

METODOLOGIA AVANZATA PER IL TRATTAMENTO DI DATI DI TENACITÀ A FRATTURA IN REGIME DI TRANSIZIONE DUTTILE/FRAGILE

Enrico Lucon¹

¹Sezione Meccanica dei Solidi, CISE SpA
Via Reggio Emilia 39 - 20090 Segrate (MI)

SOMMARIO: Nel cosiddetto regime di transizione duttile/fragile, i risultati delle prove di tenacità statica eseguite in laboratorio su provini standardizzati mostrano elevata dispersione e marcata dipendenza dalle dimensioni e dalla geometria del provino. Nell'ambito delle norme internazionali, attualmente non vengono fornite indicazioni precise per il trattamento dei dati di tenacità in transizione; tuttavia, l'ASTM (*American Society for Testing and Materials*) sta preparando una normativa basata sulla teoria del "*weakest link*" (legame più debole) e sul concetto di *master curve*; il metodo dovrebbe tra l'altro consentire di prevedere l'andamento della tenacità per provini di dimensioni maggiori (e quindi, per estrapolazione, anche delle strutture). In questo lavoro verranno presentati esempi dell'applicazione di questa metodologia a dati di tenacità ottenuti sperimentalmente su alcuni acciai ferritici; verrà inoltre valutata la possibilità di applicare il metodo a dati di tenacità ottenuti su provini di dimensioni miniaturizzate e di geometria innovativa.

PAROLE CHIAVE: tenacità a frattura, transizione duttile/fragile, *weakest link*, *master curve*, temperatura di riferimento, distribuzione di Weibull, provini miniaturizzati.

INTRODUZIONE

Il cosiddetto regime di transizione duttile/fragile rappresenta quell'intervallo di temperatura nel quale un acciaio ferritico evidenzia un progressivo cambiamento (*transizione*) delle sue proprietà di tenacità da un comportamento totalmente fragile, caratterizzato da frattura instabile per clivaggio, ad un comportamento prevalentemente duttile, nel quale la frattura è preceduta da significativa deformazione plastica e, oltre una certa temperatura, anche da propagazione stabile dei difetti. Tipicamente, nel regime di transizione i risultati delle prove di meccanica della frattura eseguite in laboratorio mostrano elevata dispersione e marcata dipendenza dalle dimensioni del provino; ne è dimostrazione eloquente la Fig.1, relativa a prove sull'acciaio da vessel A533B cl.1 condotte al CISE negli anni '80 su provini con spessori compresi tra 1 e 4 pollici (25.4 , 101.2 mm). Dati ottenuti su provini di piccole dimensioni, come quelli normalmente utilizzati in laboratorio, non possono pertanto essere utilizzati per eseguire previsioni di stabilità di componenti o strutture contenenti cricche, anche perché essi tendono a sovrastimare l'effettiva tenacità a frattura del materiale in esame. E' dunque necessario, per utilizzare in modo corretto i risultati delle prove sperimentali, impiegare metodologie di trattamento dati che modellino lo scatter, tenendo debito conto dell'influenza delle dimensioni e della geometria dei provini.

LA TEORIA DEL "WEAKEST LINK"

Il problema del trattamento statistico dei dati di tenacità a frattura in regime di transizione duttile/fragile è stato oggetto di approfondite ricerche all'interno della comunità scientifica negli ultimi 15 anni. L'approccio maggiormente sviluppato è attualmente basato sulla teoria del "weakest link" o "legame più debole" (Wallin *et alii*, 1984; Lin *et alii*, 1986).

Tenacità a frattura, K_{Jc} (MPa \sqrt{m})

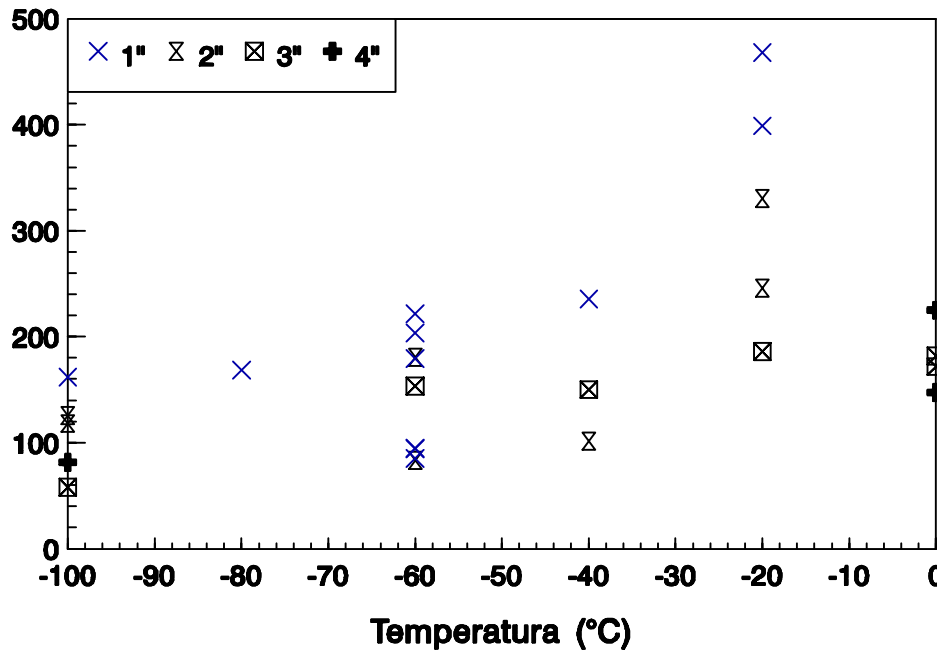


Figura 1 - Dati di tenacità in regime di transizione per l'acciaio A533B cl.1.

Questa teoria si basa sull'ipotesi che un certo numero di piccole zone caratterizzate da bassa tenacità, dette "weak links" ("legami deboli"), siano distribuite in maniera casuale nel materiale. La frattura avviene allorché si raggiunge un valore critico di sforzo in corrispondenza di uno di questi punti deboli. Gli sforzi, davanti all'apice della cricca di fatica in un provino di tenacità, mostrano un picco che, al crescere del carico applicato, tende ad allargarsi e a spostarsi all'interno del legamento; il valore di carico necessario per la frattura dipende dalla posizione del punto debole rispetto all'apice della cricca di fatica e dal valore del suo sforzo critico. In determinate condizioni, la frattura per clivaggio può essere preceduta da deformazione plastica o addirittura propagazione stabile della cricca (Rosenfield e Shetty, 1985; Bicego *et alii*, 1993).

Oltre alla dispersione dei dati, il modello può giustificare anche l'influenza delle dimensioni del provino: infatti un aumento della lunghezza del fronte della cricca (cioè dello spessore del provino) provoca un aumento del volume di materiale sottoposto a sforzi elevati in corrispondenza dell'apice, e quindi della probabilità di intercettare uno dei punti deboli. E' dunque statisticamente prevedibile che un provino "spesso" abbia una tenacità inferiore rispetto ad un provino "sottile" (a parità di condizioni sperimentali, cioè di materiale e temperatura di prova).

Per quantificare la dispersione della tenacità, l'influenza dello spessore e l'effetto della crescita stabile, sono stati proposti numerosi modelli statistici; essi assumono che la banda di dispersione dei dati di tenacità possa essere modellata mediante la statistica di Weibull. In particolare, è stato dimostrato teoricamente che, qualora

(a) non vi sia crescita duttile precedente il clivaggio e

(b) la triassialità del campo di sforzi e deformazioni all'apice della cricca non cambi durante la prova,

la banda di dispersione dei dati di tenacità segue la distribuzione di Weibull, data da:

$$P_f = 1 - \exp[-(\frac{K}{K_o})^m] \quad (1)$$

dove P_f è la probabilità di frattura, K è la tenacità e K_o e m sono, rispettivamente, il parametro di scala ed il parametro di forma della distribuzione. Qualora i criteri (a) e (b) sopra menzionati siano soddisfatti, il parametro di forma assume il valore fisso di 4; in caso contrario, il valore di m dipende dalla particolare situazione di triassialità e di crescita duttile. Studi successivi (Rosenfield e Majundar, 1987; Geberich *et alii*, 1987) hanno dimostrato che la frattura per clivaggio non sempre segue un meccanismo di tipo "weakest link", particolarmente nella zona bassa del regime di transizione e nella zona fragile ("lower shelf"), dove si ipotizza la prevalenza di un meccanismo di danno; è pertanto molto importante definire l'intervallo di temperatura in cui la teoria del "legame più debole" effettivamente controlla i fenomeni di frattura, ad esempio verificando, mediante esami frattografici, la presenza o meno di un punto debole dominante sulla superficie di frattura (Heerens *et alii*, 1991).

LA SITUAZIONE A LIVELLO NORMATIVO: IL DRAFT ASTM

Se si considerano le normative maggiormente utilizzate a livello internazionale, il problema del trattamento statistico dei dati di tenacità ottenuti nel regime di transizione duttile/fragile è sostanzialmente trascurato. Sia l'ASTM (*American Society for Testing and Materials*) che l'ESIS (*European Structural Integrity Society*) si limitano a fornire indicazioni sul calcolo della tenacità critica in termini di fattore di intensificazione degli sforzi (K_{EE}) o di integrale-J (J_c , J_u), senza affrontare in alcun modo i problemi legati alla dispersione dei dati e all'influenza dello spessore del provino. Si vedano, a tale riguardo, le norme ASTM E 992-86 e ASTM E 1737-96 e il documento ESIS P2-92 (di prossima incorporazione in una norma ISO).

Negli ultimi anni, comunque, la situazione sta evolvendo rapidamente. In ambito ESIS, è in corso dal 1995 un'attività di collaborazione tra laboratori europei, parzialmente finanziata dalla Comunità Europea in ambito SM&T (*Standards Measurement & Testing*) e finalizzata allo studio delle fenomenologie di frattura nel regime di transizione duttile/fragile; i risultati di questo progetto, previsti per il 1998, saranno utilizzati per produrre una nuova revisione della procedura P2 sopra citata.

In ambito ASTM, per contro, è da alcuni anni in preparazione una norma relativa al trattamento statistico dei dati di tenacità in transizione, basata sulla teoria del "weakest link" e sul concetto di "master curve" (curva universale). Il documento è attualmente in fase di revisione da parte del relativo comitato tecnico; la versione più recente è il Draft n°12, dal titolo "Test Method for the Determination of Reference Temperature, T_o , for Ferritic Steels in the Transition Range" (31/1/1996).

Il metodo prevede la determinazione di una temperatura di riferimento, T_o , che caratterizza la tenacità a frattura (K_{Ic}) di un acciaio ferritico in regime di transizione duttile/fragile; l'effetto statistico delle dimensioni del provino viene affrontato in base alla teoria del "weakest link", utilizzando una distribuzione di Weibull a tre parametri. L'andamento della curva tenacità/temperatura viene rappresentato mediante una curva universale o "master curve"

(Wallin, 1989; Steinstra, 1990), che viene posizionata rispetto all'asse delle ascisse (temperature) determinando sperimentalmente la temperatura di riferimento, T_o , alla quale il valore mediano $K_{Jc(\text{med})}$ per provini di spessore 1" (25.4 mm) corrisponde a 100 MPaÖm. Il valore di T_o è dato da:

$$T_o = T - \frac{1}{0.019} \ln \left[\frac{K_{Jc(\text{med})} - 30}{70} \right] \quad (2)$$

dove $K_{Jc(\text{med})}$ (valore mediano per provini di spessore 1") è calcolato in base ai singoli risultati delle prove, $K_{Jc(i)}$, eseguite alla temperatura T .

L'equazione della curva universale per provini 1T (spessore 1") è data da:

$$K_{Jc(1T)} = 30 + 70 \exp[0.019(T - T_o)] \quad (1)$$

Se sono state eseguite prove a diverse temperature, i valori di T_o ottenuti mediante l'eqn.(2) non devono differire tra di loro per più di 20 °C, e la temperatura T_o da utilizzare nell'eqn.(3) è data dalla media dei singoli valori calcolati.

Il metodo prevede anche dei limiti ai dati di tenacità a frattura che possono essere utilizzati per la determinazione della temperatura di riferimento. Il limite inferiore (in termini di temperatura) è dato da $T_o - 90$ °C, valore al di sotto del quale gli effetti dimensionali tendono a scomparire; il limite superiore è espresso sia mediante un criterio dimensionale (valore massimo di K_{Jc} che può essere misurato su un provino di date dimensioni per un materiale avente date proprietà tensili), sia in termini di massima entità della crescita duttile precedente il clivaggio.

I dati forniti dall'eqn.(3) sono relativi al valore mediano della tenacità; è possibile determinare i limiti di tolleranza della curva universale corrispondenti al livello di confidenza desiderato (5%, 95%, 99% ecc.); essi definiscono la dispersione della tenacità a frattura in tutto il regime di transizione. Inoltre, l'incertezza associata alla determinazione della temperatura di transizione mediante un numero limitato di prove può essere tradotta in uno spostamento del valore di T_o (curva di "lower bound").

Uno degli aspetti più allettanti di questo metodo è rappresentato dalla possibilità di prevedere la tenacità ottenibile da provini di diverso spessore, mediante la relazione:

$$K_{Jc, B_x} = 20 + (K_{Jc, B_o} - 20) \left(\frac{B_o}{B_x} \right)^{\frac{1}{4}} \quad (2)$$

dove B_o è lo spessore relativo alle prove eseguite e B_x quello della previsione.

Quest'ultima potenzialità, se confermata da una base sperimentale sufficientemente significativa, aprirebbe prospettive di estrema utilità per lo sperimentatore ed il progettista: attraverso l'eqn.(4), infatti, diventa possibile prevedere, a partire dai dati di tenacità relativi ad una certa dimensione di provino, l'andamento della tenacità per provini di dimensioni maggiori (e quindi, per estrapolazione, anche delle strutture o dei componenti propriamente detti).

APPLICAZIONI DEL METODO DELLA MASTER CURVE

Il metodo della curva universale e della temperatura di riferimento, descritto nel capitolo precedente, è stato applicato ai dati di tenacità a frattura ottenuti in regime di transizione

duttile/fragile su alcuni acciai ferritici di diversa provenienza, caratterizzati negli anni passati al CISE, talvolta utilizzando provini di diverso spessore; si è potuto dunque valutare l'aderenza del modello ai dati sperimentali, considerando materiali aventi diverse caratteristiche meccaniche.

Come già citato in precedenza, negli anni '80 il CISE intraprese un'estesa campagna di caratterizzazione della tenacità a frattura di diverse lastre dell'acciaio da vessel A533B cl.1; in particolare, le lastre siglate "W" e "X" furono caratterizzate in un ampio intervallo di temperature (da -180 a 288 °C) e, nel caso della lastra "X", utilizzando provini con spessore compreso tra 1" e 4" (25.4 , 101.2 mm). Le Figg. 2 e 3 mostrano i risultati dell'applicazione del metodo ASTM su dati di tenacità ottenuti in regime di transizione provando campioni con spessore di 1"; gli esiti appaiono modesti, soprattutto nel caso della lastra "W": diversi dati sperimentali cadono al di fuori delle bande di confidenza corrispondenti al 5% e al 95%, e qualcuno addirittura al di sotto della curva di "lower bound".

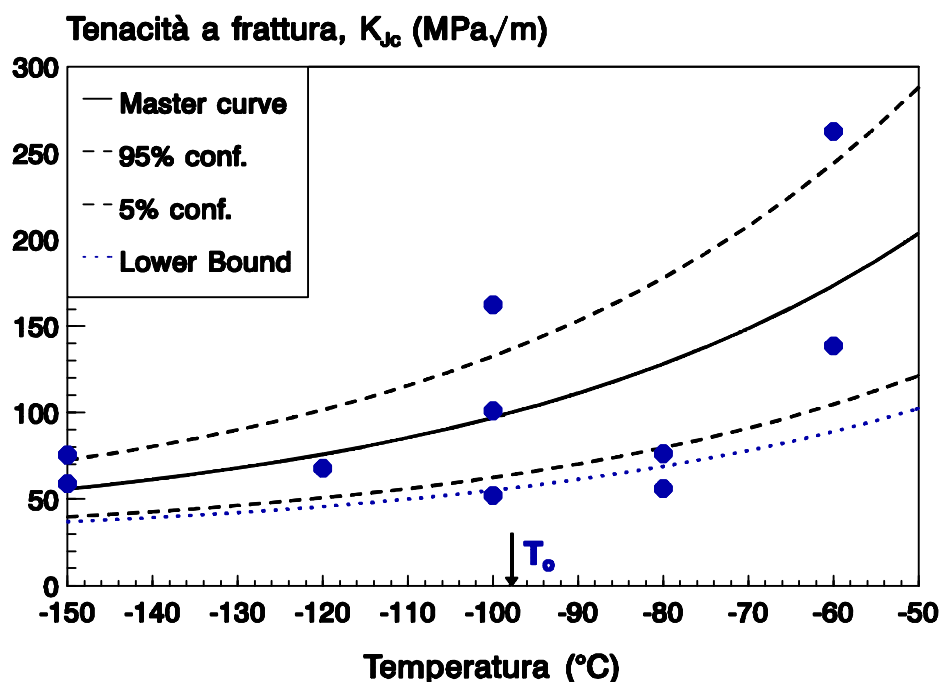


Figura 2.- Dati sperimentali, master curve e limiti di confidenza per l'acciaio A533B cl.1 (lastra "W").

Una possibile spiegazione, al di là dell'evidente disomogeneità intrinseca del materiale, è la seguente: alcuni dei dati sperimentali corrispondono a prove nelle quali il fenomeno del clivaggio non ha obbedito ad un meccanismo di "weakest link", per cui non sono efficacemente rappresentati dalla statistica di Weibull su cui si fonda il metodo della curva universale.

Decisamente più favorevole appare la situazione nel caso di due acciai con caratteristiche decisamente meno duttili: un acciaio da rotore di alta pressione tipo 1Cr1Mo0.25V (ASTM A471), per il quale sono stati utilizzati provini da 10 mm di spessore (Fig.4), e un acciaio da rotore di bassa pressione tipo 3.5Ni1.8Cr (ASTM A470), con dati ottenuti su provini con spessore = 12.5 mm (Fig.5). Si noti che, per quest'ultimo materiale, la curva universale tende a sovrastimare i dati sperimentali nella parte alta del regime di transizione. E' evidente comunque che, per questi acciai, la buona aderenza del modello ASTM ai valori ottenuti sperimentalmente dimostra che la teoria del legame più debole (e la statistica di Weibull che

ne consegue) è in grado di interpretare correttamente il comportamento a frattura dei materiali negli intervalli di temperatura considerati.

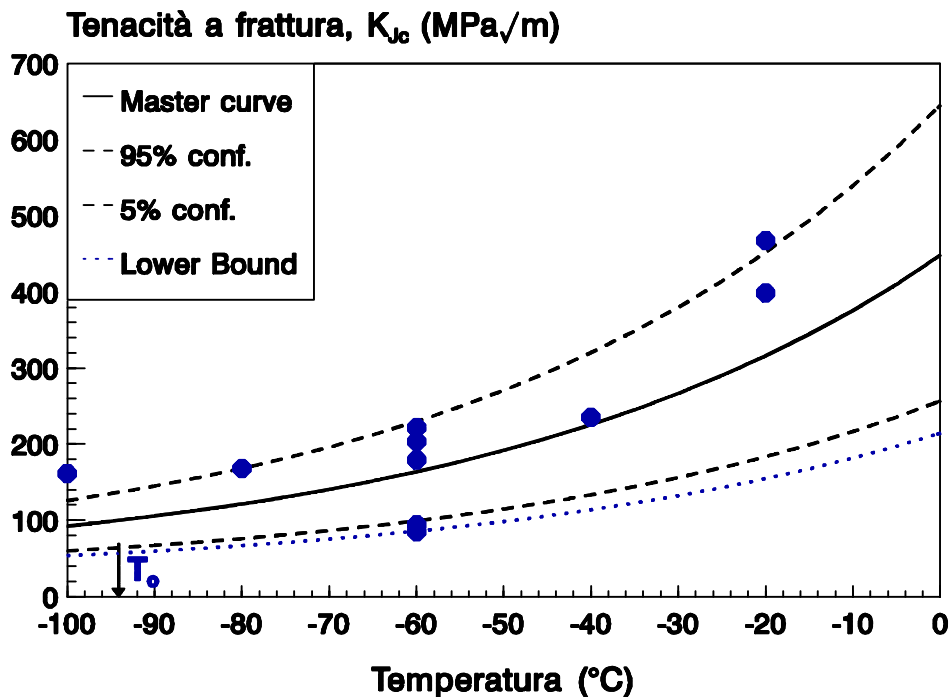


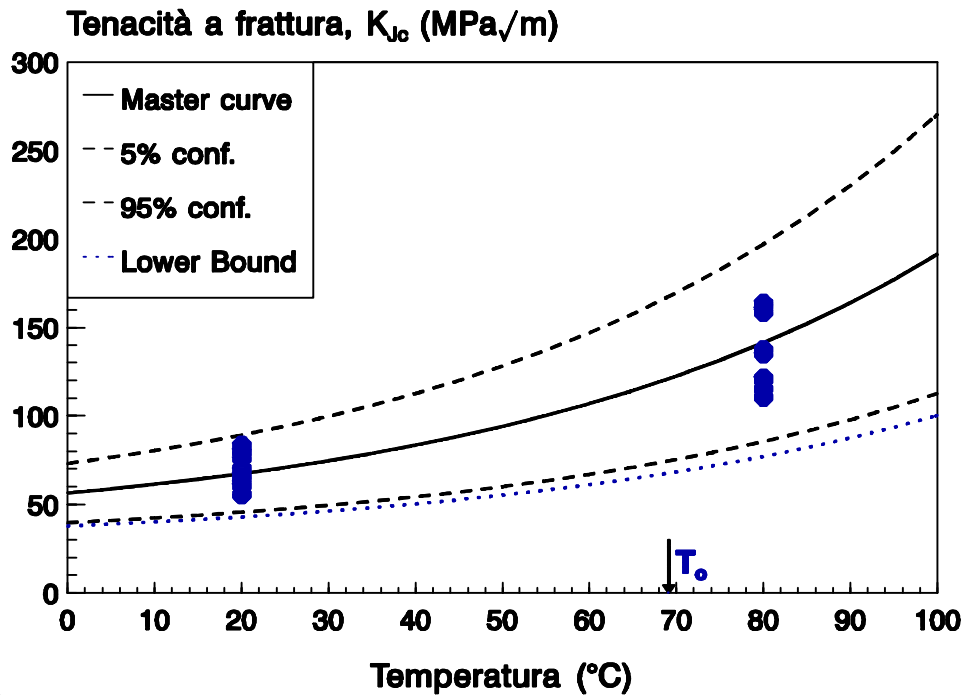
Figura 3.- Dati sperimentali, master curve e limiti di confidenza per l'acciaio A533B cl.1 (lastra "X")

CAPACITÀ PREDITTIVE DEL MODELLO

Per due degli acciai già esaminati nel capitolo precedente, la disponibilità di valori di tenacità a frattura ottenuti in laboratorio su provini con diverso spessore ha consentito di valutare la capacità del modello ASTM di predire correttamente l'andamento della tenacità per provini di dimensioni maggiori di quelli utilizzati per la determinazione della temperatura di riferimento. Nel caso della lastra "X" dell'acciaio da vessel A533B cl.1, la Fig.6 mostra il confronto tra i risultati di prove di tenacità eseguite a diverse temperature su provini 3TCT (spessore 3" = 76.2 mm) e la curva universale, con relative bande di confidenza e di "lower bound", tracciata in base a prove su campioni tipo 1TCT (fattore 3 sullo spessore); l'accordo tra sperimentazione e previsioni del modello è da considerarsi soddisfacente, sebbene la curva universale tenda a sovrastimare i dati di tenacità nella parte alta della transizione.

Per quanto riguarda l'acciaio da rotore 1Cr1Mo0.25V, la Fig.6 evidenzia l'ottimo accordo tra i risultati delle prove su campioni aventi spessore 25 mm e l'output del modello ASTM basato sulla temperatura di riferimento ottenuta in base a provini aventi spessore 10 mm (fattore 2.5 sullo spessore).

Le analisi presentate confermano dunque le potenzialità predittive del modello della curva universale, ovviamente a condizione che il fenomeno del clivaggio, nelle prove sulle quali si opera la determinazione della temperatura di riferimento, risultino effettivamente governate da un meccanismo di tipo "weakest link".



(T_0).
Figura 4 - Dati sperimentali (spessore = 10 mm), master curve e limiti di confidenza per l'acciaio 1Cr1Mo0.25V (rotore di alta pressione).

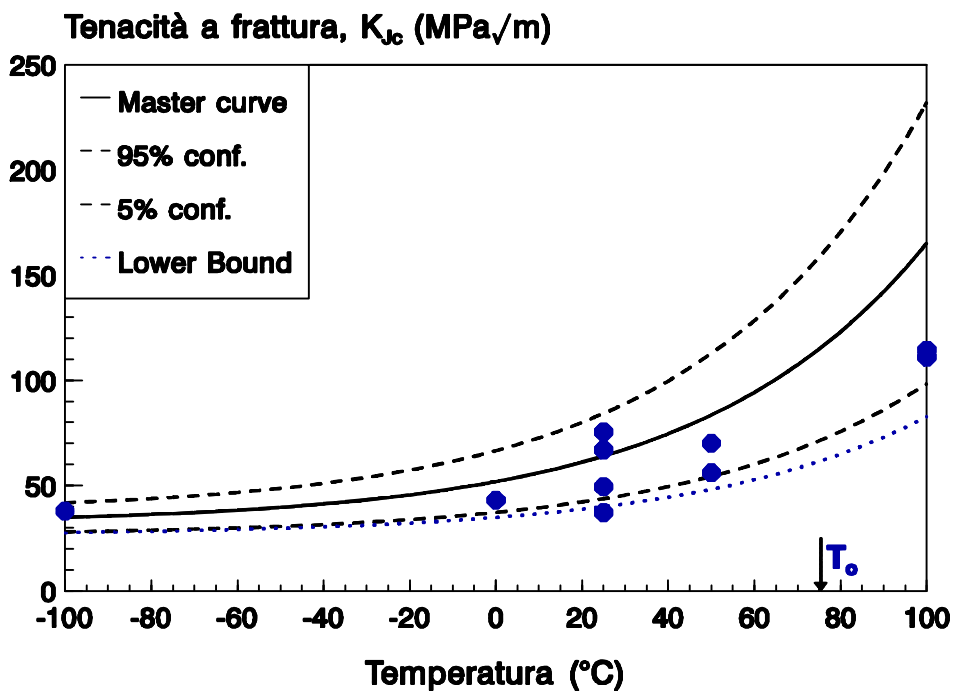


Figura 5.- Dati sperimentali (spessore = 12.5 mm), master curve e limiti di confidenza per l'acciaio 3.5Ni1.8Cr (rotore di bassa pressione)

UTILIZZO DEL MODELLO CON PROVINI MINIATURIZZATI

Nell'ambito delle valutazioni di integrità strutturale e delle previsioni di vita residua per componenti di impianto in pressione, lo sviluppo di metodologie basate su provini

miniaturizzati per la caratterizzazione meccanica (soprattutto per la tenacità a frattura) è da oltre dieci anni oggetto di ricerca e sperimentazione presso il CISE (Lucon *et alii*, 1992).

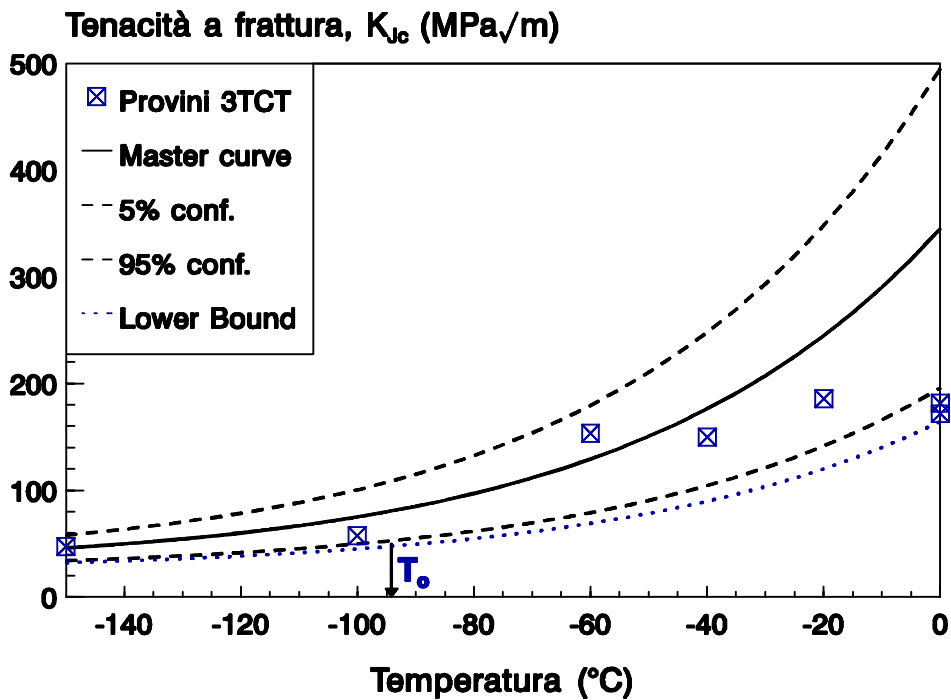


Figura 6. - Confronto tra dati sperimentali (provini 3TCT) e previsioni del modello ASTM per l'acciaio A533B cl.1 (lastra "X")

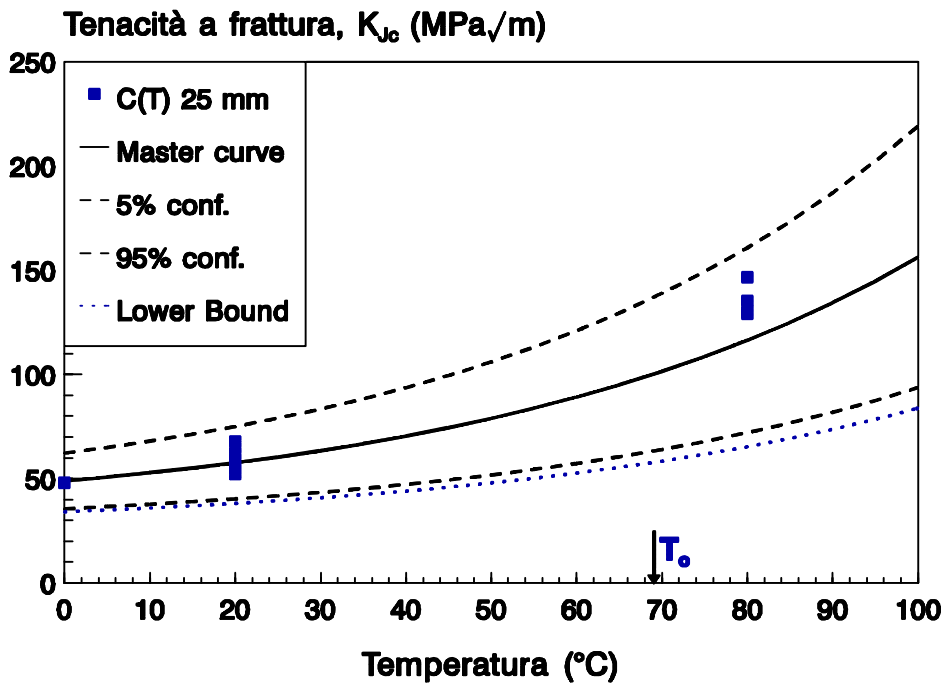


Figura 7. - Confronto tra dati sperimentali (spessore = 25 mm) e previsioni del modello ASTM per l'acciaio 1Cr1Mo0.25V (rotore di alta pressione)

Nel campo dei provini di piccole dimensioni, il modello della "master curve" è stato recentemente applicato da altri autori, con buoni risultati, a dati ottenuti su provini Charpy-V

di tipo standard e miniaturizzato (Valo *et alii*, 1997).

Per verificare l'applicabilità del modello ad un tipo di provino miniaturizzato correntemente utilizzato al CISE in campo elasto-plastico (Lucon *et alii*, 1992), sono state prese in considerazione alcune prove eseguite in regime di transizione duttile/fragile su provini miniaturizzati a geometria circolare (*Disk Shaped Compact*, DC(T), diametro = 16 mm e spessore = 5.93 mm) dell'acciaio da rotore A.P. 1Cr1Mo0.25V. Il valore medio della temperatura di riferimento, T_o , ottenuto elaborando prove eseguite a 0 e 20 °C, risulta in ottimo accordo con i valori calcolati sulla base delle prove effettuate su provini C(T) con spessori decisamente più elevati (Tabella 1); le Figg.8 e 9 confermano infatti che i dati relativi ai provini DC(T) miniaturizzati consentono di prevedere efficacemente l'andamento della tenacità per i provini C(T) aventi spessore 10 mm (Fig.8) e 25 mm (Fig.9).

Tabella 1: valori di temperatura di riferimento ottenuti su provini DC(T) miniaturizzati e provini C(T) di dimensioni più "convenzionali".

Tipo di provino	Spessore (mm)	T_o (°C)
DC(T)	5.93	64.8
C(T)	10	69.1
	25	65.6

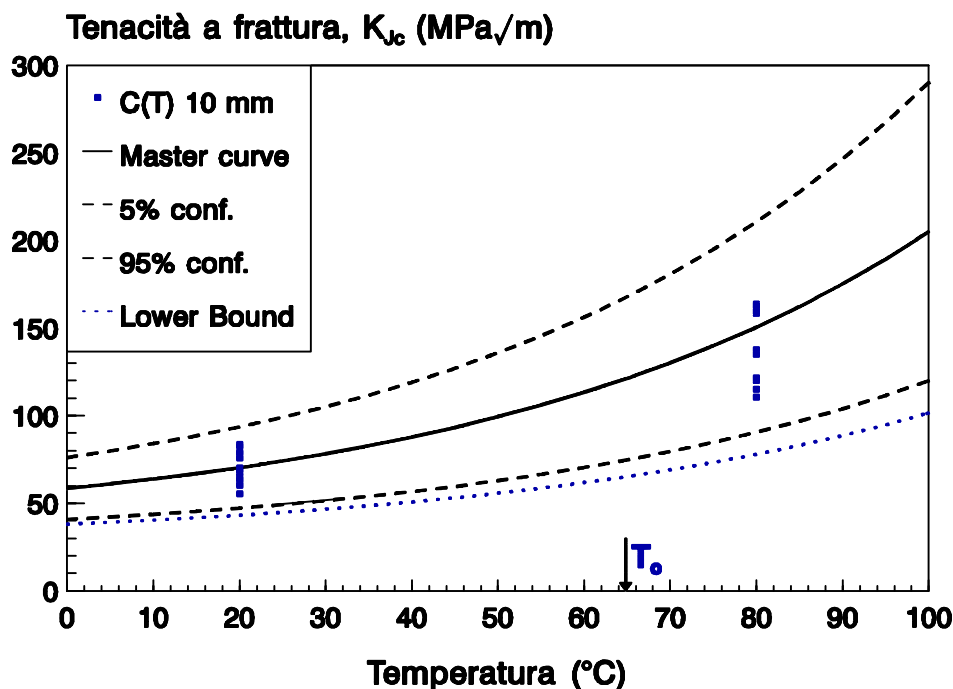


Figura 8.- Confronto tra dati sperimentali (spessore = 10 mm) e previsioni, basate su provini DC(T) miniaturizzati, per l'acciaio 1Cr1Mo0.25V

CONCLUSIONI

Per poter correttamente interpretare i dati di tenacità in regime di transizione duttile/fragile, occorre trattarli in maniera statisticamente corretta; sotto questo aspetto, le metodologie più

sviluppate si basano sulla teoria del "weakest link" (legame più debole), e sulla statistica di Weibull a tre parametri. In particolare, il metodo della "master curve", o curva universale, su cui si basa una normativa ASTM di futura pubblicazione, è stata applicata nel presente lavoro a dati di tenacità ottenuti in passato al CISE.

Le principali conclusioni si possono così riassumere:

- il metodo ASTM rappresenta in maniera attendibile l'andamento della tenacità in regime di transizione, purché l'evento di frattura nelle prove utilizzate sia effettivamente governato da un meccanismo di tipo "weakest link";
- se quest'ultima condizione è verificata, il metodo consente anche di prevedere efficacemente la tenacità a frattura per provini di dimensioni maggiori (e quindi, per estrapolazione, anche delle strutture e dei componenti da caratterizzare);
- il metodo della curva universale, infine, può essere applicato con successo anche ai dati di prove eseguite su provini di tipo miniaturizzato.

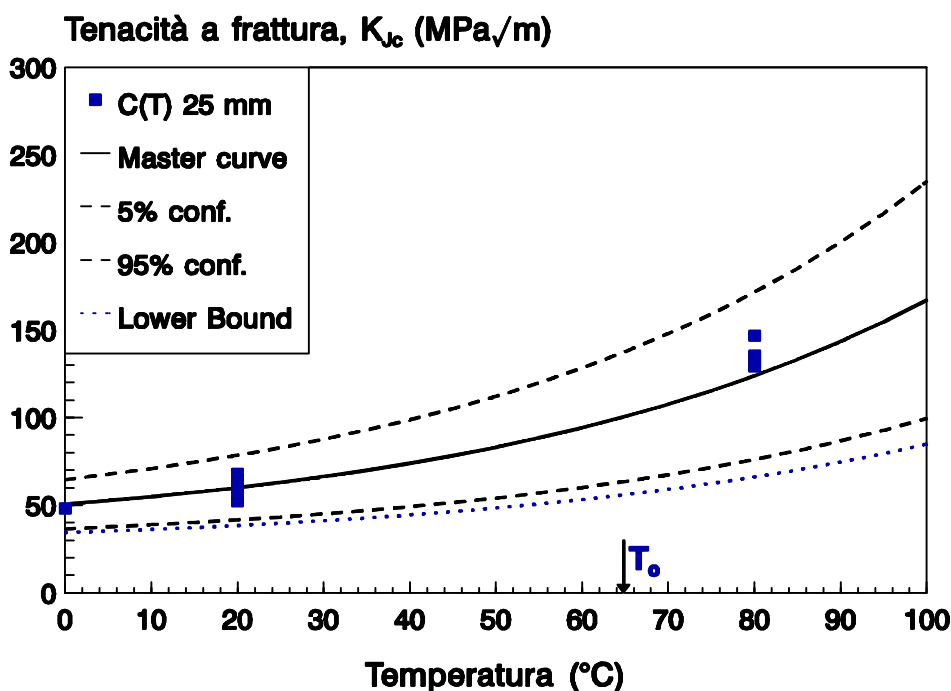


Figura 9. - Confronto tra dati sperimentali (spessore = 25 mm) e previsioni, basate su provini DC(T) miniaturizzati, per l'acciaio 1Cr1Mo0.25V.

BIBLIOGRAFIA

Bicego, V., Elli, A. and Rinaldi, C., 1993, "A Predictive Approach to Cleavage Fracture Events in the Transition Region", Eng. Fr. Mech., Vol.45, No.5, pp.587-598.

Geberich, W.W., Chen, S.H., Lee, C.S. and Livine, T., 1987, "Brittle Fracture: Weakest Link or Process Zone Controlled?", Met. Trans. **18a**, pp.1861-1875.

Heerens, J., Read, D.T., Cornec, A. and Schwalbe, K.-H., 1991, "Interpretation of Fracture Toughness in the Ductile to Brittle Transition Region by Fractographical Observations", ESIS/EGF 9, MEP London, pp.659-677.

Lin, T., Evans, A.G. and Ritchie, R.O., 1986, "Statistical Analysis of Cleavage Fracture of Sharp Cracks and Round Notches", Acta Met., Vol.34, pp.2205-2216.

Lucon, E., Bicego, V., D'Angelo, D. and Fossati, C., 1992, "Evaluating a Service Exposed Component's Mechanical Properties by Means of SubSized and Miniature Specimens", ASTM STP 1204, pp.311-323.

Rosenfield, A. and Majundar, B.S., 1987, "Micromechanisms and Toughness for Cleavage Fracture of Steel", Nucl. Eng. and Design, Vol.105, pp.51-57.

Rosenfield, A. and Shetty, D.K., 1985, "Cleavage Fracture of Steel in the Ductile to Brittle Transition Regime", ASTM STP 856, pp.196-209.

Steinstra, D.I.A., 1990, "Stochastic Micromechanical Modelling of Cleavage Fracture in the Ductile-Brittle Transition Region", MM6013-90-11, Ph.D. thesis, Texas A & M University, College Station, Texas.

Valo, M., Wallin, K. and Planman, T., 1997, "The Applicability of Small and Ultra-Small Fracture Toughness Specimens for Material Characterization", ASTM STP 1329, di prossima pubblicazione.

Wallin, K., 1989, "A Simple Theoretical Charpy V - K_{Ic} Correlation for Irradiation Embrittlement", *ASME Pressure Vessels and Piping Conf., Innovative Approaches to Irradiation Damage and Fracture Analysis*, PVP-Vol.170.

Wallin, K., Saario, T. and Törrönen, K., 1984, "Statistical Model of Cleavage Fracture in Steel", *Met. Sci.*, Vol.18, pp.13-16.