

**COMPORTAMENTO A FATICA ELASTO-PLASTICA
DI LAMINATI COMPOSITI TERMOPLASTICI**

M.Mollinari*, A. Annunziata*, M. Marchetti**, J.M. Kenny***

* ISRIM, Loc. Pentima bassa, 21, 05100 Terni

** Dipartimento Aerospaziale, Universita' di Roma "La Sapienza"

*** Istituto di Tecnologie Chimiche, Universita' di Perugia, Terni

SOMMARIO

Il comportamento elasto-plastico di materiali compositi a matrice termoplastica in condizioni di sollecitazione dinamica e' stato studiato attraverso un approccio teorico sperimentale. La ricerca e' stata condotta su laminati a fibre continue di carbonio e matrice di poli-eter-eter-chetone (PEEK) utilizzate prevalentemente per strutture aeronautiche. Provini tagliati da laminati unidirezionali con diverse angoli rispetto alla direzione delle fibre sono stati sottoposti a cicli dinamici di trazione dai quali sono state misurate l'energia immagazzinata e quella dissipata durante il ciclo d'isteresi. Tale applicazione dell'analisi dinamico meccanica ha evidenziato una notevole correlazione tra la plasticizzazione della matrice e l'aumento del fattore di smorzamento meccanico. Inoltre, è stato applicato un modello micromeccanico al fine di determinare la soglia di non-linearità dovuta alla plasticizzazione della matrice per un generico laminato. Un buon accordo e' stato trovato tra la previsione numerica e i risultati sperimentali.

INTRODUZIONE

Sebbene la loro utilizzazione in campo aeronautico non e' ancora molto diffusa i laminati compositi a matrice termoplastica offrono diversi vantaggi in confronto ai laminati a matrice termoindurente. In modo particolare, le proprietà intrinseche dei polimeri termoplastici conferiscono ai loro compositi una tenacità maggiore di quella dei termoindurenti. Tuttavia, dato il loro recente sviluppo, il livello di conoscenza delle proprietà del materiale, comprese quelle a fatica, non è ancora sufficiente. Infatti, il comportamento elasto-plastico di questi materiali non e' ancora ben conosciuto in condizioni di carico ciclico e non è ancora ben chiaro il meccanismo per il quale durante la sperimentazione a fatica di questi materiali si registrano

inusuali innalzamenti della temperatura del provino, variazioni dell'area di isteresi e del modulo elastico (1).

Un approccio teorico che costituisca un progresso nella modellazione del materiale deve tenere conto di ciò che avviene a livello microscopico nel laminato. E' ormai noto che a causa di forti concentrazioni locali degli sforzi tra i filamenti del rinforzo, il limite elastico della matrice può essere superato molto prima che il composito mostri macroscopicamente un certo grado di non-linearità (2). Per questo motivo la considerazione del comportamento elasto-plastico è importante anche quando lo sforzo applicato è al di sotto del limite elastico apparente del composito.

In questo lavoro si è assunto che la non-linearità del materiale è dovuta essenzialmente alla plasticizzazione della matrice termoplastica, trascurando gli effetti della delaminazione e della formazione di cricche; ciò è giustificato dall'evidenza sperimentale dei lavori riportati in letteratura (3). La plasticizzazione della matrice modifica la risposta sia statica che dinamica, soprattutto in quei laminati cosiddetti "dominati dalla matrice", che contengono cioè lamine con un'orientazione compresa tra 10° e 90° .

In ogni caso, è stato riportato recentemente e verrà discusso in questo lavoro che lo smorzamento meccanico è una delle proprietà del materiale che risulta sempre modificata in maniera determinante dalla deformazione plastica. Infatti, ottenendo sperimentalmente durante la prova a fatica la funzione che lega il damping factor allo sforzo applicato di picco si osserva la correlazione tra l'aumento dello smorzamento e la plasticizzazione della matrice (4).

Uno studio analitico del problema del comportamento elastoplastico dei materiali compositi può essere tentato tramite modelli di diversa accuratezza:

- un modello micromeccanico che descrive il comportamento del materiale;
- un modello macromeccanico che descrive il comportamento della lamina;
- un modello macromeccanico che descrive il modello del laminato.

A quest'ultimo appartiene un modello di plasticità ortotropo proposto da Sun e Chen [5] che assume nulla la plasticità in direzione longitudinale. Tali autori hanno sviluppato anche un modello semplificato bidimensionale di micromeccanica [6] che descrive il comportamento elasto plastico dei compositi fibrosi. Altri autori hanno sviluppato modelli non-lineari, come il modello a celle multiple proposto da Hopkins e Chamis [7], e il metodo delle celle proposto da Aboudi [8]. Ognuno di questi modelli considera l'effetto del comportamento elasto-plastico della matrice, ma differiscono alquanto in complessità e precisione. Il modello di Hopkins e Chamis possiede una formulazione relativamente semplice che fornisce una interazione fibra-matrice; si assume che le fibre siano regolarmente distribuite nella matrice in una disposizione rettangolare, in modo tale che una cella ripetitiva o Elemento di Volume Rappresentativo (R.V.E.) consiste di una singola fibra e della porzione di resina adiacente. La risposta della R.V.E. è determinata dividendola in regioni separate, dove gli sforzi e le deformazioni si disaccoppiano e possono essere considerate separatamente; il comportamento viscoelastico non-lineare è approssimato attraverso l'uso di relazioni del tipo della legge della potenza.

Il più complesso tra questi modelli è il metodo sviluppato da Aboudi: esso rappresenta una applicazione del primo ordine della teoria del continuo dello stesso autore. Come nel precedente modello, si assume una disposizione rettangolare di fibre distribuite regolarmente; nella teoria del primo ordine, la variazione dello

spostamento in ogni cella è assunta lineare, e la continuità e l'equilibrio sono soddisfatti sulla media fatta sulla cella e le celle adiacenti.

Tali modelli comportano il vantaggio di non presentare oneri computazionali eccessivi come invece avviene nel caso dell'analisi numerica agli elementi finiti di un problema di micromeccanica; essi forniscono la soluzione approssimata sia del problema elastico, cioè fino allo snervamento, sia del problema plastico. Nel presente studio ci si è limitati alla soluzione del problema elastico relativo all'individuazione dell'involuppo di snervamento iniziale del laminato utilizzando una variante semplificata del modello di Hopkins e Chamis (9).

IL MODELLO TEORICO

Lo scopo di questo lavoro è il calcolo dell'involuppo di snervamento iniziale di un laminato generico; va specificato che la validità della correlazione tra snervamento della matrice ed il comportamento non-lineare del composito è limitato ai compositi i cui componenti sono matrici polimeriche tenaci, duttili, e fibre di rinforzo rigide e fragili, come nel caso da noi studiato. In questo senso, l'effetto dello snervamento della matrice è un fenomeno ben conosciuto per i compositi a matrice metallica, come testimoniano i numerosi articoli reperibili in letteratura (10); purtroppo lo stesso non si può dire per i compositi polimerici.

La ragione di questo è dovuto al fatto che la maggioranza dei compositi usati in applicazioni avanzate sono basati su matrici termoindurenti, cioè su materiali che per le loro caratteristiche non appartengono alla categoria suddetta: per essi vale un modello di danneggiamento fragile per fessurazione. Per la classe dei compositi termoplastici presa in considerazione invece il danneggiamento consiste essenzialmente nella deformazione plastica del polimero.

Per calcolare lo stato di stress nelle differenti celle del composito è stato adottato il modello di Chamis [9]. In sintesi, partendo dalla teoria classica del laminato, si sono calcolati gli sforzi principali per ogni lamina corrispondenti ad un carico biassiale generico applicato al laminato; successivamente si è applicato il set di equazioni di micromeccanica con gli appropriati parametri elasto-plastici (Tab. 1) per ricavare gli stress locali nella matrice. In questa maniera si è ricondotto un problema non-omogeneo ad uno omogeneo, se pur nei limiti della approssimazione sopra descritta.

A questo punto il problema consiste nella scelta di un opportuno criterio di snervamento per materiali omogenei; la scelta è caduta sul cosiddetto criterio parabolico che tiene conto della differente resistenza a trazione da quella a compressione delle resine termoplastiche che per il PEEK vale 1.33 (1). Il criterio adottato si può scrivere nella seguente forma:

$$\sigma_{\text{snervamento}}^{\text{trazione}} = \left(\frac{m-1}{2m}\right) J_1 + \sqrt{\left(\frac{m-1}{2m}\right)^2 J_1^2 + 3 \frac{J_2}{m}} ; \quad m = \frac{\sigma_{\text{snervamento}}^{\text{compressione}}}{\sigma_{\text{snervamento}}^{\text{trazione}}}$$

essendo:

$$J_1 = \sigma_x + \sigma_y + \sigma_z = 3\sigma_m$$

$$J_2 = \frac{1}{2}(s_x^2 + s_y^2 + s_z^2) + \tau_{xy}^2 + \tau_{yz}^2 + \tau_{zx}^2$$

$$s_x = \sigma_x - \sigma_m ; s_y = \sigma_y - \sigma_m ; s_z = \sigma_z - \sigma_m$$

In esso compare la resistenza allo snervamento della resina definita per lo 0.2 % di deformazione plastica.

TABELLA 1: Proprieta' meccaniche del laminato e dei suoi componenti

LAMINATO (APC2)	RESINA (PEEK)	FIBRA (AS4)
$E_{11} = 134$ GPa	$E = 3.6$ GPa	$E_{11} = 221$ GPa
$E_{22} = 8.9$ GPa	$\nu = 0.29$	$E_{22} = 16$ GPa
$G_{12} = 5.1$ GPa	$G = 1.2$ GPa	$G_{12} = 8.2$ GPa
$\nu_{12} = 0.28$	$\sigma_y^{\text{trazione}} = 90$ MPa	$\nu_{12} = 0.27$

In Tab. 2 appaiono i risultati relativi al calcolo dello snervamento del laminato con il criterio di Von Mises assieme al criterio classico di massimo sforzo per la rottura fragile della lamina, per un carico di trazione uni-assiale.

TABELLA 2: Criteri di snervamento e di rottura della lamina

LAMINATO	Criterio di snervamento Von Mises	Criterio di snervamento Parabolico	Criterio di Rottura della lamina (Max. stress)
10°	260 MPa	293 MPa	936 MPa
20°	135 MPa	153 MPa	497 MPa
30°	99 MPa	108 MPa	339 MPa
45°	80 MPa	90 MPa	163 MPa

I risultati ottenuti in questa fase non considerano il comportamento viscoso del materiale cioè la dipendenza della soluzione dal tempo della risposta del materiale, nè considerano il fenomeno dell'incrudimento. La soluzione del problema visco-elasto-plastico, attualmente in studio, invece terrebbe conto del fatto che la risposta monotonica del materiale e quella ciclica possono differire notevolmente, in seguito alla dipendenza dalla velocità di deformazione.

L' ANALISI MECCANICA DINAMICA

Uno degli obiettivi delle prove dinamiche sui materiali consiste nel determinare le cause di rottura e le forme di danneggiamento. Un potente mezzo per caratterizzare il danno per fatica nei compositi è lo studio del ciclo di isteresi. In letteratura questa metodologia è ampiamente usata per ricavare informazioni sulla creazione e propagazione delle cricche [11]. Essa si fonda sul fatto che esiste uno sfasamento δ tra lo stress applicato e la deformazione; la tangente di tale angolo, $\tan(\delta)$, si chiama fattore di perdita.

Durante l'applicazione del carico il provino assorbe energia meccanica, che successivamente non viene del tutto restituita; questa differenza è rappresentata dall'energia dissipata W , e corrisponde all'area racchiusa dal ciclo di isteresi. Considerando l'energia di deformazione U , pari all' area racchiusa tra la curva mediana del ciclo e lo stress medio (vedi Fig. 1), il rapporto tra l'energia di perdita e quella di deformazione è chiamata smorzamento Λ :

$$\Lambda = \frac{W}{U}$$

La precedente definizione vale anche nel caso non-lineare.

Se il materiale si comporta come un solido viscoelastico lineare, il ciclo di isteresi prende la forma di un ellisse e sono valide le seguenti espressioni:

$$\Lambda = \pi \tan(\delta) \quad W = \pi \sigma \varepsilon \sin(\delta)$$

Nel nostro caso l'origine fisica dello smorzamento non è dovuta solo alle perdite viscoelastiche e alla propagazione delle cricche, ma, dipendendo dalle condizioni della prova, può essere anche dovuto all'attrito dovuto alla deformazione plastica della resina. Infatti, finché le deformazioni locali sono sufficientemente piccole lo smorzamento è determinato solo dalle perdite viscoelastiche. Il contributo della plasticità diventa preponderante rispetto a quello viscoelastico quando per effetto del carico esterno il materiale composito subisce deformazioni locali superiori al limite elastico. In realtà questo avviene nella maggior parte delle applicazioni dei materiali compositi. Quindi si considera l'effetto dello scorrimento plastico sul ciclo di isteresi come mezzo per correlare lo snervamento della matrice al comportamento non-lineare del composito.

SPERIMENTAZIONE :MATERIALI E PROVE

I provini di dimensioni 180 x 25 x 0.5 mm sono stati ricavati da laminati compositi unidirezionali (4 strati) a fibre di carbonio e matrice di Poli-eter-eter-chetone (APC2) forniti dalla Fiberite. Sono state effettuate prove statiche con una macchina di trazione Instron 8501, su provini tagliati a diversi angoli rispetto alle fibre: [10°], [20°], [30°]. Le prove sono state eseguite ad una velocità di 0.1 mm/min; per ogni

angolazione sono stati rotti tre provini. La stessa apparecchiatura è stata utilizzata per condurre prove di fatica a 0.5 Hz di frequenza, forma d'onda sinusoidale.

DISCUSSIONE DEI RISULTATI

I risultati delle prove statiche sono riportati in Fig. 2. Come era prevedibile si evidenzia un aumento del modulo elastico quando la direzione delle fibre si avvicinano alla direzione della tensione e un comportamento maggiormente duttile (per la maggiore influenza della matrice) con l'aumento dell'angolo delle fibre. La deformazione plastica dovuta agli sforzi di taglio si manifesta nei laminati la cui rigidità è minore, o meglio tanto più quanto più il rapporto G_{xy}/E_x è alto. In questi casi la verifica dei criteri di snervamento, riportati in Tab. 2, non è realizzabile. Infatti, durante le prove statiche lo snervamento della matrice è mascherato dalla rigidità fornita alla lamina dalle fibre che presentano un angolo minore rispetto alla direzione della trazione. Solo una prova dinamica potrà mettere in evidenza l'effetto della plasticità della matrice. In ogni caso i risultati sperimentali di resistenza alla trazione seguono l'andamento generale previsto dai criteri di snervamento, mentre il criterio di rottura della lamina (max. stress) risulta troppo poco conservativo.

In seguito alle considerazioni precedenti sono state anche realizzate prove dinamiche di fatica per mettere in evidenza il ruolo della matrice. Il grafico di Fig. 3 rappresenta la funzione $\Lambda = f(\sigma_{max})$ che lega lo smorzamento allo sforzo massimo ciclico applicato. Per ottenere tale funzione si sono utilizzati tanti provini quanti sono i punti sperimentali, ognuno per un certo valore dello sforzo di picco; ciascun provino è stato caricato monotonicamente fino allo sforzo medio, con una velocità $\dot{\epsilon} = 8 \cdot 10^{-4} \text{ min}^{-1}$; successivamente si è applicato un carico sinusoidale di ampiezza $\sigma_x = 10 \text{ MPa}$, uguale per tutte le prove. In tale maniera si è tenuta costante la velocità di deformazione, mentre il rapporto $R = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}}$ è risultato variabile e compreso tra 0.7

fino a 0.95. I risultati mostrati in Fig. 3 mostrano a bassi valori dello sforzo di picco una bassa dipendenza dello sforzo dello smorzamento. In questa zona si verifica solo un contributo della viscoelasticità della matrice. A valori alti dello sforzo di picco si osserva una maggiore crescita dello smorzamento probabilmente dovuta agli effetti della deformazione plastica della matrice. Infatti, si è trovato un buon accordo tra la soglia di snervamento teorica (vedi Tab. 2) e la netta discontinuità dello smorzamento presso tale livello di sforzo massimo applicato.

Per ultimo, è da menzionare che lo smorzamento è risultato funzione anche del numero di cicli. La funzione $\Lambda = f(N_c)$ per il laminato a 20° è riportata in Fig. 4. La diminuzione e posteriore stabilizzazione dello smorzamento è da attribuire probabilmente all'effetto dell'incrudimento della matrice termoplastica.

CONCLUSIONI

Si è riscontrato un buon accordo tra i dati sperimentali ed il modello di micromeccanica adottato. L'analisi meccanica dinamica risulta essere un idoneo

strumento di analisi della deformazione plastica locale del materiale composito; risulta possibile individuare con relativa precisione la soglia di snervamento per le laminazioni qui prese in considerazione grazie alla relazione tra smorzamento e deformazione del composito. La risposta visco-elasto-plastica del materiale, in particolare la fase di incrudimento per deformazioni e carichi applicati alti, risulta di grande importanza per quanto riguarda la capacità di previsione della vita a fatica. L'esistenza di una soglia di snervamento permette di distinguere in due zone il comportamento a fatica dei laminati APC2-ICI: nella prima si verificano essenzialmente deformazione elastiche della fase matrice ed il fenomeno è governato dalla formazione e propagazione delle cricche, cioè dal classico danno per fatica; nella seconda, invece, avviene in forma estesa nella resina una deformazione plastica con generazione di calore che contribuisce sinergicamente al cedimento del materiale.

BIBLIOGRAFIA

- [1] K. Curtis and R. Moore, "Composites", Vol 19, n.11, 1988, pp. 446-452.
- [2] D.F. Adams, in "International Encyclopedia of Composites", S.M.Lee Ed., pp.442-452.
- [3] L.A. Carlsson, "Thermoplastic Composites Materials", Elsevier, 1990.
- [4] M. Mollinari, M. Marchetti, "Fatigue of thermoplastic laminated composites: correlation between hysteresis heating and matrix yielding" Proceedings of IFS-Conference "Fatigue 92", Montreal, Maggio 1992.
- [5] C.T. Sun and J.L. Chen, Journal of Composite Materials, Vol 23, October 1989, pp. 1009-1020.
- [6] C.T. Sun and J.L. Chen, Composites Science and Technology, 1990, pp-115-129.
- [7] D.A. Hopkins and C.C. Chamis, "A unique set of micromechanics equations for high temperature Metal Matrix Composites", NASA TM 87154.
- [8] J.A. Aboudi, Applied Mechanics Review, Vol. 42 n. 7, 1989, pp.193-221.
- [9] C. Chamis, Journal of Composites Materials, Vol. 6 n. 7-1987, pp. 268-283.
- [10] W.S. Johnson, in "Fatigue of composite materials", K.L.Reifsneider Ed., Elsevier, 1991.
- [11] F. Orth, H. Hofmann, Composite Structures, Vol.24, 1993, pp. 265-272.

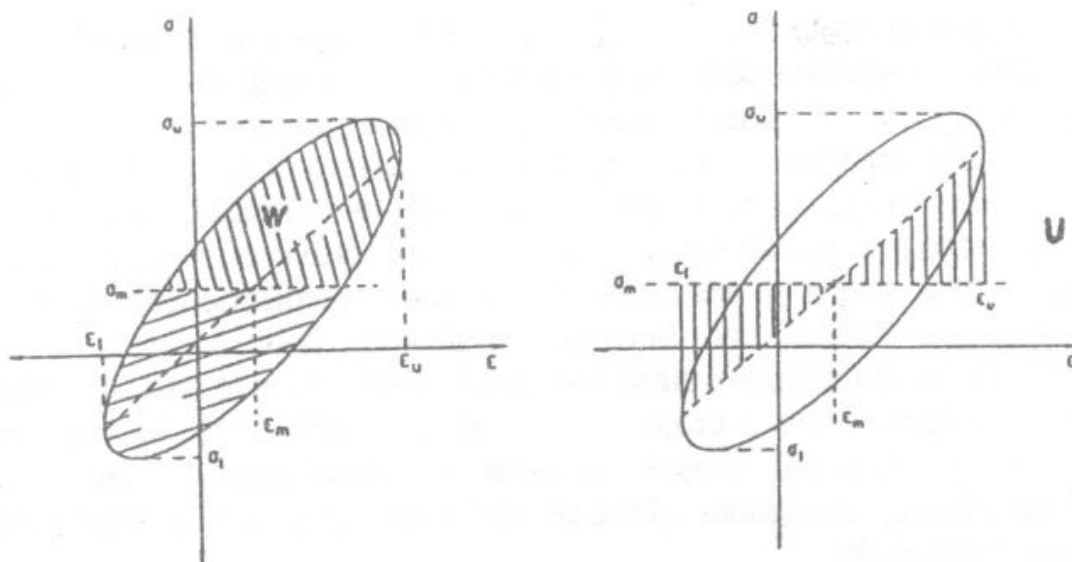


Figura 1: Definizione delle energie associate al ciclo di isteresi

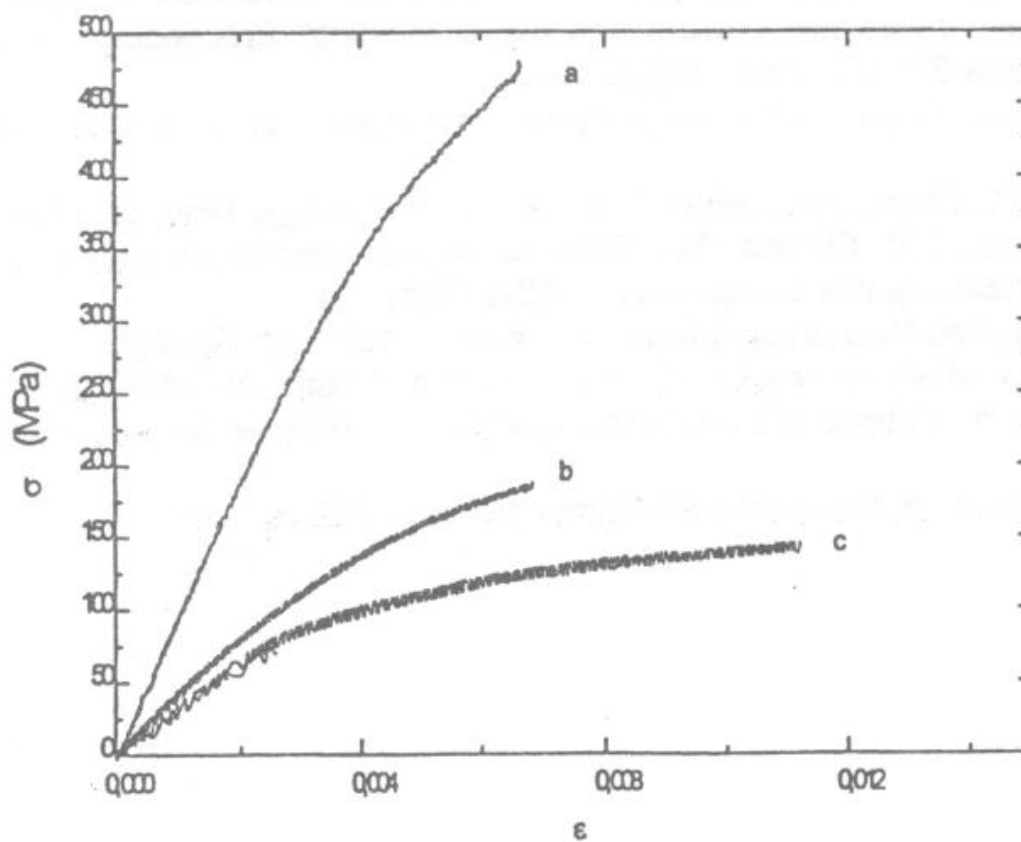


Figura 2: Risultati delle prove di trazione statiche per a) laminato [10°]; b) laminato [20°]; c) laminato [30°].

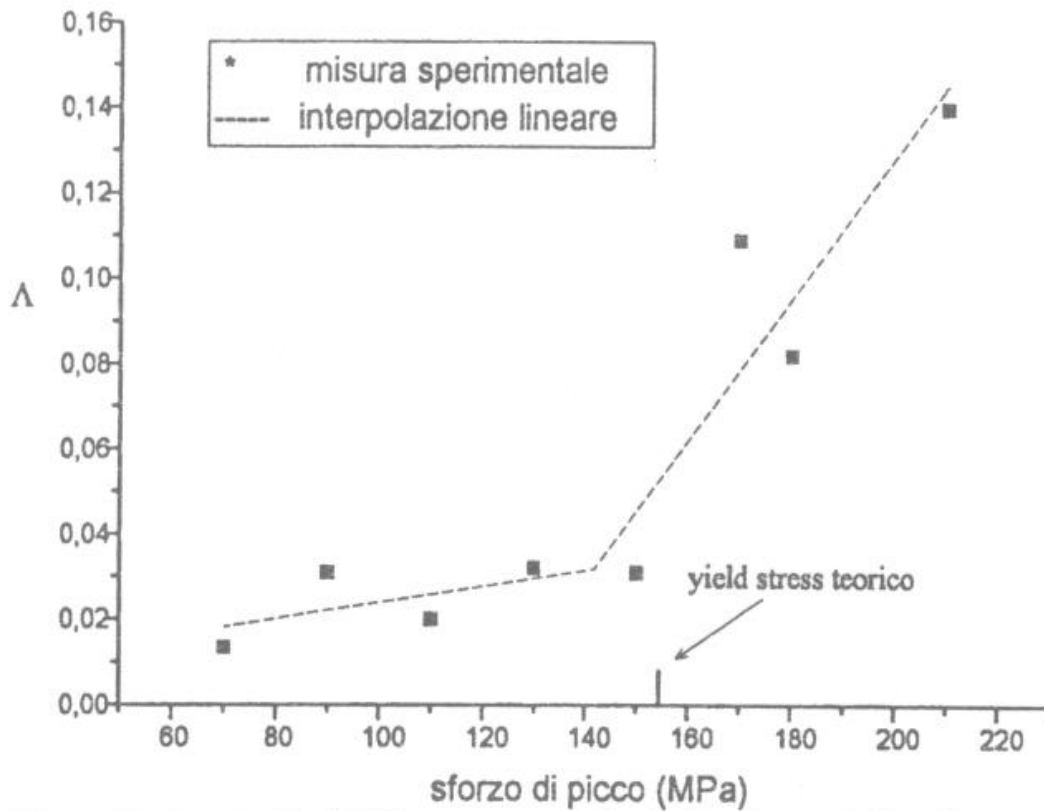


Figura 3: Laminato [20°] :smorzamento in funzione dello sforzo massimo all' inizio della prova di fatica ($N_c = 5$)

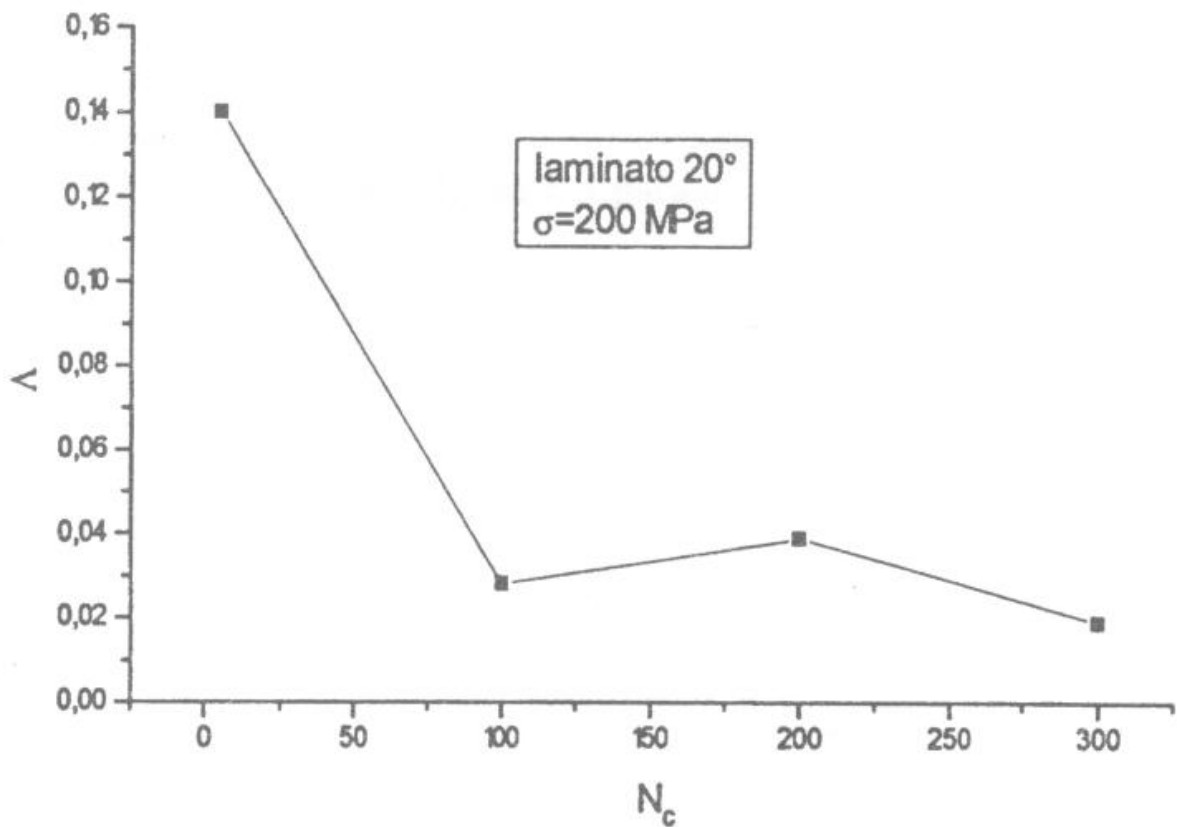


Figura 4: Variazione dello smorzamento in funzione del numero di cicli per il laminato a 20°.