

IGF10 - X Convegno Nazionale
Gruppo Italiano Frattura
Torino, 8 - 10 giugno 1994

**Esame dei requisiti dimensionali
per la validità delle curve J_R
in polietilene ad alta densità (HDPE)**

R. Frassine, M. Rink e A. Pavan

Dipartimento di Chimica Industriale e Ingegneria Chimica
Politecnico di Milano
Piazza Leonardo da Vinci 32, 20133 Milano (Italy)

SOMMARIO

Il criterio dell'integrale J è stato applicato per caratterizzare la resistenza a frattura di un polietilene ad alta densità a varie temperature. Utilizzando provini di diverso spessore e sezione resistente è stato messo in evidenza che i requisiti dimensionali attualmente adottati sono insufficienti a garantire, per questo materiale, l'indipendenza del parametro J dalle dimensioni del provino.

INTRODUZIONE

Per lo studio della resistenza a frattura di materiali tenaci è necessario l'abbandono delle teorie di MFLE. Infatti, per effetto della non-linearità di comportamento e dell'elevata capacità di assorbire energia distorsionale durante il processo di frattura, vengono meno le ipotesi fondamentali della MFLE: comportamento lineare del materiale e snervamento su piccola scala all'apice della cricca. L'integrale J è attualmente riconosciuto essere un parametro di grande utilità per la caratterizzazione della resistenza a frattura di materiali tenaci.

Esso, originariamente proposto da Rice [1] per lo studio della frattura in configurazioni bidimensionali a comportamento lineare e non-lineare elastico, è stato poi esteso a materiali elastoplastici ed infine applicato anche ai materiali polimerici.

Poiché il valore di resistenza a frattura, J , misurato su provini di laboratorio possa essere utilizzato per la previsione del cedimento di strutture è però necessario che questo non dipenda dalla geometria utilizzata. A questo riguardo sono stati proposti [2, 3] due requisiti, che consentono di stabilire i valori minimi dello spessore e della sezione resistente del provino utilizzato affinché J risulti indipendente dalla geometria. Sulla validità generale di queste condizioni, tuttavia non c'è accordo in letteratura [vedi ad es. 4]. Per alcuni materiali metallici e polimerici [vedi ad es. 5, 6] i requisiti dimensionali stabiliti in [2,3] sembrano essere sufficienti a garantire che J sia indipendente dalla geometria. In altri casi [vedi ad es. 7, 8] questi requisiti sono stati giudicati inadeguati.

Nel presente lavoro lo studio del comportamento a frattura di un polietilene ad alta densità applicando il criterio dell'integrale J , ha messo in evidenza che i requisiti di spessore attualmente in uso sono assolutamente inadeguati a garantire il raggiungimento dello stato di deformazione piana per questo materiale.

DETTAGLI SPERIMENTALI

Materiale : polietilene ad alta densità (HDPE) prodotto dalla Hoechst A.G., di peso molecolare medio compreso tra $2 \cdot 10^5$ e $3 \cdot 10^5$, in lastre di dimensioni 1×2 m e quattro diversi spessori: 5, 10, 20 e 40 mm. Il grado di cristallinità medio, ottenuto da prove calorimetriche, è risultato essere di circa 60% per tutti gli spessori considerati.

Prove tensili: i provini sagomati ad osso di cane secondo specifiche ASTM D638 M-82 (Tipo B) sono stati ricavati per taglio meccanico dalle lastre da 20 e 40 mm di spessore, in modo da ottenere spessori di circa 2.5 mm. Le prove sono state effettuate con un dinamometro Instron 1121 a velocità di deformazione comprese tra 0.1 e 100 mm/min e a temperature comprese tra 23°C e -90°C. La deformazione durante la prova è stata misurata applicando un estensimetro a coltello con tratto di misura pari a 12.5 mm.

Prove di frattura: i provini di tipo Compact Tension (CT) sono stati ricavati per taglio e lavorazione meccanica a partire dalle lastre.

A causa dell'elevato spessore delle lastre, i metodi normalmente impiegati per la realizzazione dell'intaglio sui materiali plastici (lametta a sbalzo in moto alternativo) non si sono rivelati adeguati, essenzialmente a causa di problemi di instabilità della lametta per carico di punta.

E' stata perciò realizzata una apposita macchina intagliatrice che permette l'utilizzo di lame più lunghe e vincolate ad entrambe le estremità. Per la realizzazione dell'intaglio si sono utilizzati due tipi di lama: una a denti dritti di spessore 2 mm, per effettuare la prima parte dell'intaglio, ed una lametta di taglierino con raggio di curvatura di $12\ \mu\text{m}$, opportunamente lavorata a dente di sega, per ottenere la parte finale (acuta) dell'intaglio. La profondità di parte finale è stata scelta in modo che il profilo degli intagli così ottenuti soddisfacesse i requisiti della norma ASTM E813. La profondità di intaglio è stata sempre tale da rispettare il rapporto $a/W = 0.6$ (vedi Fig.1).

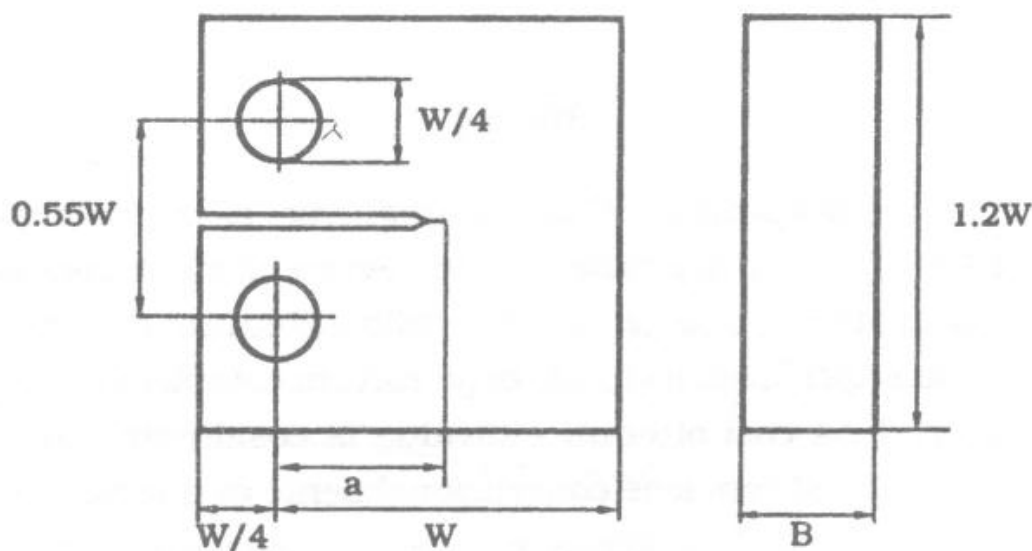


Figura 1 - Provini utilizzati.

Le prove sono state effettuate con velocità di deformazione di 1 mm/min ed alle temperature di 23° , -90° e -120°C . Le prove a 23°C sono state eseguite con provini aventi rapporto $W/B = 2.5$. A -90° e -120°C le prove sono state invece effettuate su provini con $W = 50\ \text{mm}$ per tutti gli spessori considerati, poiché in base alle prove a 23°C è stato verificato che l'effetto della geometria sulle curve di resistenza J_R poteva essere attribuito ad un effetto dello spessore piuttosto che alla limitatezza della dimensione W . Questo risultato è in accordo con [8], in cui è riportato che la curva di resistenza J_R di

polietilene ad alta densità, con $a/W = 0.6$, risulta indipendente da W qualora si abbia $W > B$, e con altri dati di letteratura [9].

METODOLOGIA DI PROVA E ANALISI

Nel presente lavoro si è utilizzata la procedura di prova e di analisi dei risultati contenuta nel Protocollo ESIS per la determinazione delle curve di resistenza per le plastiche [3].

Ogni curva di resistenza è stata ottenuta da prove condotte su una serie di provini aventi la medesima profondità d'intaglio e sollecitati alla stessa velocità di deformazione, a cui sono stati applicati diversi spostamenti in modo da ottenere diversi avanzamenti della frattura. Dal valore dell'energia meccanica U fornita al provino, ottenuta dall'energia meccanica fornita al sistema tramite opportune correzioni, è possibile calcolare il valore della resistenza a frattura J del materiale applicando la relazione:

$$J = \frac{\eta U}{B(W-a_0)} \quad (1)$$

dove B è lo spessore del provino, W la sua lunghezza, a_0 la profondità iniziale dell'intaglio ed $\eta = 2.2$ per la geometria considerata. Il corrispondente avanzamento della frattura, Δa , è invece stato ottenuto da un esame al microscopio delle superfici di frattura, dopo rottura completa del provino.

La serie di valori $J-\Delta a$ così ottenuti individua la cosiddetta "curva di resistenza" del materiale: si conviene convenzionalmente di interpolare tale serie di valori con una legge di potenza e di individuare sulla funzione così ottenuta il valore di J corrispondente ad un avanzamento Δa della cricca di 0.2 mm, detto $J_{0.2}$ che, convenzionalmente, identifica il valore di resistenza del materiale all'innescamento della frattura.

Questo valore può essere ritenuto indipendente dalle dimensioni del provino se soddisfa le seguenti relazioni:

$$B, (W-a_0) \geq \alpha \frac{J_{0.2}}{\sigma_y} \quad (2)$$

dove $\alpha = 25$ secondo il protocollo di prova qui considerato.

La prima condizione, basata sul valore dello spessore, è legata all'instaurarsi all'apice della fessura di uno stato di deformazione piana. La seconda condizione stabilisce invece la dimensione minima della sezione resistente che

permette lo sviluppo completo della zona snervata all'apice della fessura stessa.

RISULTATI

Prove tensili: attraverso una semplice analisi viscoelastica basata sulla misura del modulo di rigidità al variare del tempo e è stato possibile stabilire che, a 23°C, il comportamento lineare del materiale non è più verificato per deformazioni superiori al 2%. Questo, unito alla presenza di una zona snervata di rilevanti dimensioni all'apice della cricca, giustifica la scelta del parametro J per la caratterizzazione a frattura del materiale. Dalle prove tensili si sono poi ricavati i valori dello sforzo di snervamento, σ_y , al variare del tempo e della temperatura (Fig. 2): il comportamento osservato è quello comunemente riscontrato per i materiali polimerici, per i quali il valore dello sforzo di snervamento aumenta al diminuire del tempo di snervamento e della temperatura.

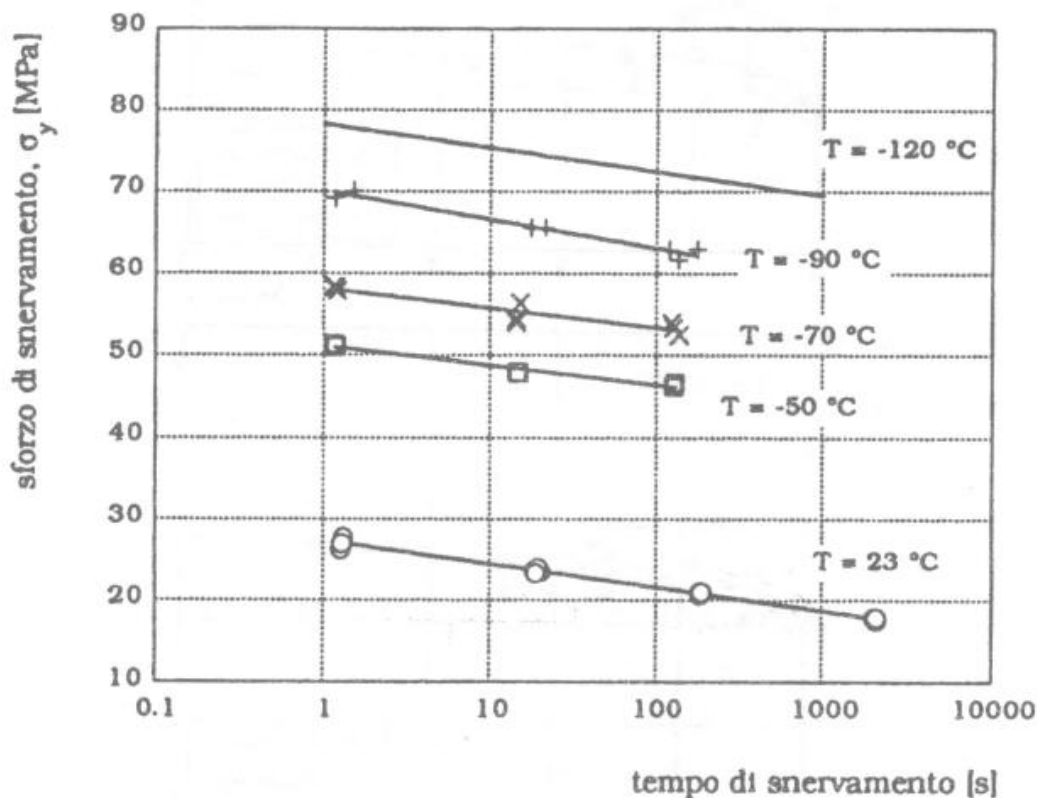
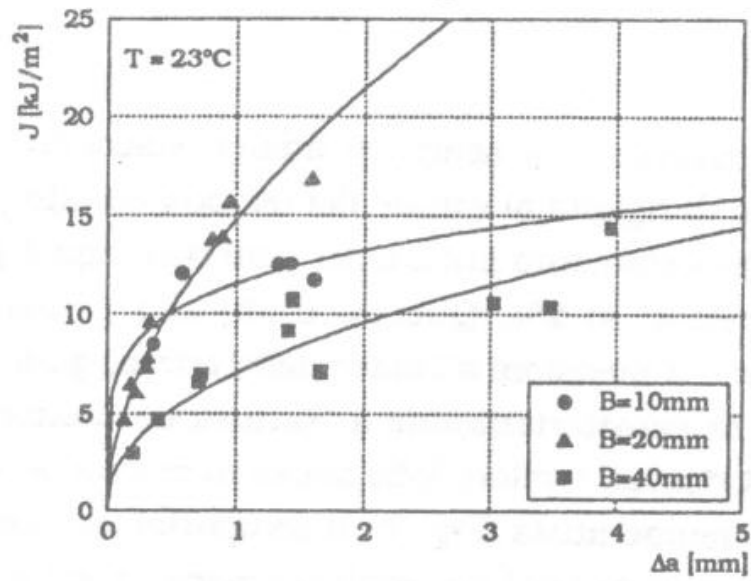
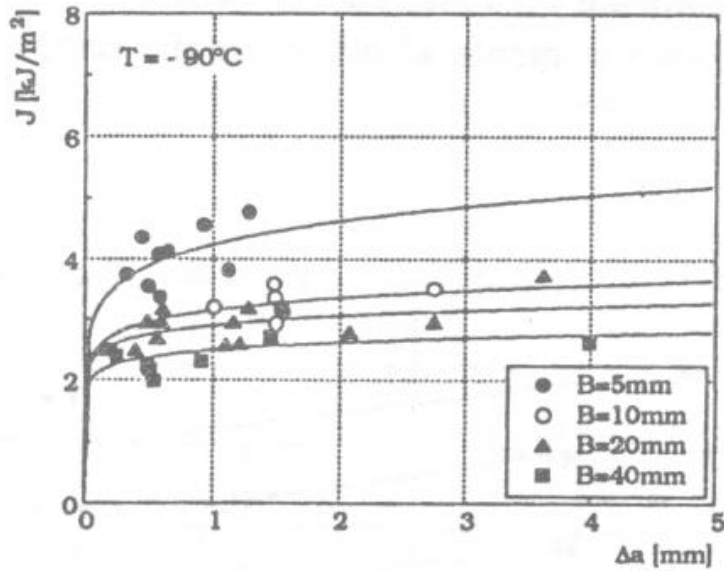


Figura 2 - Valori dello sforzo di snervamento in funzione del tempo per diverse temperature di prova (la retta a -120°C è estrapolata).

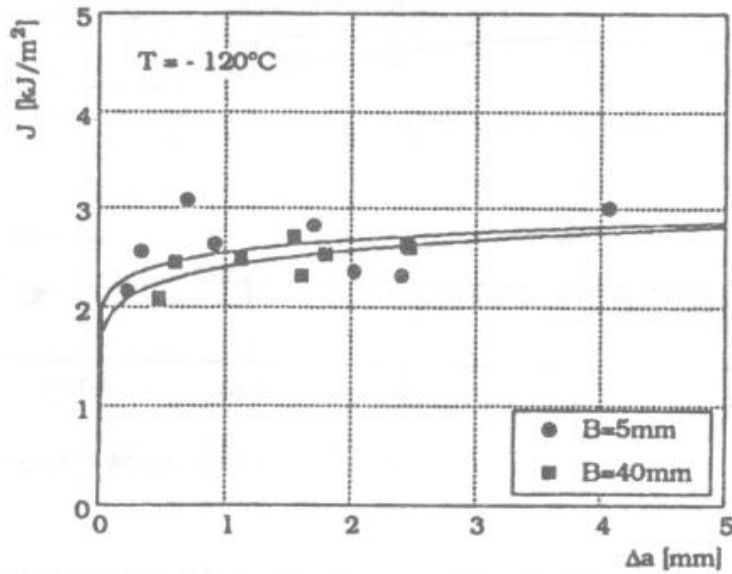
Prove di frattura: le curve di resistenza ottenute al variare dello spessore e della temperatura sono mostrate nella Fig. 3.



a)



b)



c)

Figura 3 - Curve di resistenza J_R ottenute per diversi spessori, B , alle temperature di 23°C (a), -90°C (b) e -120°C (c).

A 23° e -90°C è evidente un effetto dello spessore sull'intera curva di resistenza, mentre a -120°C le curve per gli spessori estremi considerati (5 e 40 mm) appaiono coincidenti. I valori di $J_{0.2}$ ottenuti da queste curve sono riportati in Tab. 1 insieme ai valori forniti dall'Eq. 2 per $\alpha = 25$. Si può rilevare come, nonostante a 23° e -90°C le curve siano manifestamente diverse tra loro, i requisiti dimensionali imposti dal protocollo ESIS siano quasi sempre soddisfatti.

Temperatura [°C]	Spessore [mm]	$J_{0.2}$ [kJ * m ⁻²]	$B > 25 \cdot \frac{J_{0.2}}{\sigma_y}$
23	10	8.38	no
23	20	6.36	si
23	40	3.41	si
-90	5	3.49	si
-90	10	2.71	si
-90	20	2.56	si
-90	40	2.23	si
-120	5	2.27	si
-120	40	2.05	si

Tabella 1: Valori della resistenza a frattura per le diverse condizioni di prova

DISCUSSIONE

In Fig. 4 sono mostrati i valori di $J_{0.2}$ ottenuti al variare dello spessore B per le tre temperature di prova, interpolati con rami di iperbole col metodo dei minimi quadrati. Si osserva che le curve tendono tanto più rapidamente ad un valore asintotico tanto minore è la temperatura. Ciò indica come il requisito dimensionale per la condizione di deformazione piana diventi progressivamente sempre meno stringente. Il valore asintotico di $J_{0.2}$, qui di seguito indicato come $J_{0.2}^*$, sembra coincidere per le tre temperature esaminate e risulta di poco superiore a 2 kJ/m².

Diagrammando i valori di $J_{0.2}/J_{0.2}^*$ ottenuti alle varie temperature e per i vari spessori al variare della quantità $B\sigma_y/J_{0.2}$, si ottiene approssimativamente un'unica curva, come riportato in Fig. 5: va osservato che la quantità in ascissa coincide col fattore di proporzionalità α che compare nell'Eq. 2 quando la disuguaglianza sia ridotta al caso particolare di uguaglianza.

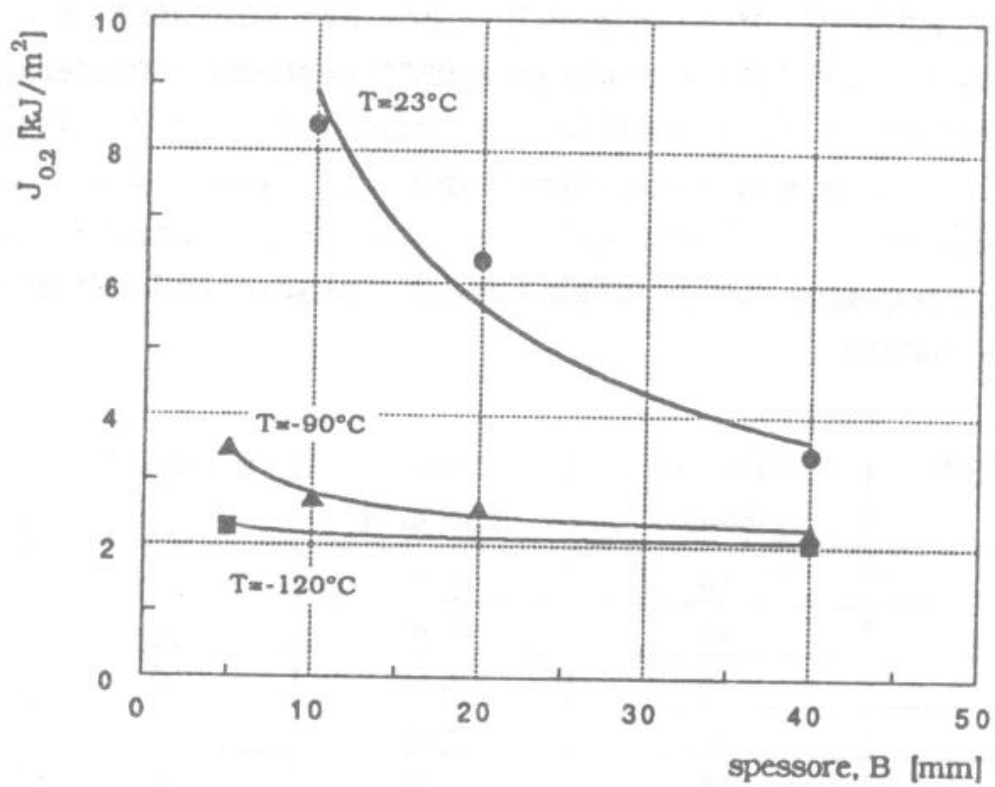


Figura 4 - Andamenti della resistenza all'inesco della frattura, $J_{0.2}$, in funzione dello spessore, B , al variare della temperatura.

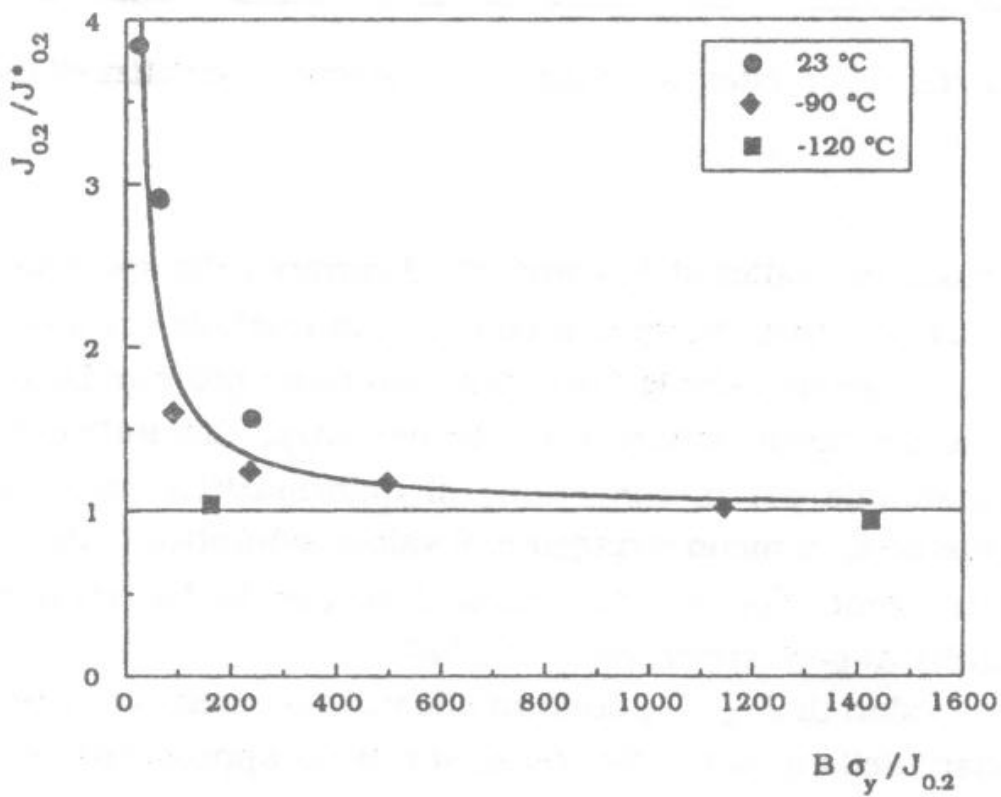


Figura 5 - Diagramma utilizzato per la determinazione del fattore α nell'Eq. 2 (vedi testo).

Appare evidente dall'esame della Fig. 5 che il valore $\alpha = 25$ proposto dal protocollo di prova ESIS è ampiamente insufficiente a garantire l'indipendenza di $J_{0.2}$ dallo spessore del provino: in corrispondenza di questa ascissa, infatti, lo scostamento di $J_{0.2}$ dal valore di deformazione piana, $J_{0.2}^*$, appare superiore al 300%. Lavori pubblicati in letteratura negli ultimi anni indicano che, per molti materiali metallici, un valore di α compreso tra 120 e 200 [7,9,10] sia da considerarsi più appropriato. Anche per quanto concerne i materiali polimerici, esistono in letteratura alcune evidenze [8,11] che $\alpha = 25$ sia insufficiente, anche se non viene proposto un possibile valore alternativo. In [11] si ipotizza che il valore di α sia inversamente proporzionale al valore di $J_{0.2}^*$ indipendentemente dal materiale considerato. In base ai risultati presentati in Fig. 7, un valore di $\alpha \geq 500$ appare appropriato per la determinazione di $J_{0.2}^*$ per il HDPE esaminato.

Ringraziamenti Il lavoro sperimentale qui presentato è stato oggetto della tesi di laurea di Roberto Cantoni ed Ettore Merli presso il Politecnico di Milano (A.A. 1992/93) .

RIFERIMENTI

1. J.R. Rice, *J. Applied Mechanics* **35** (1968), pp. 379-386.
2. ASTM Standard Specification E813
3. ESIS TC4 'Polymers and Composites': A testing protocol for conducting J crack growth resistance curve tests on plastics (March 1992)
4. D. Broek, *"The practical use of fracture mechanics"*, Kluwer Academic Publ., Dordrecht (NL), (1988)
5. Anderson T.L., *Int. J. Fracture* **41** (1989), pp. 79-104
6. T. Riccò, M. Rink, S. Caporusso, A. Pavan, *Toughening of Plastics II*, 2-4 July 1985, London, p. 27
7. T.L. Anderson, R.H. Dodds. *J. Testing and Evaluation*, J EVA **19** (2) (1991), 123-134.
8. W.N. Chung, J.G. Williams, ECF8, *Fracture Behaviour and Design of Materials and Structures*, D. Firrao ed., Torino 1990.
9. D.Z. Sun, D. Dormagen, W. Dahl. *EGF - Task Group I Meeting CISE-Milano*, Maggio 1985
10. C.T. Shih, M.D. German. *Int. J. Fracture* **17** (1) (1981), 27-43.
11. W. Grellmann, S. Seidler, Private Communication (1994)