 160$ MPa	32,27	470,0

**Tabella 4.9.** Parametri di Weibull ricavati considerando i provini del pannello D-01.

	$m$	$K_0$
$\sigma = 120$ MPa	18,09	536,1
$\sigma = 130$ MPa	23,97	499,3
$\sigma = 140$ MPa	46,85	424,1
$\sigma = 160$ MPa	38,64	448,5

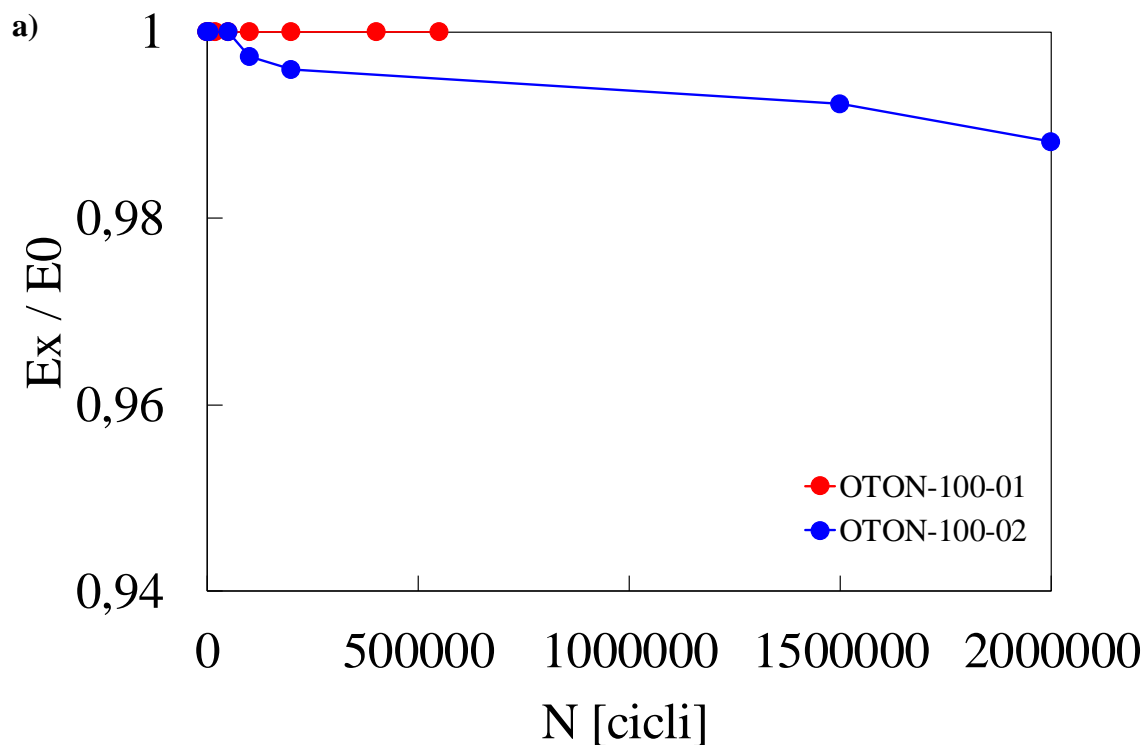
**Tabella 4.10.** Parametri di Weibull ricavati considerando i provini del pannello D-02.

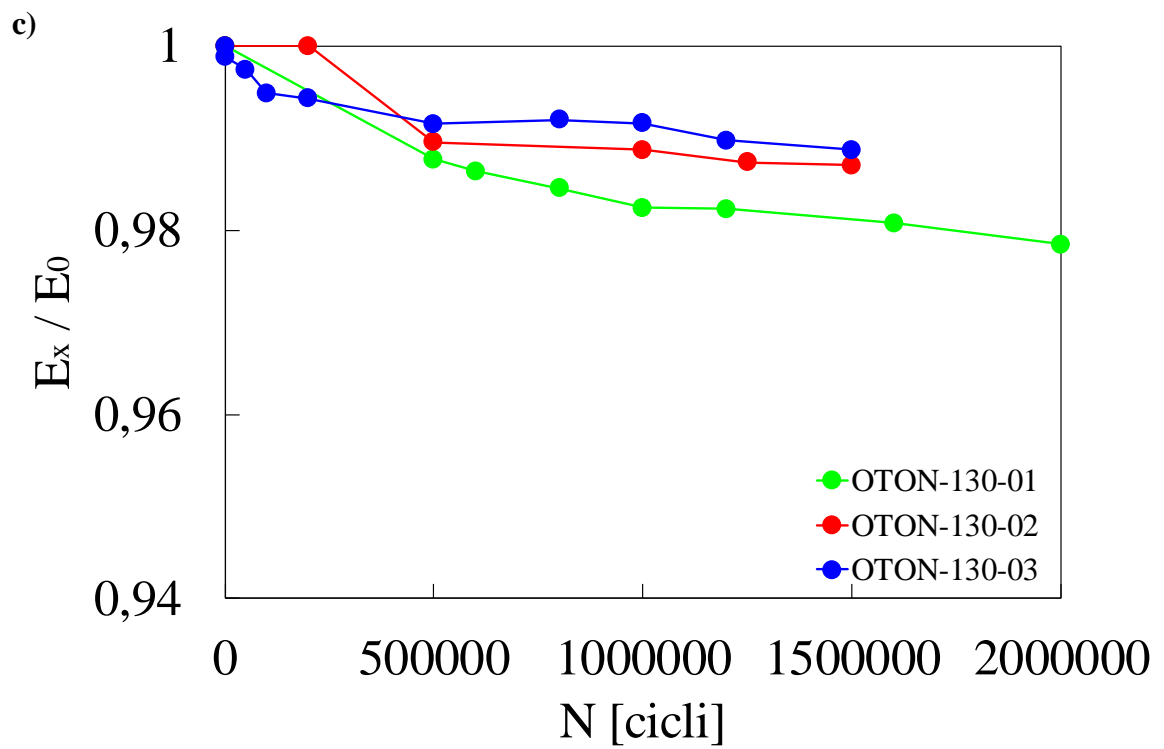
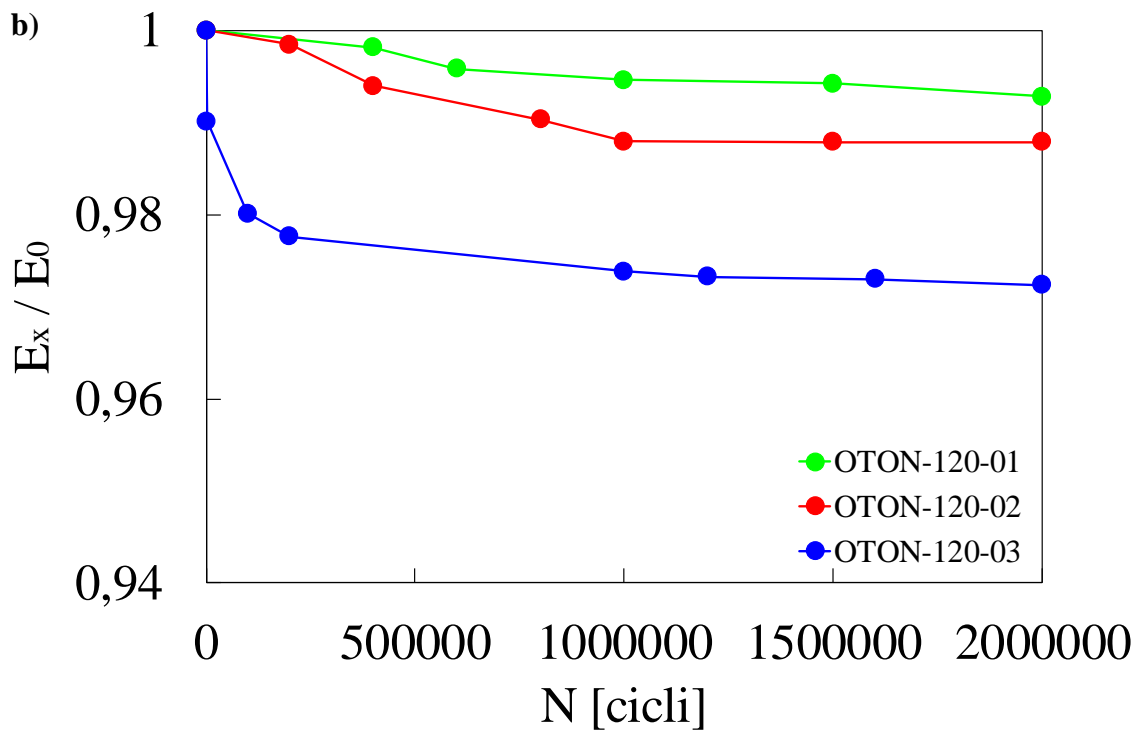
## 4.7 Curve di degradazione della rigidità del materiale

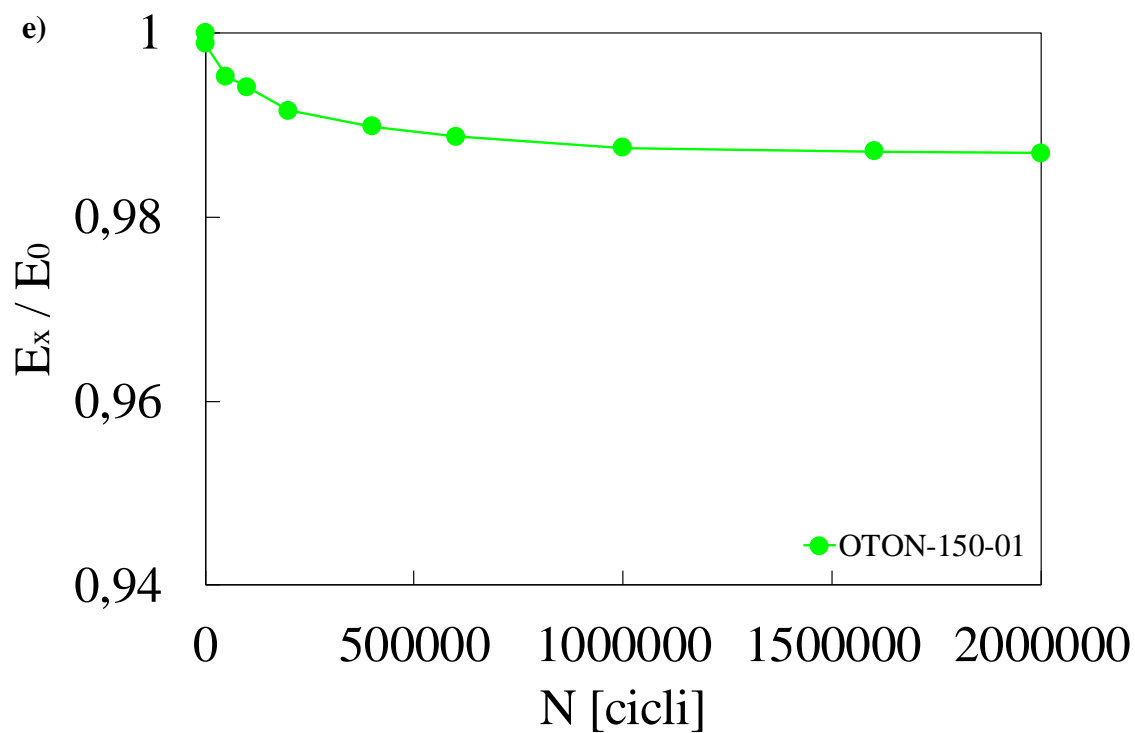
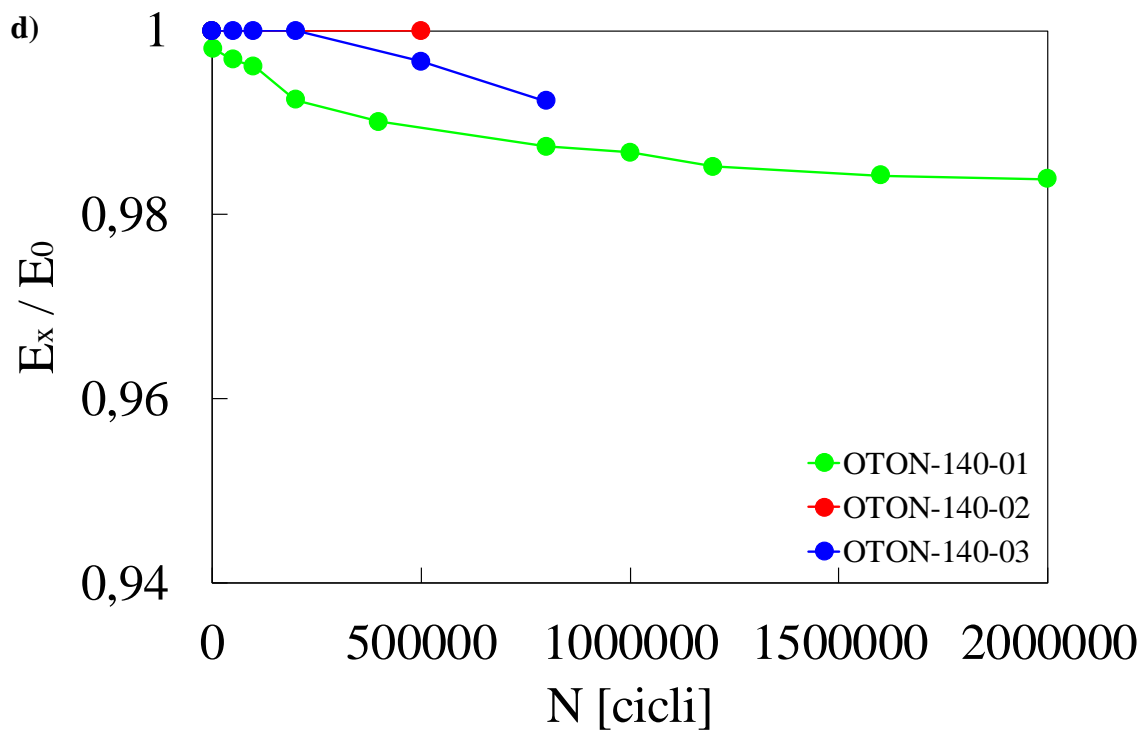
Come precedentemente descritto, connesso allo sviluppo della *crack density* al progredire dei cicli a fatica, si verifica una diminuzione della rigidità del materiale. La correlazione tra i due fenomeni rappresenta un aspetto di notevole importanza in fase di progettazione a fatica di componenti in materiale composito.

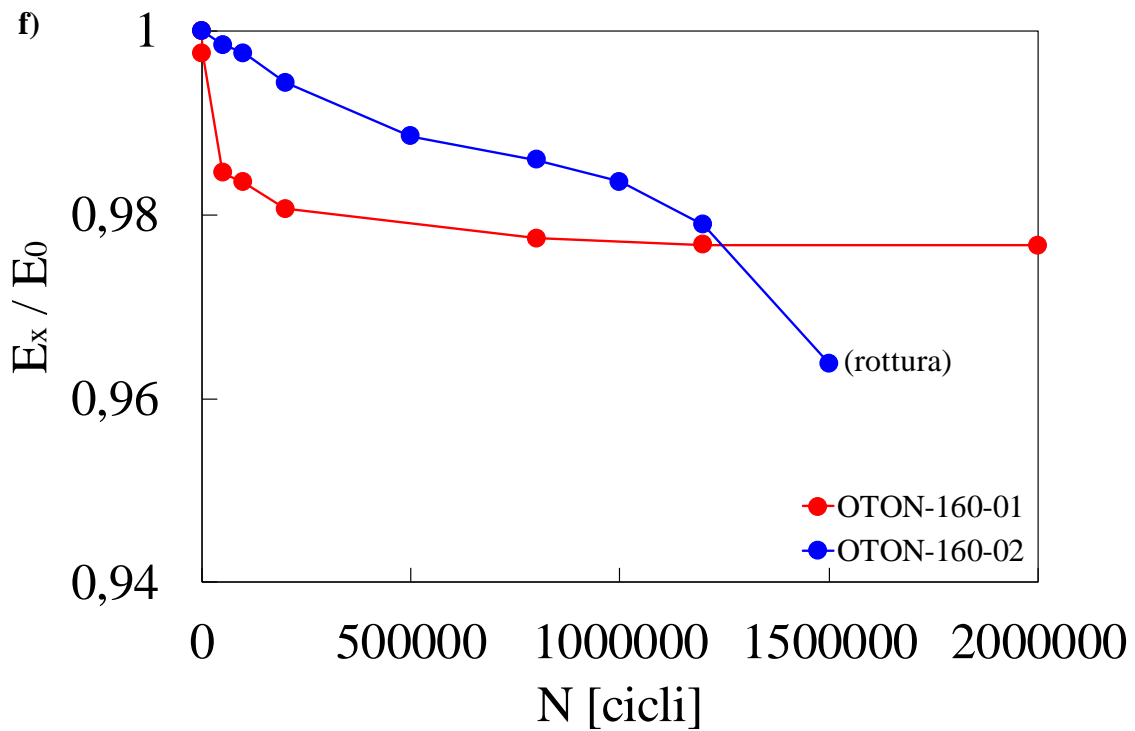
La degradazione di rigidità subita dal provino è stata ricavata durante le prove a fatica mediante misurazioni con estensometro mono-assiale. In **Figura 4.31** vengono espone le curve del calo di modulo elastico  $E$ , rapportato al valore iniziale  $E_0$  calcolato al primo ciclo di carico, in funzione del numero di cicli  $N$ .

Si può notare come, a causa della configurazione del provino testato,  $[0_{UD}/T/0_{UD}]$ , la riduzione di rigidità rilevata assume valori bassissimi, dell'ordine dell'1-2%. I livelli di carico imposti per valutare l'evoluzione del danneggiamento sul *layer* centrale con rinforzo in tessuto twill 2x2, infatti, non generano danno sui *layer* esterni con rinforzo unidirezionale, e di conseguenza la perdita di rigidità assiale totale misurata sul provino risulta esigua.









**Figura 4.31.** Confronto della perdita di rigidezza ottenuta nei test a fatica a parità di livello di carico, con a)  $\sigma=100$  MPa, b)  $\sigma=120$  MPa, c)  $\sigma=130$  MPa, d)  $\sigma=140$  MPa, e)  $\sigma=150$  MPa ed f)  $\sigma=160$  MPa.

Confrontando inoltre la perdita di rigidezza rilevata nei tre set di provini testati (ottenuti dal pannello C, pannello D-01 e pannello D-02) al variare del livello di carico applicato, si nota una discrepanza tra risultato atteso e quello ottenuto (**Figura 4.32-4.34**). Il calo di rigidezza registrato infatti sembrerebbe aumentare al diminuire del livello di carico applicato, fenomeno che non trova senso fisico.

Tale incongruenza è potenzialmente attribuibile alla sensibilità dell'estensometro mono-assiale utilizzato per le misurazioni, essendo il calo massimo molto basso (pari all' 1-2%), per cui difficile da misurare con precisione.

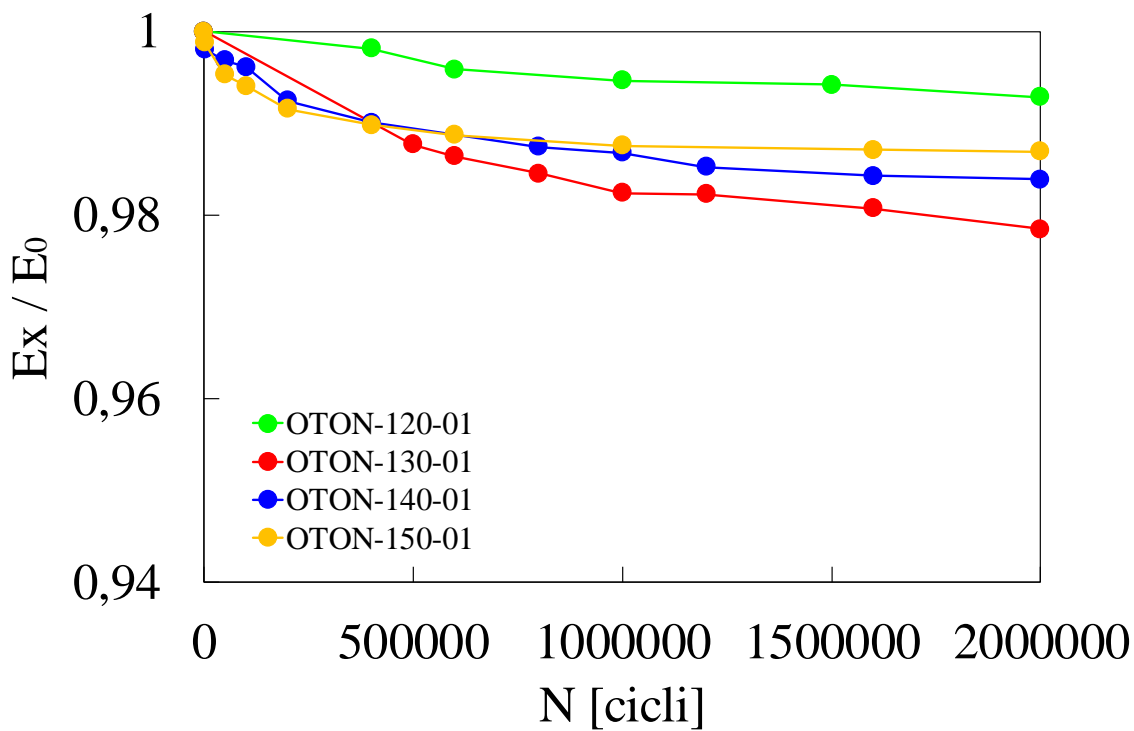


Figura 4.32. Perdita di rigidezza al variare del carico applicato nei provini ricavati dal pannello C.

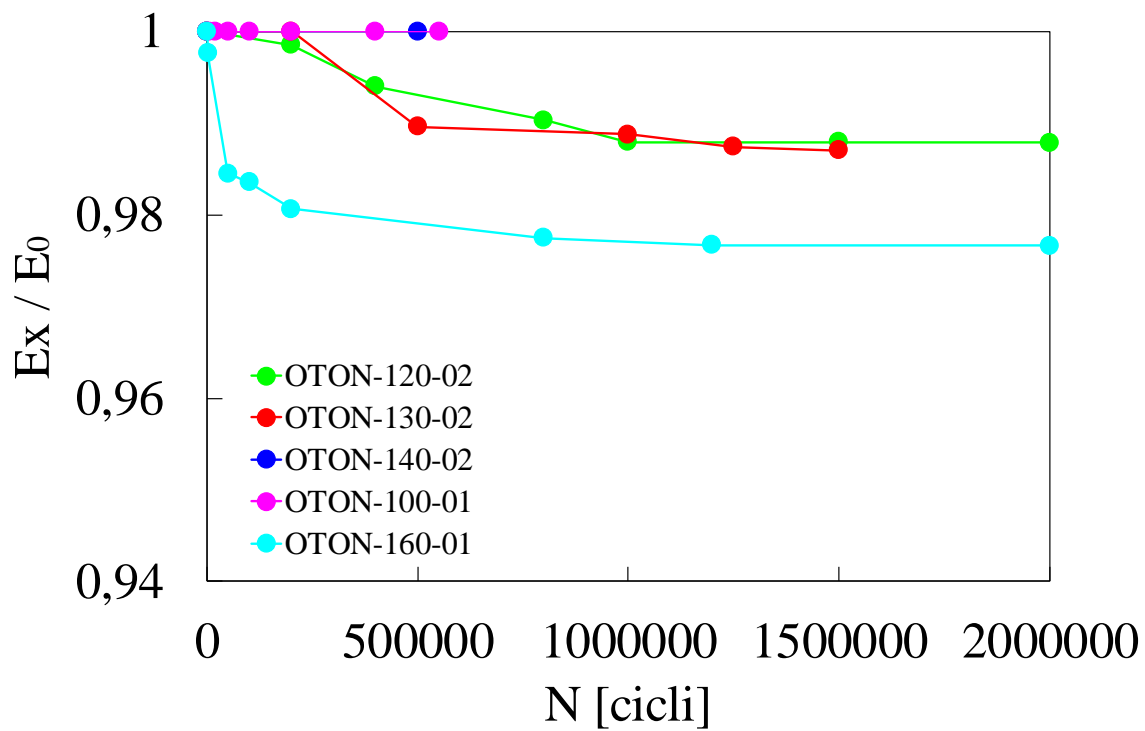


Figura 4.33. Perdita di rigidezza al variare del carico applicato nei provini ricavati dal pannello D-01.

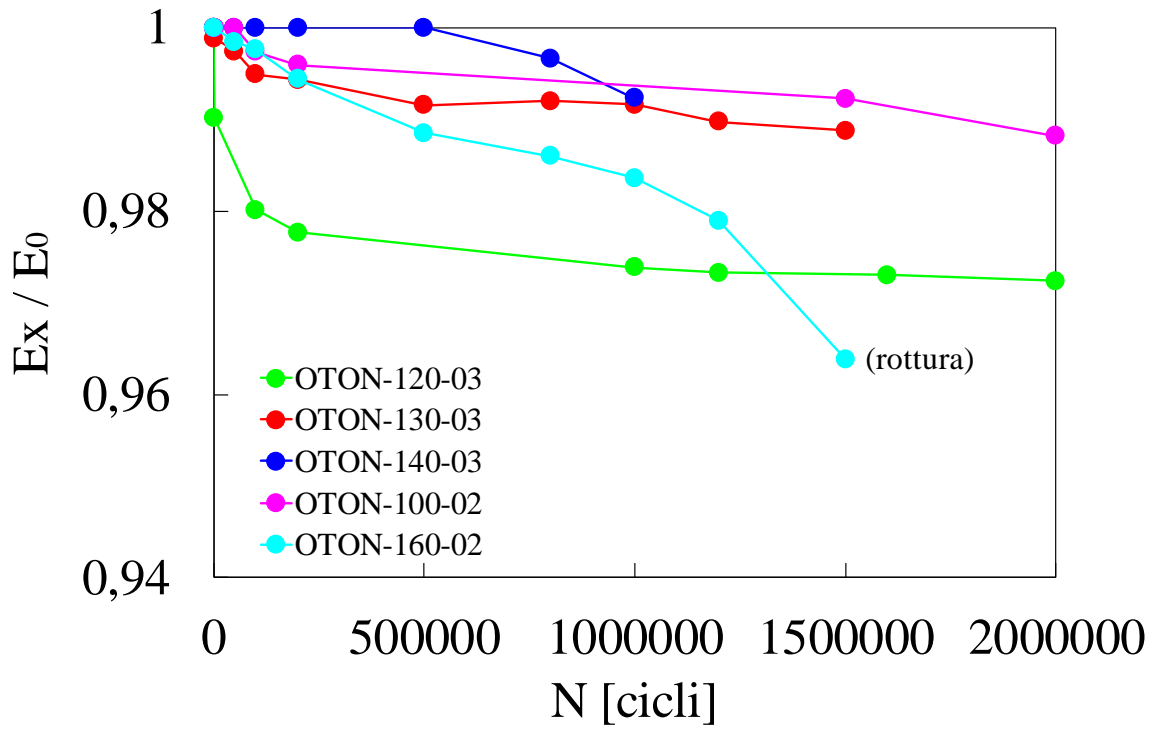
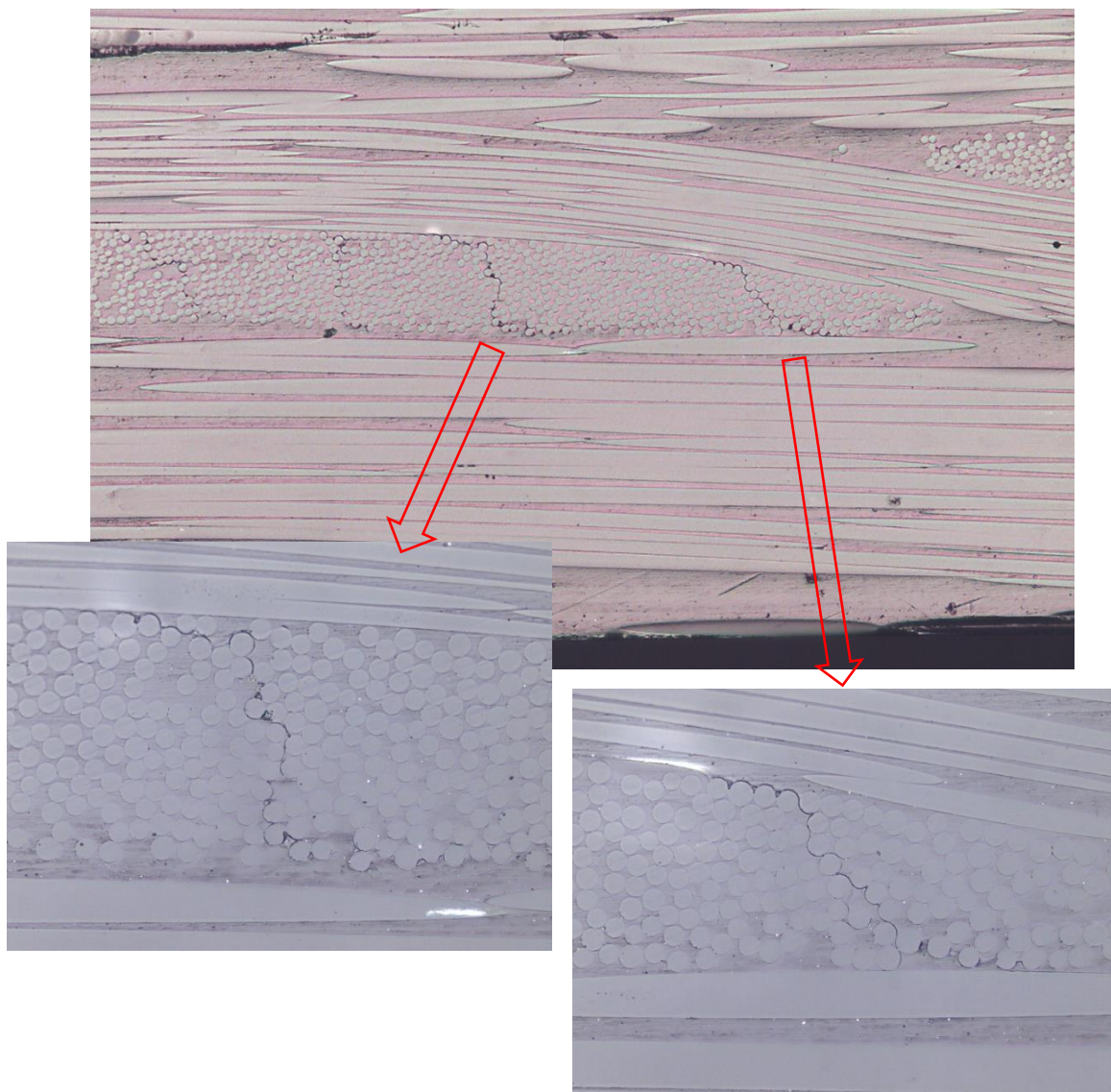


Figura 4.34. Perdita di rigidità al variare del carico applicato nei provini ricavati dal pannello D-02.

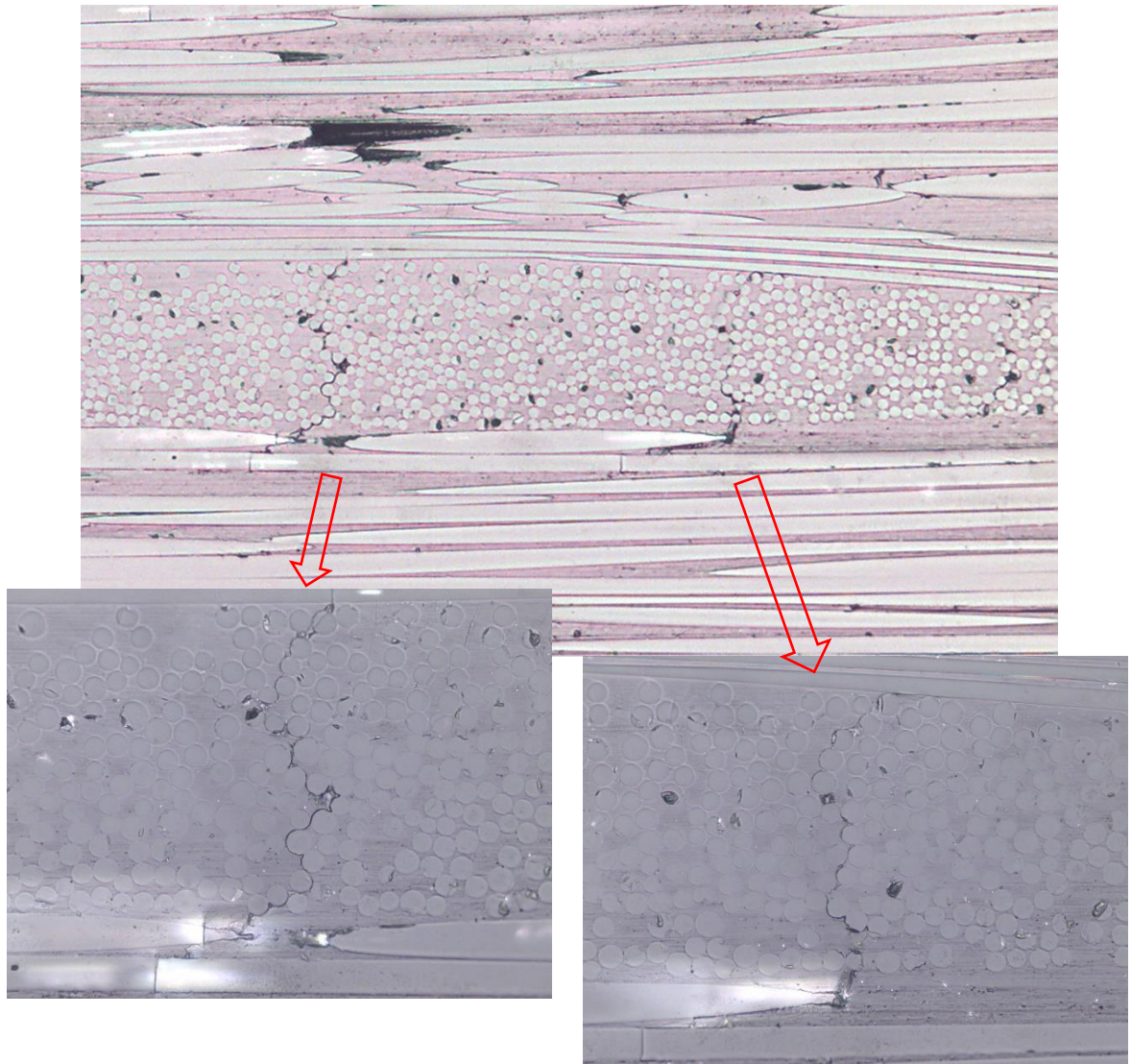
## 4.8 Immagini al microscopio del danneggiamento a fatica dello strato in tessuto

Al termine dei test a fatica, tramite l'utilizzo di un microscopio elettronico sono state prese delle immagini dai bordi dei provini, per capire le modalità e l'entità con cui si è danneggiato lo strato in tessuto e confrontarle con gli studi realizzati negli articoli presenti in letteratura esposti nel *Capitolo 1*.

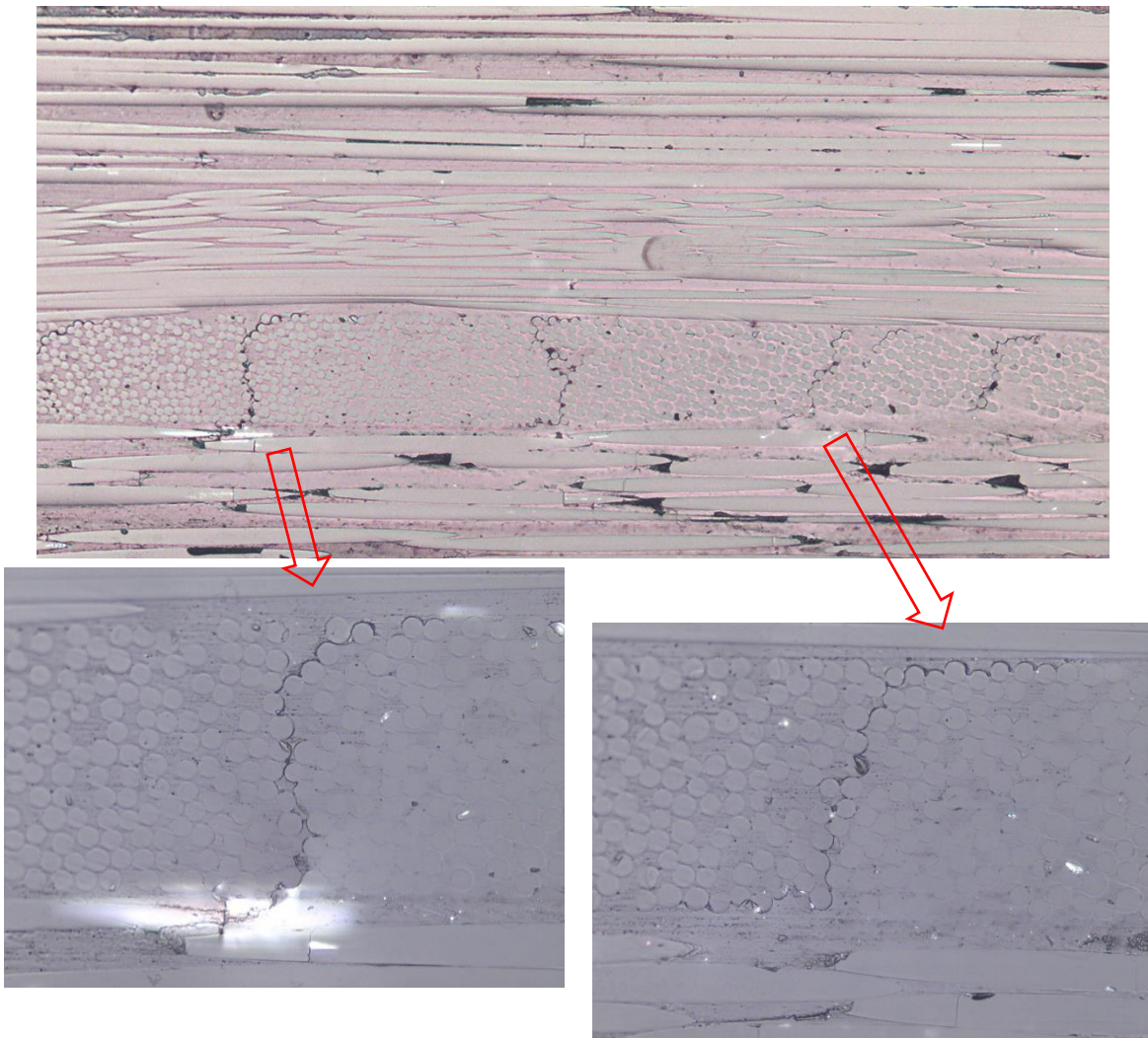


**Figura 4.35.** Osservazione al microscopio del danneggiamento sullo strato in tessuto ricavata dal bordo del provino OTON-120-02.





**Figura 4.36.** Osservazione al microscopio del danneggiamento sullo strato in tessuto ricavata dal bordo del provino OTON-140-02.



**Figura 4.37.** Osservazione al microscopio del danneggiamento sullo strato in tessuto ricavata dal bordo del provino OTON-160-01.

Osservando le immagini proposte in **Figura 4.35-4.37**, che si ricorda essere state scattate al termine delle prove a fatica e dunque nella fase di vita in cui si è raggiunta o si è prossimi a raggiungere la saturazione della *crack density*, è possibile notare come:

- le cricche siano propagate lungo tutto lo spessore dei *bundle* perpendicolari alla direzione di carico, determinandone la frattura in più punti;

- All'aumentare del livello di tensione applicata, il numero di cricche propagate all'interno del singolo *bundle* aumenti (in accordo col maggior valore di *crack density* raggiunta);
- dall'apice dei punti di frattura dei *bundle*, le cricche siano propagate anche nel bundle/layer adiacente, provocando quello che sembra essere un principio di meta-delaminazione (testimoniato dalla “*Z-shape*” delle cricche).

I fenomeni di danneggiamento riscontrati in questa fase della vita a fatica del materiale risultano in linea con quanto descritto in letteratura.

## **4.9 Riferimenti**

[1] P.A. Carraro, L. Maragoni, M. Quaresimin. Prediction of the crack density evolution in multidirectional laminates under fatigue loadings. *Composite Science and Technology* 128 (2016), 147-154.

[2] M.Quaresimin, P.A. Carraro. Prediction of crack density evolution under cycling loadings.

[3] M.Quaresimin. *Introduzione alla progettazione con materiali compositi*. 2009.

# Capitolo 5

## Validazione di modelli per la previsione della *crack density*

### 5.1 Introduzione

Dopo aver caratterizzato tramite test sperimentali il comportamento a fatica di materiali compositi con rinforzo in fibra di vetro in tessuto twill 2x2/ matrice in resina epossidica, ci si pone come obiettivo valutare l'applicabilità ed affidabilità di modelli previsionali semplificati per la previsione della *crack density* pesata in compositi tessuti. Modelli accurati di questo tipo, per laminati UD soggetti a fatica, sono stati sviluppati e presentati negli articoli di [1] Carraro P.A., Maragoni L. e Quaresimin M. e [2] M.Quaresimin, P.A. Carraro. In presenza di strati di tessuto, questi modelli subiscono delle complicazioni formali ed analitiche considerevoli. Per questo viene di seguito proposto un modello semplificato, in particolare per la previsione delle ultime fasi del danneggiamento, che va ad estendere, seppur compiendo delle approssimazioni, il modello proposto per UD.

Tale validazione è stata realizzata considerando solamente i dati sperimentali ricavati dai provini dal pannello D.

### 5.2 Modelli analitici per la previsione della *crack-density* in laminati UD soggetti a fatica

Per predire l'evoluzione della *crack density* pesata è necessario predire i fenomeni di innesco e propagazione delle cricche.

L'innesco di cricche è regolato dalla resistenza a fatica a innesco, espressa dalla curva S-N, ed avviene con una lunghezza di cricca iniziale caratteristica  $c_0$ .

La loro successiva propagazione si attua con un tendenza determinata dalla curva di Paris del materiale, che correla la crack growth rate  $CGR$  all' l'energy release rate  $G$  (che presenta andamento analogo alla curva  $CGR$  vs.  $\sigma$  calcolata in questo lavoro).

Descrivendo le modalità con cui evolve il danno in laminati compositi UD sottoposti a fatica, è importante specificare come si distinguano due diversi regimi di danneggiamento:

- *Regime non-interactive*: attivo nella prima fase della vita a fatica del laminato per cui si ha bassa *crack density*, è caratterizzato dal fatto che il livello di tensione tra le cricche formate si mantiene costante, e così anche l'energy release rate  $G$ .

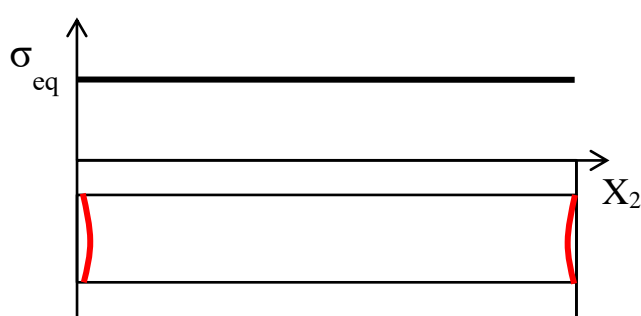


Figura 5.25. Andamento della tensione tra due cricche in regime non-interactive. [2]

- *Regime interactive*: regime che nasce per un elevato valore di *crack density*, che porta ad una redistribuzione del livello di tensione e di  $G$  tra le cricche, rendendoli variabili con il numero di cicli e la distanza tra le cricche.

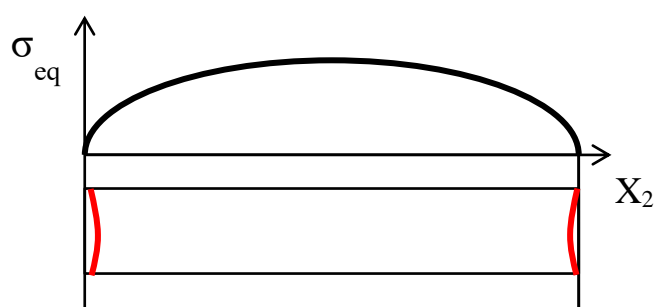


Figura 5.2. Andamento della tensione tra due cricche in regime interactive. [2]

In letteratura sono presenti dei modelli analitici che permettono di prevedere lo sviluppo della *crack density* pesata in laminati UD nei due regimi individuati. Di seguito viene

descritto il modello per la fase non interattiva nella sua versione rigorosa, mentre per la fase interattiva ne viene fornita un'approssimazione asintotica.

### 5.2.1 Modello analitico regime *non-interactive*

Si consideri una cricca che innesca con una lunghezza  $c_0$  ad un certo numero di cicli  $N^*$ . Con l'avanzare della sollecitazione a fatica, sotto ipotesi di regime non-interactive ( $CGR =$  costante), ad un numero di cicli  $N > N^*$  la cricca sarà propagata raggiungendo una lunghezza

$$c(N) = c_0 + 2(N - N^*) \cdot CGR = c_0 + 2(N - N^*) \cdot C \cdot G^d \quad \{5.1\}$$

essendo  $C$  e  $d$  i valori di pendenza ed intercetta della curva di Paris del materiale (in questo lavoro è stata utilizzata la curva  $CGR$  vs.  $\sigma$  che presenta una tendenza simile).

Con l'obiettivo di esplicitare la crack density pesata al variare del numero di cicli, è stato sostituito all'interno di {5.2} il valore ricavato per la lunghezza di cricca da {5.1}

$$\rho_w = \frac{\sum_{i=1}^n c_i}{w \cdot L} \quad \{5.2\}$$

$$\rho_w^{NI}(N) = \int_1^N \frac{n_{ci}(N^*)}{w \cdot L} (c_0 + 2C \cdot G^d \cdot (N - N^*)) dN^* \quad \{5.3\}$$

Ove l'apice  $NI$  indica la validità di {5.3} sotto ipotesi di regime *non-interactive*, ed  $n_{ci}(N^*)$  rappresenta il numero di cricche innescate esattamente al ciclo  $N^*$ . Per ricavare tale dato, si consideri che il numero totale di cricche innescato dopo  $N^*$  cicli è esprimibile come

$$n_c(N^*) = P(N^*) \cdot N_{el} = \frac{w \cdot L}{c_0 \cdot l_0} \left( 1 - \exp \left[ - \left( \frac{\sigma_{eff}}{K_0 \cdot N^{*a}} \right)^m \right] \right) \quad \{5.4\}$$

essendo  $N_{el} = \frac{w \cdot L}{c_0 \cdot l_0}$  il numero di elementi che descrivono la zona di processo di innesco di una cricca, con cui è discretizzabile il laminato, e  $P(N^*) = 1 - \exp \left[ - \left( \frac{\sigma_{eff}}{K_0 \cdot N^{*a}} \right)^m \right]$  la probabilità "alla Weibull" che si formi una cricca nel range  $1-N^*$  cicli.

Derivando {5.4} si ottiene il numero di cricche innescate esattamente al ciclo  $N^*$ :

$$n_{ci}(N^*) = \frac{dn_c(N^*)}{dN^*} = -\frac{w \cdot L}{c_0 \cdot l_0} \cdot \frac{a \cdot m}{N^*} \cdot \exp\left[-\left(\frac{\sigma_{eff}}{K_0 \cdot N^{*a}}\right)^m\right] \cdot \left(\frac{\sigma_{eff}}{K_0 \cdot N^{*a}}\right) \quad \{5.5\}$$

Sostituendo {5.5} all'interno dell'integrale {5.3}, è possibile predire l'evoluzione della crack density pesata in regime *non-interactive*:

$$\rho_w^{NI}(N) = \frac{1}{c_0 \cdot l_0} \left[ e^{-\chi \cdot N^{-a \cdot m} (1 + N^{a \cdot m})} \cdot (-e^\chi + e^{\chi \cdot N^{-a \cdot m}}) \cdot (c_0 + C \cdot G^d \cdot N) - 2C \cdot G^d \cdot \chi^{\frac{1}{a \cdot m}} \cdot (\Gamma_1 - \Gamma_2) \right] \quad \{5.6\}$$

essendo:

$$- \chi = \left(\frac{\sigma_{eff}}{K_0}\right)^m \quad \{5.7\}$$

$$- \Gamma_1 = \Gamma\left(1 - \frac{1}{a \cdot m}, \chi\right) \quad \{5.8\}$$

$$- \Gamma_2 = \Gamma\left(1 - \frac{1}{a \cdot m}, \chi \cdot N^{-a \cdot m}\right) \quad \{5.9\}$$

e  $\Gamma_1$  e  $\Gamma_2$  funzioni gamma incomplete.

L'equazione {5.5} realizza una buona previsione della crack density pesata finché questa non raggiunge un valore pari a  $1/(4h)$  (regime *non-interactive*), con  $h$  spessore del layer in cui si sviluppano le cricche.



### 5.2.2 Modello analitico semplificato regime *interactive*

È stato dimostrato come  $\rho_w^{NI}(N)$  costituisca l'asintoto per  $N \rightarrow 0$  della curva di crack density pesata. L'altro asintoto, per  $N \rightarrow \infty$ , è altresì rappresentato dalla condizione di saturazione.

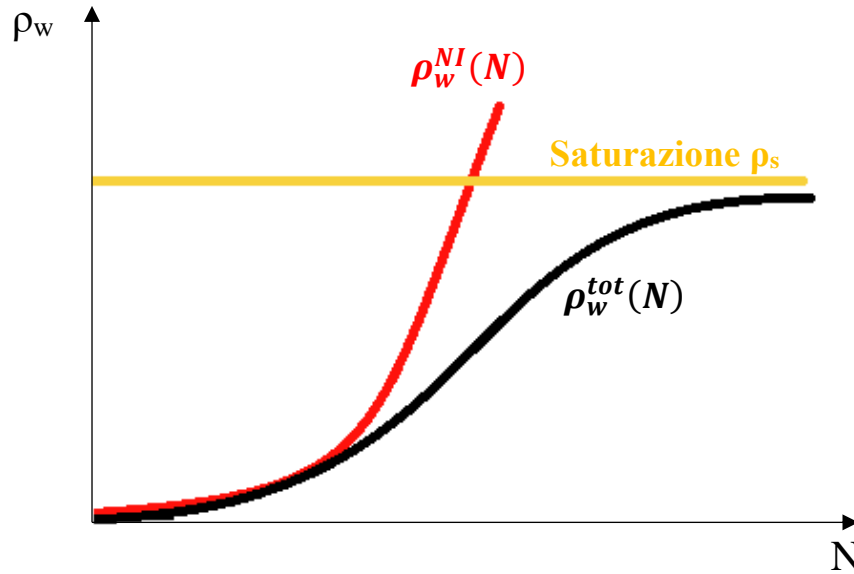


Figura 5.3. Andamento della curva di crack density pesata e asintoti per  $N \rightarrow 0$  ed  $N \rightarrow \infty$ .<sup>[2]</sup>

Il raggiungimento della condizione di saturazione si verifica quando:

- Non è possibile l'innescò di nuove cricche in quanto, a causa della redistribuzione delle tensioni tra le cricche in regime *interactive*, il livello di tensione tra due cricche vicine si mantiene al di sotto di un valore di soglia necessaria al danneggiamento, esprimibile in funzione della crack density come  $\rho_{si}$ ;

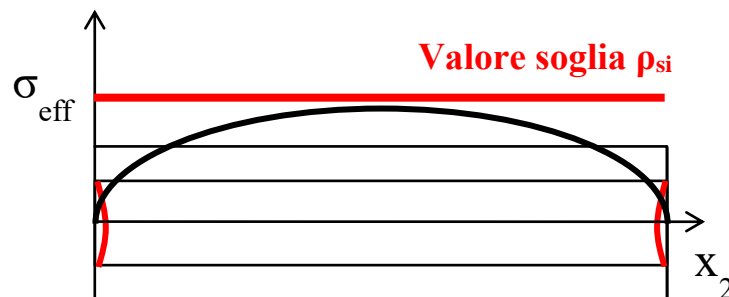


Figura 5.4. Rappresentazione del valore di soglia  $\rho_{si}$ .<sup>[2]</sup>

- Le cricche esistenti non propagano poiché  $G$  si mantiene al di sotto di un valore di soglia  $G_{th}$ , esprimibile in funzione della crack density come  $\rho_{sp}$ .

Affinché sia raggiunta la condizione di saturazione devono essere verificate entrambe le condizioni:  $\rho_s = \max(\rho_{si}, \rho_{sp})$ .

Accoppiando i due asintoti è possibile costruire un'equazione che permetta di predire l'evoluzione della crack density fino al raggiungimento della condizione di saturazione, ovvero anche in regime interactive. L'espressione di tale funzione è data da:

$$\rho_w^{tot}(N) = \rho_s \frac{1}{\left[ \left( \frac{\rho_s}{\rho_w^{NI}(N)} \right)^\beta + 1 \right]^{\frac{1}{\beta}}} \quad \{5.10\}$$

essendo  $\beta$  un parametro di forma della funzione,  $\rho_s$  il valore di soglia per raggiungere la saturazione, valutabile mediante il modello *shear lag* descritto nel riferimento [3], e  $\rho_w^{NI}(N)$  calcolata mediante {5.6}.

## 5.3 Applicazione del modello analitico previsionale in regime non-interactive al laminato in tessuto

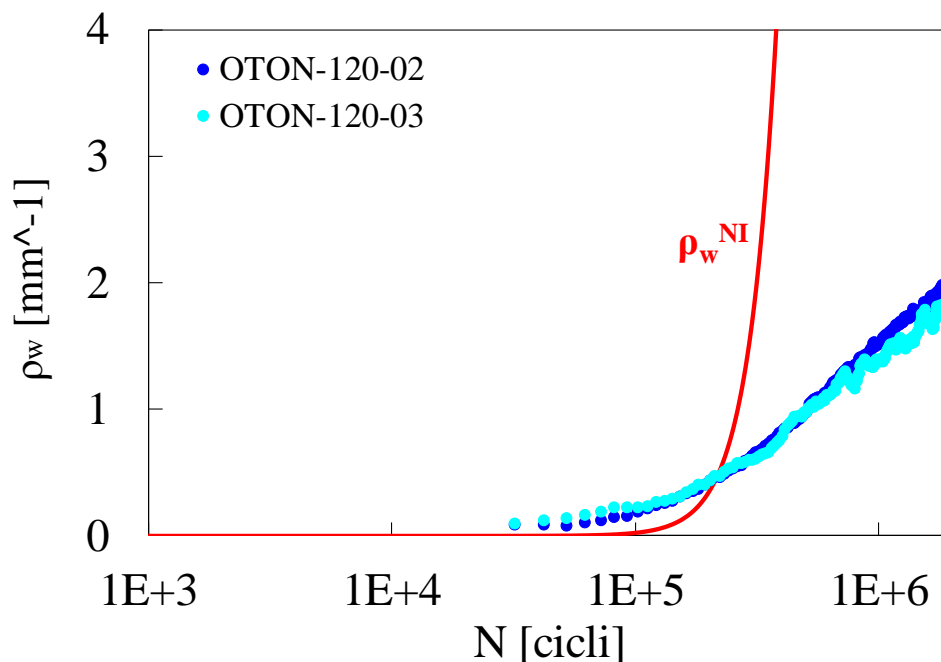
Obiettivo dello studio è verificare se il modello previsionale {5.6}, valido per laminati UD, sia applicabile anche a laminati con rinforzo in tessuto, come quello analizzato in questo lavoro.

### 5.3.1 Risultati con parametri di Weibull ricavati al paragrafo 4.6

Si è anzitutto provato ad utilizzare all'interno del modello analitico {5.6} i parametri di Weibull (che descrivono la distribuzione della resistenza a fatica del materiale) ricavati mediante l'analisi dei primi inneschi (vedi paragrafo 4.6). In particolare, sono stati utilizzati i valori medi di  $m$  e  $K_0$  ottenuti per i provini del pannello D (vedi **Tabella 4.9-4.10**):

- $m = 36,18$
- $K_0 = 455,72$

Il risultato ottenuto per la previsione della crack density nella regione non-interactive con livello di tensione applicato  $\sigma = 120$  MPa viene esposto in **Figura 5.5** a titolo di esempio.



**Figura 5.5.** Previsione della crack density pesata in condizione non interactive con livello di carico 120 MPa realizzata utilizzando i parametri di Weibull ricavati al paragrafo 4.6.

Si può facilmente notare come il modello previsionale si discosti dai dati ottenuti sperimentalmente. Tale disallineamento è da imputarsi ai parametri di Weibull utilizzati: questi infatti sono stati ricavati osservando il momento di innesco di sole 15 cricche in una regione ristretta del provino, quando considerando la totalità del provino ne innescano un numero decisamente di ordine superiore in istanti vicini. Al contrario di quanto succede con materiali compositi con rinforzo UD, l'analisi di un numero così basso di cricche innescate non è sufficiente a caratterizzare questo tipo di materiale, che per la geometria del rinforzo in tessuto presenta una disomogeneità più elevata.

La stima realizzata nel modo visto risulta pertanto non affidabile per descrivere la distribuzione statistica della resistenza a fatica in materiali con rinforzo in tessuto, fatto che era già stato notato dall'elevata oscillazione dei valori dei parametri di Weibull ricavati al variare del carico applicato.

### **5.3.2 Risultati con parametri di Weibull ricavati dalla curva di *crack density* totale**

Per ottenere una stima più veritiera dei parametri di Weibull si è allora deciso di ricavarli a partire dalle curve di *crack density* totale, ottenute per ogni test in modo automatico (tramite programma in codice *Matlab*) analogamente alle curve di *crack density* pesata.

Le curve di *crack density* totale così ricavate non sono risultate precise per i primi inneschi, ma avendo chiarito la necessità di considerare un elevato numero di cricche innescate per determinare la distribuzione della resistenza a fatica del materiale, sono state considerate adatte allo scopo.

Invertendo la formula {4.3} si ricava il numero di cricche presenti al variare del numero di cicli:

$$n_c = \rho \cdot L \quad \{5.11\}$$

essendo  $L$  la lunghezza libera del provino. Note queste, i parametri di Weibull si ricavano in modo analogo a quanto visto al *paragrafo 4.6* (vedi formule {4.5}, {4.6} e {4.7}),

costruendo i grafici di  $\Psi$  e considerando la pendenza ed intercetta della curva che presenta andamento lineare a basso numero di cicli (zona *non-interactive*).



Figura 5.6. Curva di crack density totale ottenuta dal test a fatica del provino OTON-120-02.

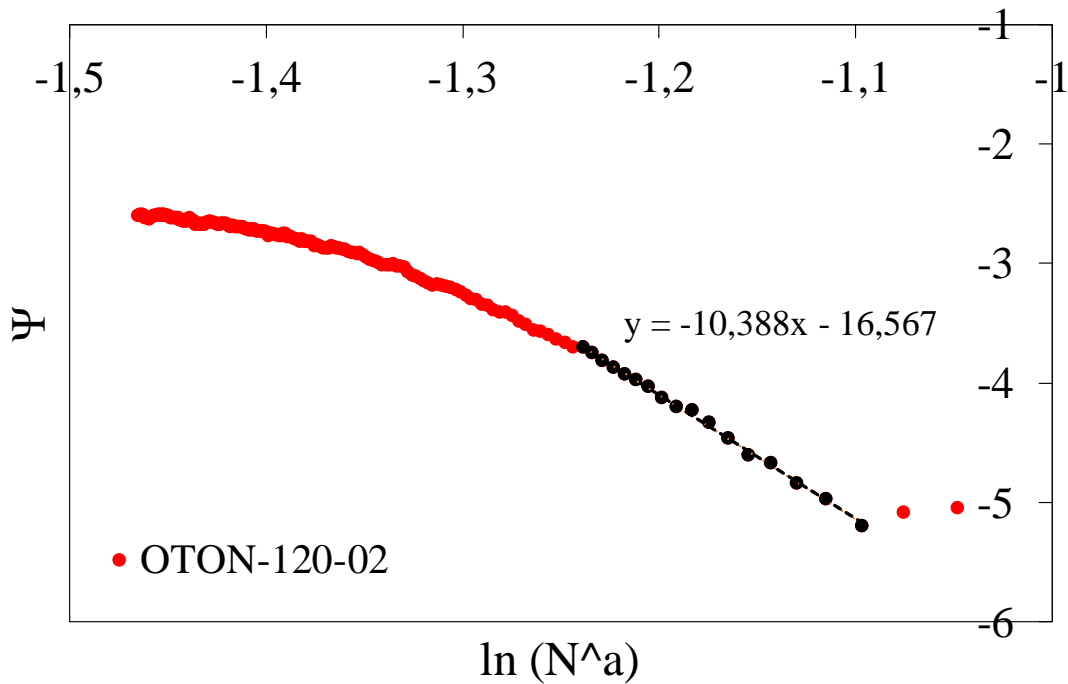


Figura 5.7. Curva  $\Psi$  ricavata dal provino OTON-120-02, con evidenziata la regione a tendenza lineare (zona *non-interactive*) da cui si ricavano i parametri di Weibull.

I nuovi parametri di Weibull calcolati in questo modo per tutti i provini del pannello D vengono sintetizzati in **Tabella 5.1**.

I provini testati con livello di carico pari a 100 MPa (OTON-100-01 e 02) non sono stati utilizzati per la determinazione dei parametri di Weibull ma solo come verifica della correttezza del modello analitico previsionale.

	<i>m</i>	<i>K<sub>0</sub></i>
OTON-120-02	10,388	591,24
OTON-120-03	9,581	608,54
OTON-130-02	10,466	568,82
OTON-130-03	9,049	600,86
OTON-140-02	9,716	604,07
OTON-140-03	10,551	571,68
OTON-160-01	9,759	602,95
OTON-160-02	10,949	576,72

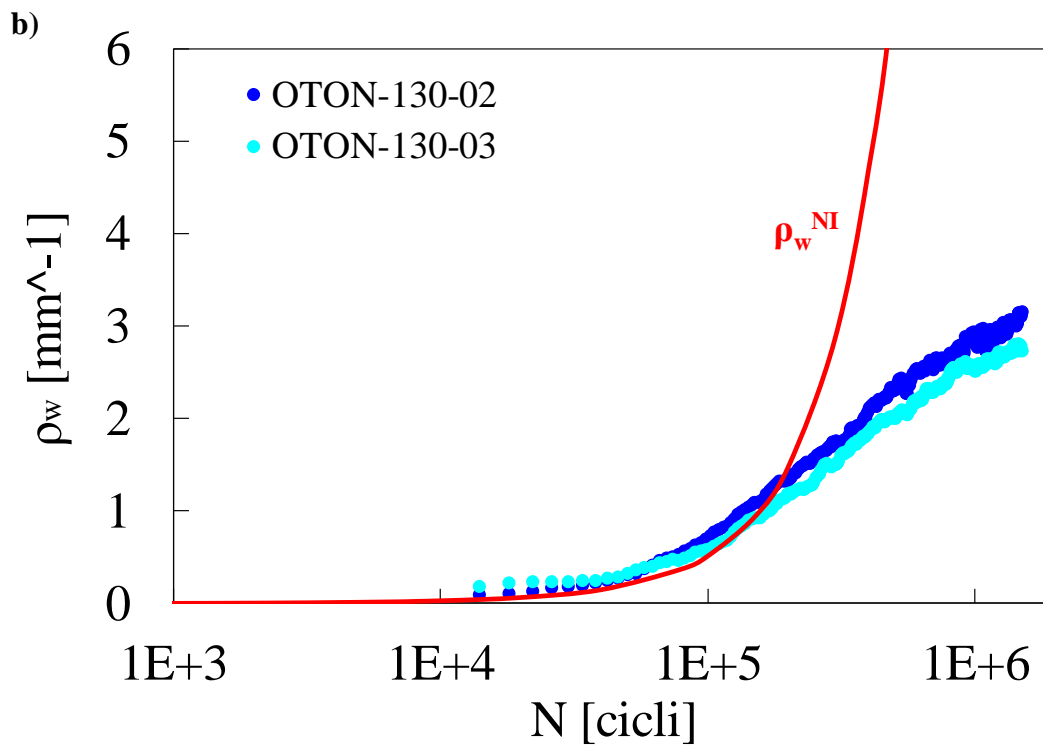
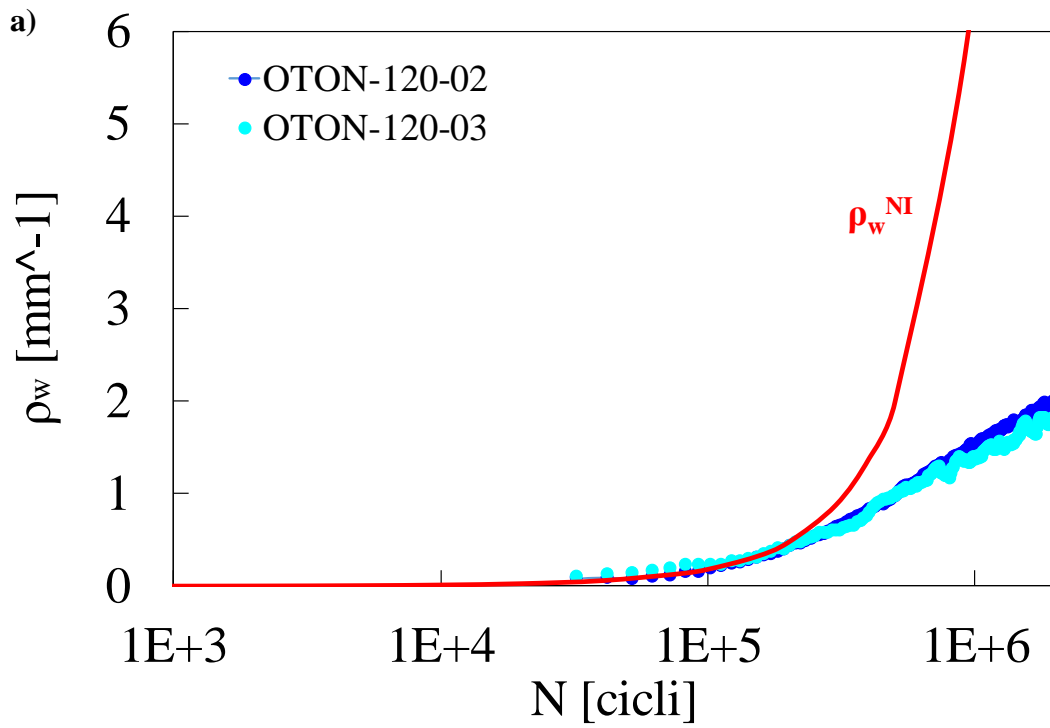
**Tabella 5.3.** Parametri di Weibull ricavati a partire dalla curva di crack density totale.

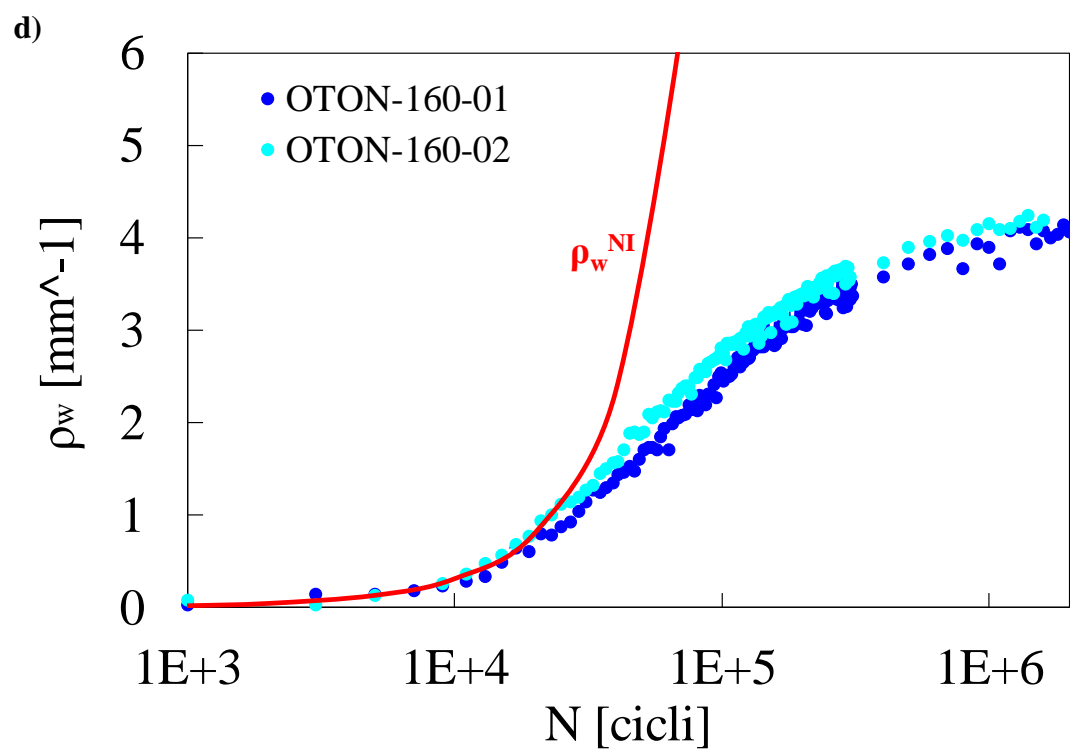
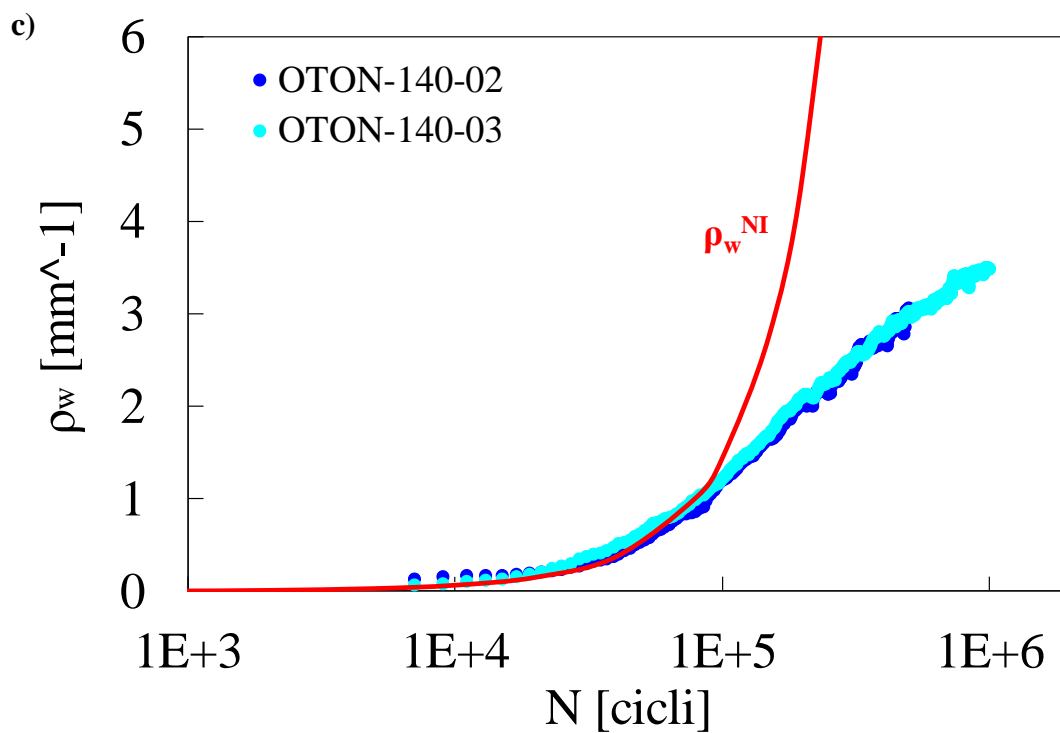
Si può notare come i valori restino molto simili al variare del livello di carico applicato (correttamente, essendo la distribuzione della resistenza a fatica una caratteristica intrinseca del materiale), a dimostrazione della miglior stima ottenuta con questo secondo metodo.

I parametri di Weibull medi così ricavati sono:

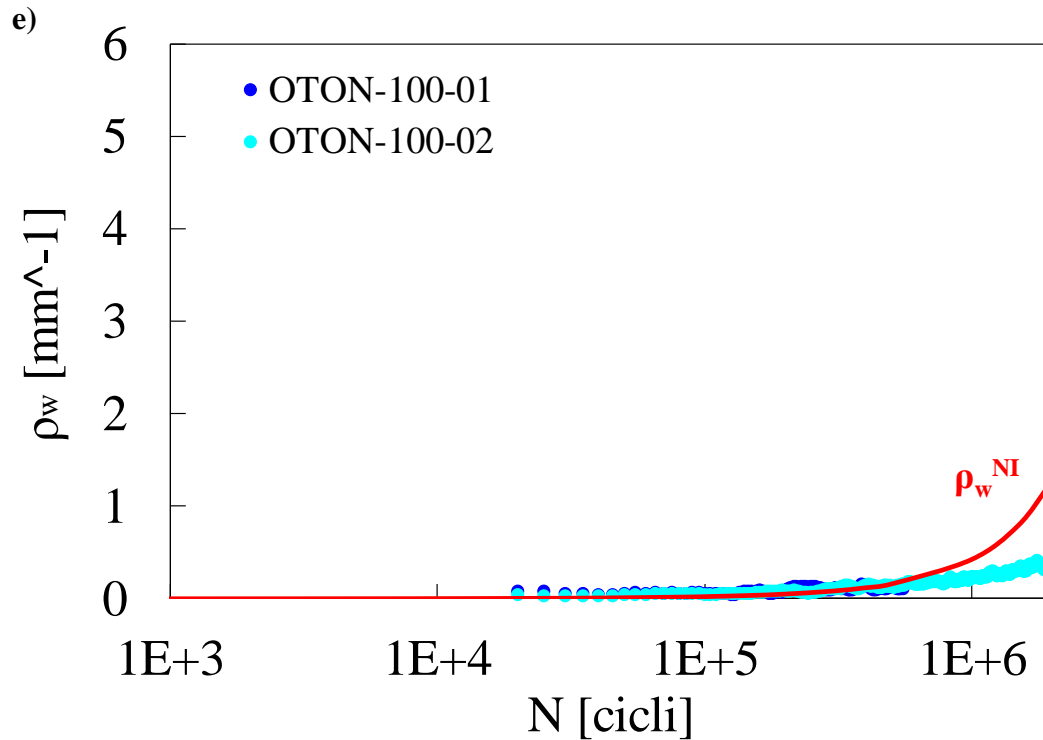
- $m = 10,06$
- $K_0 = 590,61$

Le curve analitiche di previsione della *crack density* pesata nella fase *non-interactive* ottenute in questo secondo tentativo, per ogni livello di carico con cui sono stati testati i provini del pannello D, vengono presentate in **Figura 5.8**, messe a confronto con le curve ricavate sperimentalmente. Si nota come il modello segua ottimamente i risultati sperimentali nella zona iniziale della vita a fatica per cui risulta valido, per poi sovrastimare con andamento esponenziale la *crack density* pesata all'aumentare del numero di cicli.









**Figura 5.8.** Curve di previsione della crack density in regime non-interactive realizzate per livelli di carico a) 120 MPa, b) 130 MPa, c) 140 MPa, d) 160 MPa ed e) 100 MPa.

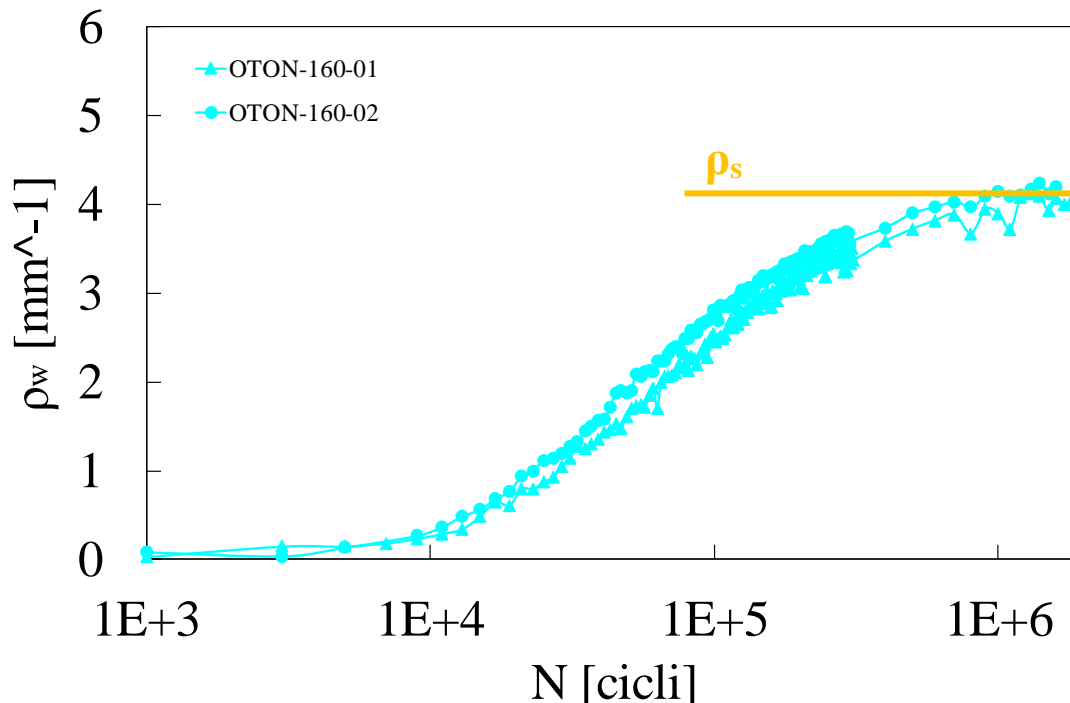
Si conclude che il modello analitico per la previsione della *crack density* pesata in regime *non-interactive* sviluppato per laminati UD è applicabile anche a laminati con rinforzo in tessuto. Questo significa che i bundle trasversali sono soggetti ad uno stato tensionale che si può ragionevolmente assumere come uniforme e che la velocità di propagazione (e quindi l'*energy release rate*) non varia in modo sostanziale quando la cricca propaga lungo la direzione del bundle stesso.

## 5.4 Applicazione del modello previsionale in regime *interactive* al laminato in tessuto

Anche in questa seconda parte dello studio ci si pone come obiettivo verificare se il modello previsionale {5.10}, valido per laminati UD, sia applicabile anche a laminati con rinforzo in tessuto.

Come descritto nel paragrafo 5.2.2, per esplicitare {5.10} è necessario conoscere il valore di soglia  $\rho_s$  per il quale si è raggiunta la condizione di saturazione. Osservando le curve di crack density pesata ricavate sperimentalmente (vedi **Figura 4.27**) si può notare come la condizione di saturazione sia stata raggiunta in modo inequivocabile per i provini testati con tensione massima applicata pari a 160 MPa, per i quali il valore della crack density a saturazione è pari a  $\rho_s \cong 4 \text{ mm}^{-1}$  (**Figura 5.9**).

Noto questo valore, applicando il modello *shear lag* descritto nel riferimento [3] con il quale è possibile determinare la redistribuzione delle tensioni tra le cricche, si è riusciti a stimare i valori di soglia  $\rho_s$  anche per gli altri livelli di carico.



**Figura 5.9.** Curve sperimentali di crack density ricavate con provini testati a fatica con livello di carico 160 MPa.

È importante notare che nell' applicazione del modello *shear lag*, valido per laminati UD, il rinforzo in tessuto sia stato considerato come due layer di rinforzo UD sovrapposti orientati rispettivamente a  $0^\circ$  e  $90^\circ$  rispetto alla direzione di carico (ovvero si è assunto il laminato con rinforzo in tessuto equivalente ad un laminato *cross-ply*). Tale semplificazione è una forzatura di cui bisognerà tener conto nella fase di verifica dei risultati del modello previsionale.

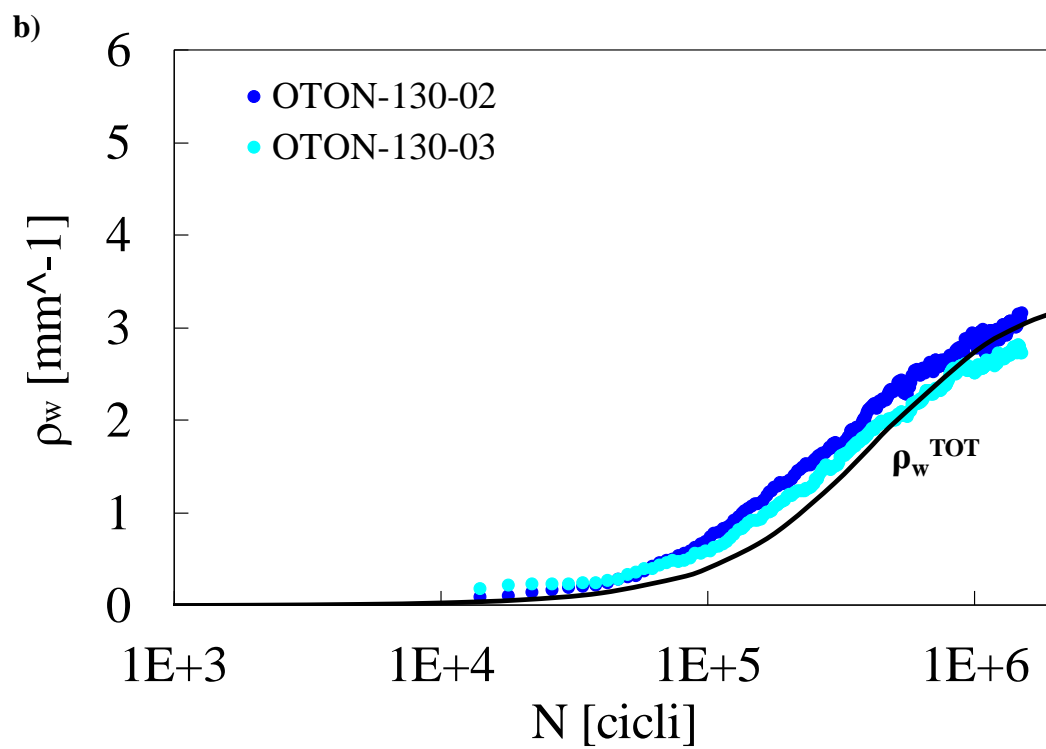
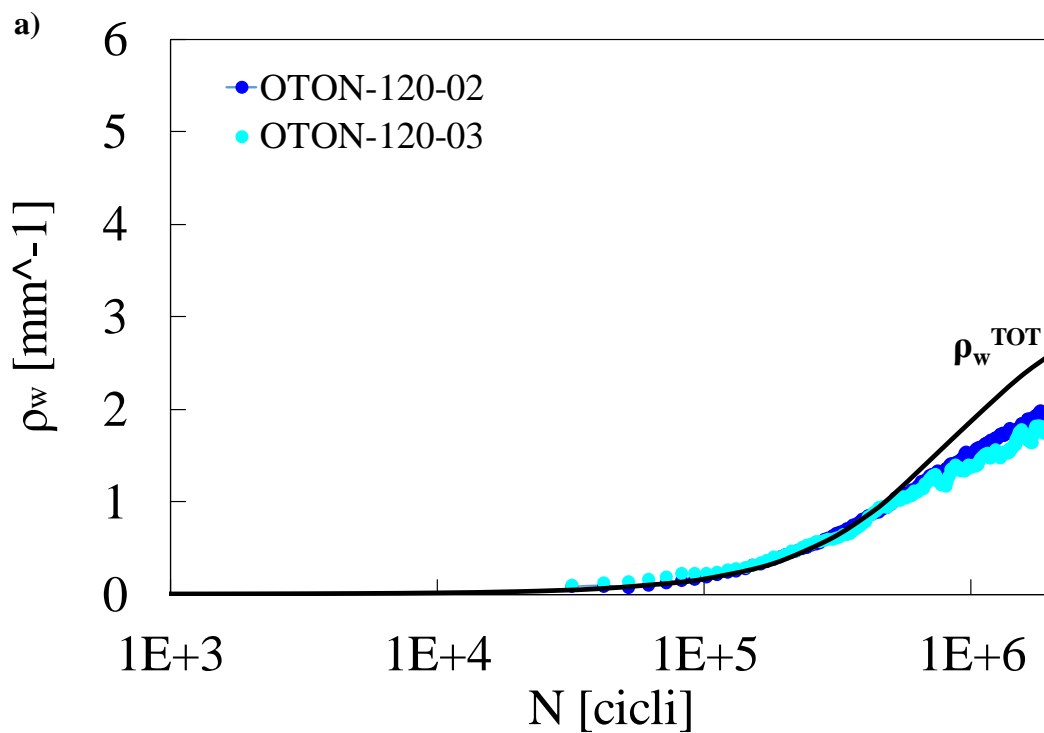
I valori di soglia stimati per gli altri livelli di carico vengono elencati in **Tabella 5.2**.

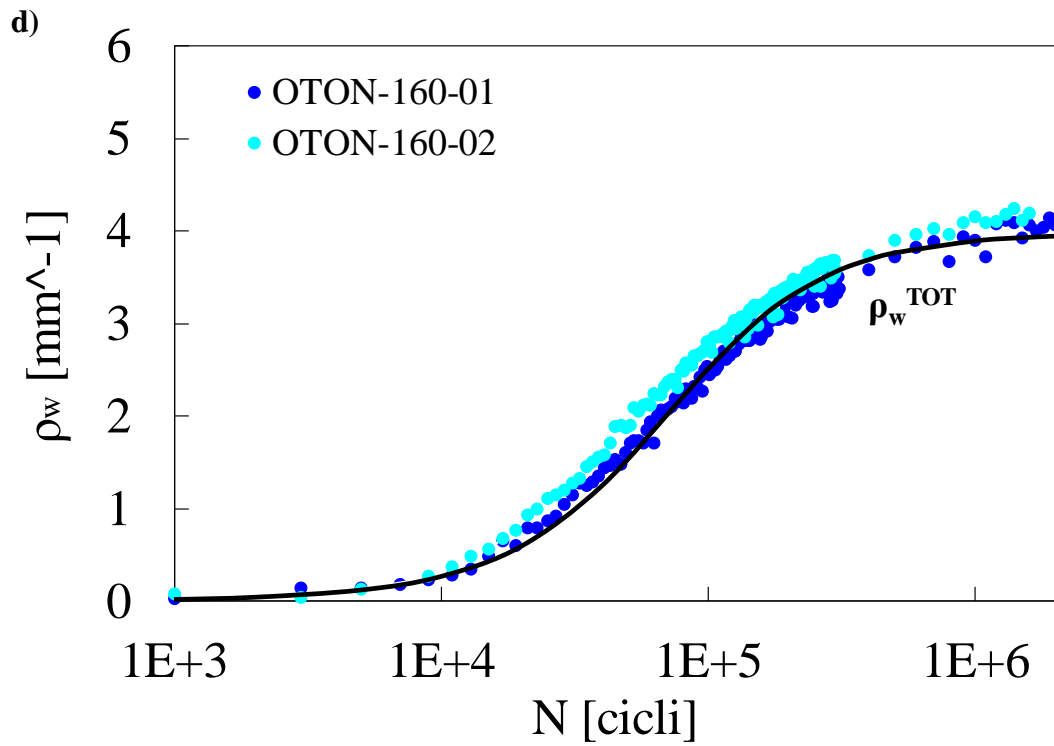
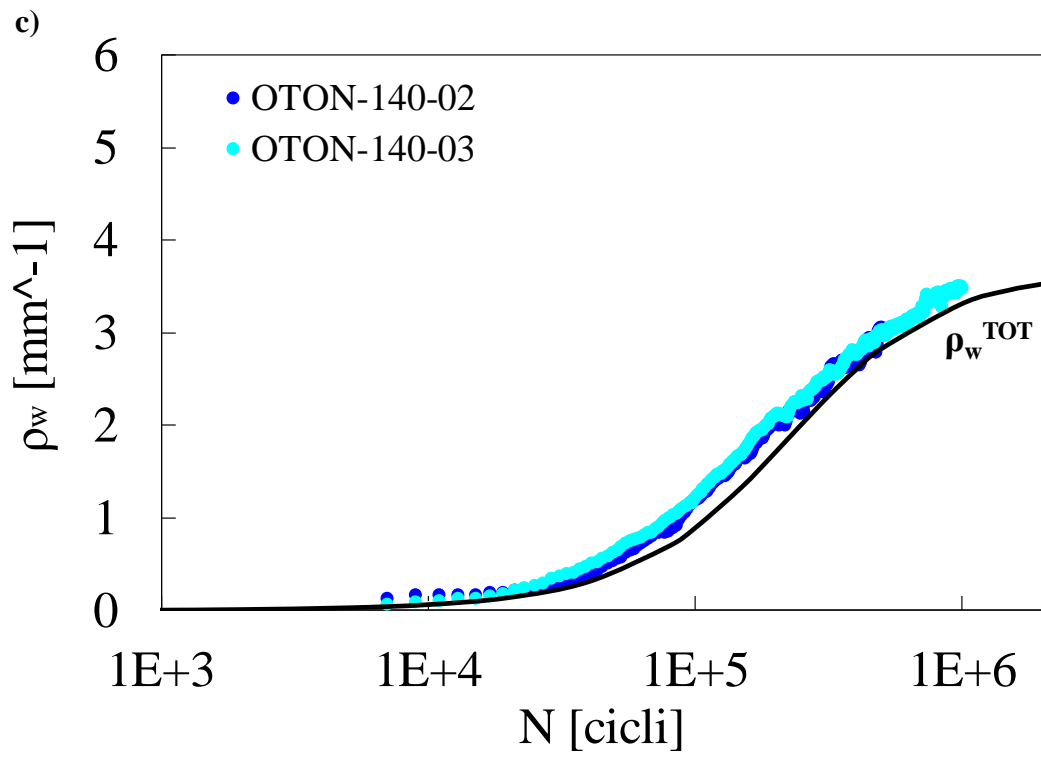
$\sigma$	$\rho_s$
160	4
140	3,67
130	3,49
120	3,31
100	2,90

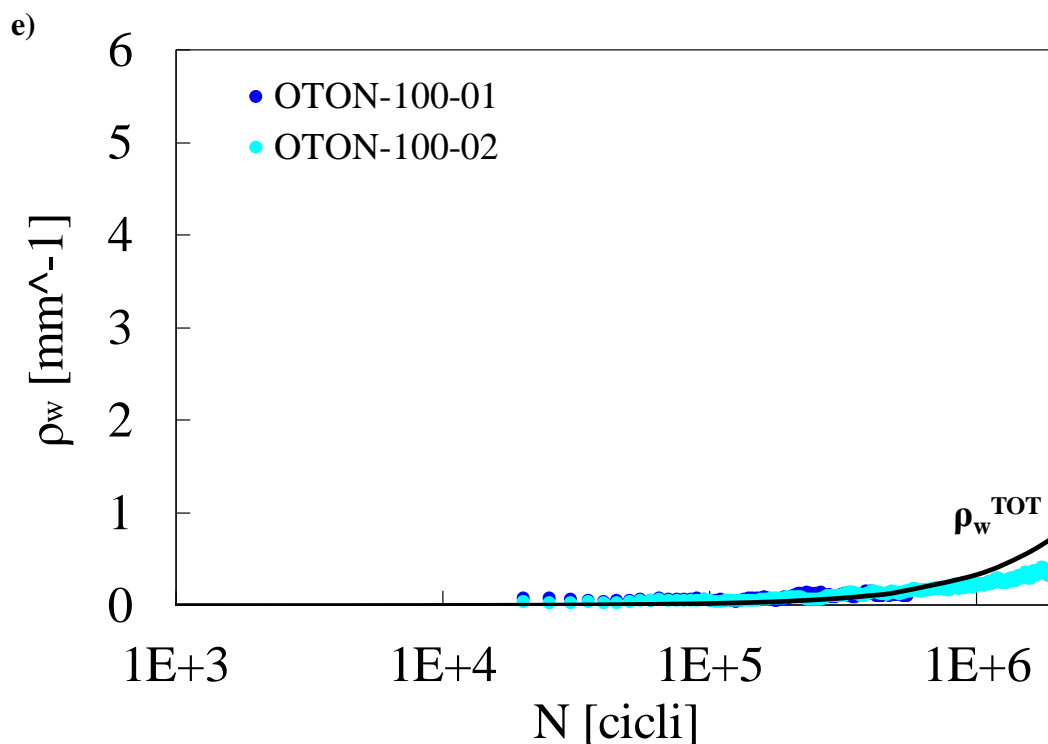
**Tabella 5.4.** Stima dei valori di soglia  $\rho_s$  tramite applicazione del modello *shear lag*.

Per quanto riguarda il valore del parametro di forma  $\beta$ , che dovrebbe essere indipendente dal livello di carico applicato affinché venga mantenuta la semplicità del modello, si è valutato ottimale assumerlo pari a 0,8. Tale variabile non ha alcun significato fisico bensì prettamente matematico (serve a determinare la forma della curva dell'equazione {5.10}).

I risultati ottenuti per i diversi livelli di carico considerati, confrontati con le misure sperimentali, vengono proposti in **Figura 5.10**.







**Figura 5.10.** Curve di previsione della crack density in regime interactive realizzate per livelli di carico a) 120 MPa, b) 130 MPa, c) 140 MPa, d) 160 MPa ed e) 100 MPa.

Si nota come per i livelli di carico più alti il modello previsionale segue discretamente le curve sperimentali, mentre per quelli più bassi (100 e 120 MPa) restituisca risultati sovrastimati. Il motivo di tale incongruenza è da imputare principalmente, come già sottolineato, alle ipotesi semplificative con cui è stato adattato tale modello a laminati con rinforzo in tessuto.

## **5.5 Riferimenti**

[1] P.A. Carraro, L. Maragoni, M. Quaresimin. Prediction of the crack density evolution in multidirectional laminates under fatigue loadings. *Composite Science and Technology* 128 (2016), 147-154.

[2] M.Quaresimin, P.A. Carraro. Prediction of crack density evolution under cycling loadings.

[3] P.A. Carraro. Stiffness degradation of composite laminates with off-axis cracks: shear lag model.





# Conclusioni

Nel lavoro di Tesi presentato è stato analizzato sperimentalmente e discusso il comportamento meccanico e le modalità di danneggiamento a fatica di un materiale composito in tessuto twill vetro/epossidica. I principali risultati ottenuti vengono di seguito sintetizzati:

- Il comportamento a fatica del materiale è stato caratterizzato mediante la valutazione dei primi inneschi di cricche, della velocità di propagazione delle cricche e dell'evoluzione della *crack density* pesata, al variare del livello di tensione massima applicato allo strato in tessuto (tra 100 e 160 MPa); tramite tali analisi è stato possibile costruire la curva S-N, la curva CGR vs.  $\sigma$  e le curve  $\rho_w$  vs. N del materiale, che rappresentano il primo passo per riuscire a realizzare dei modelli previsionali sul danneggiamento a fatica, di notevole importanza in fase di progettazione.
- La distribuzione della resistenza a fatica, caratteristica tipica dei materiali compositi a matrice polimerica, è stata in un primo momento valutata tramite osservazione del momento di innesco delle prime 15 cricche sui provini testati; tale metodo è risultato inadatto a descrivere il fenomeno a causa del maggior grado di complessità determinato dal rinforzo in tessuto, portando a risultati con elevata dispersione. Ripetendo l'analisi utilizzando le curve di *crack density* totale per valutare i primi inneschi, si è pervenuti ad una soluzione più stabile e presumibilmente veritiera, da cui sono stati stimati i parametri di scala e forma che descrivono la distribuzione statistica di Weibull della resistenza a fatica del materiale.
- Dall'osservazione tramite microscopio elettronico effettuata al termine delle prove a fatica (dopo  $2 \times 10^6$  cicli) si sono valutate le modalità con cui si manifesta il danneggiamento a fatica nello strato in tessuto; in particolare sono state individuate

delle cricche passanti lungo tutto lo spessore dei *bundle* orientati perpendicolarmente alla direzione di carico, con una caratteristica forma “a Z” che indica un inizio di delaminazione intra/inter-laminare tra i *bundle* del tessuto o tra i *bundle* ed il layer adiacente. Tale riscontro risulta essere concordante con quanto presente in letteratura: confrontando gli articoli presentati al Capitolo 1 in cui sono stati studiati i fenomeni di danneggiamento nella prima parte della vita a fatica di materiali compositi con rinforzo in tessuto, le analogie risultano evidenti.

- Per la tipologia di *layup* dei provini testati ( $[0_{UD}/T/0_{UD}]$ ), non è stato possibile misurare la riduzione di rigidità al progredire delle prove a fatica; ai livelli di carico impostati, infatti, il danneggiamento si è verificato solo sul *layer* centrale in tessuto, lasciando integri gli strati esterni con rinforzo UD e determinando una degradazione di rigidità del provino eccessivamente esigua ( $<1\%$ ) per la sensibilità dello strumento di misurazione.
- Noti dalle analisi precedenti i parametri che descrivono il comportamento a fatica del materiale composito in tessuto twill vetro/epossidica, si è provato ad applicare dei modelli analitici per la previsione della *crack density* pesata validi per materiali compositi con rinforzo UD. È stato verificato come l'applicazione del modello previsionale in regime *non-interactive* porti ad un'ottima sovrapposizione con i dati sperimentali, mentre il modello previsionale in regime *interactive* risulti meno preciso, molto probabilmente a causa delle approssimazioni imposte per adattarlo a materiali compositi in tessuto.