

APPLICAZIONE DI MODELLI TEORICI E APPROCCI INGEGNERISTICI ALLA MECCANICA DELLA FRATTURA IN TRANSIZIONE DUTTILE-FRAGILE

V. Bicego, E. Lucon, C. Fossati - CISE, Segrate (Mi)

RIASSUNTO

Particolare attenzione è oggi rivolta all'analisi di stabilità di componenti in acciaio operanti in regime di transizione duttile-fragile sia da parte della comunità scientifica sia da parte dei responsabili e progettisti di impianti che necessitano di procedure riconosciute per la valutazione del rischio e di criteri per la definizione dei minimi accettabili sia in fase di progetto sia in fase di valutazione della stabilità in esercizio. Nel primo caso sono attualmente allo studio teorie sui meccanismi di frattura volte a spiegare e razionalizzare i noti effetti della temperatura sull'energia di frattura e sulla sua variabilità stocastica in transizione. Nel secondo caso sono richieste semplici relazioni fenomenologiche adatte ad una rapida, semplice ed affidabile valutazione della stabilità di cricche nei componenti nel corso della loro vita. La differenza tra i due approcci non è solamente nel grado di semplicità dei due modelli, ma è sostanzialmente legata al fatto che scopo dell'approccio ingegneristico non è la razionalizzazione e spiegazione dei meccanismi di frattura ma la possibilità di fornire previsioni. Nel presente documento gli autori discutono le metodiche di analisi del fenomeno della frattura da entrambi i punti di vista.

1. INTRODUZIONE

Nel campo della tenacità a frattura il problema della integrità e stabilità dei componenti è intrinsecamente un problema statistico. L'evidenza sperimentale ha dimostrato che, a causa del processo di fabbricazione adottato, vi è una grande variabilità nelle proprietà del materiale, anche tra componenti simili. Inoltre sforzi elevati sono spesso generati nei transitori di esercizio, specialmente durante le fasi di avvio in componenti ad elevato spessore: esempio tipico è rappresentato dai rotori di turbine e/o alternatori. Questi componenti dovrebbero essere progettati per operare in regione di alta tenacità ma, in alcuni casi, errori nel processo di fabbricazione o fenomeni di infragilimento indotti dall'esercizio ad alta temperatura possono portare il componente ad operare in regioni di bassa tenacità e sotto sforzi elevati. I problemi perciò interessano tipicamente la zona alta della transizione duttile-fragile: questo è il nodo principale nell'analisi di stabilità di un componente e per affrontarlo sono necessari rigorosi approcci statistici.

La regione alta della transizione duttile fragile è la più difficile da descrivere con un modello teorico ed attualmente il problema dell'analisi di stabilità di componenti operanti nella zona di transizione duttile-fragile è oggetto di grande attenzione sia da parte della comunità scientifica sia da parte dei tecnici di impianto che richiedono con urgenza precise linee guida per l'analisi di rischio e criteri per definire le caratteristiche minime del materiale

sia in fase di progetto sia in fase di valutazione della stabilità in esercizio. Nel primo caso i modelli teorici attualmente allo studio sono volti a spiegare e razionalizzare quanto sperimentalmente osservato sull'effetto della temperatura sull'energia di frattura e sulla sua variabilità stocastica; parallelamente sforzi sono rivolti allo sviluppo di materiali meno soggetti ad infragilimento. Nel secondo caso sono caldamente richieste relazioni fenomenologiche utili nella valutazione della stabilità dei componenti durante la loro vita. La differenza nei due approcci non risiede solamente nella diversa complessità dei modelli ma nel fatto che lo scopo delle relazioni richieste da tecnici e progettisti non è la capacità di spiegare razionalmente quanto accade ma la possibilità di effettuare valutazioni (estrapolazioni) affidabili.

2. MODELLAZIONE DELLA FRATTURA PER CLIVAGGIO NELLA TRANSIZIONE DUTTILE-FRAGILE

Problemi tipici nelle teorie sulla frattura in transizione duttile-fragile sono l'effetto delle dimensioni, l'influenza della triassialità, l'incertezza nella possibilità di definire curve limite inferiori per la tenacità. L'interesse per questi punti è inoltre aumentato dal crescente uso di tecniche innovative per determinare le caratteristiche del materiale che utilizzano particolari procedure e campioni sensibilmente diversi, per dimensioni e forma, da quelli previsti dalle usuali norme /1/ (campioni miniaturizzati o ricostruiti alle estremità con leghe diverse, campioni a disco o cilindrici, Charpy miniaturizzati sono sempre più diffusamente impiegati per la valutazione di stabilità e di vita residua di componenti eserciti). Nasce quindi spontanea la domanda di quale sia la validità dei dati così ottenuti e come i dati di tenacità debbano essere modificati per tenere in conto delle differenti condizioni (dimensioni e triassialità) dei campioni standard e poi del componente.

Esiste oggi un sostanziale accordo sul fatto che le principali sorgenti di variabilità nei dati di tenacità nella regione di transizione possono essere raggruppate in tre classi:

- effetti dimensionali legati alla popolazione degli inneschi a frattura (punti più deboli) nella regione soggetta ad alto sforzo,
- effetto della triassialità intrinsecamente legata alla natura 3-D del campo sforzi-deformazioni e differente dalla idealizzazione 2-D della teoria della Meccanica della Frattura (parametro unico per descrivere il campo di sforzi all'apice della cricca K o J),
- variabilità del materiale (da fusione a fusione, in funzione dell'invecchiamento, ecc.) che deriva dalla microstruttura.

I tre effetti devono essere studiati indipendentemente, dal momento che sono di natura diversa. L'ultimo punto richiede prove e correlazioni in grado di comparare ed estrapolare risultati ottenuti su una particolare colata magari ad altre colate e dopo invecchiamento. E' un problema complesso ma non comporta difficoltà teoriche: sono richieste unicamente correlazioni fenomenologiche. D'altra parte la possibilità di trasferire i risultati di alcune prove al gran numero possibile di condizioni di prova e condizioni di esercizio del componente, in cui i volumi di materiale sotto sforzo e il grado di triassialità all'apice della cricca sono differenti, è un problema molto complesso che richiede teorie e modelli ancora oggetto di dispute tra gli esperti.

L'importanza della triassialità è da lungo tempo riconosciuta dagli sperimentali che da tempo osservano come risultati ottenuti da campioni caricati con tensione pura (CCT, SENT) siano differenti da quelli ottenuti da campioni con prevalente carico di flessione (di

norma CT). Queste differenze riguardano essenzialmente la forma della curva J-R con una minima influenza a volte riportata sui valori di J_{Ic} o K_{Ic} . Poiché la frattura per clivaggio, nella zona alta della transizione, può avvenire per valori di J applicato sensibilmente maggiori di J_{Ic} , è evidente come ci si possa aspettare un'influenza del livello di triassialità sul fenomeno della frattura in tale zona. Si osserva in generale che le situazioni ove è presente una componente flessionale del carico tendono a fornire risultati conservativi rispetto ad altre situazioni di carico e perciò molte prove sono effettuate unicamente utilizzando campioni CT. Per questo motivo la letteratura sul confronto di dati contiene analisi sulle differenze ottenute variando più le dimensioni del campione (effetto dimensioni) che il tipo di campione (effetto della triassialità). In realtà l'effetto dimensioni sul comportamento della tenacità nella transizione è piuttosto sensibile: anche quando sono rispettati i minimi dati dimensionali richiesti per ottenere una frattura in stato di deformazione piana, si osserva una forte dipendenza dei dati di frattura per clivaggio dalle dimensioni del campione (essenzialmente lo spessore).

2.1 La frattura nella transizione: teoria

L'approccio più diffuso per descrivere la frattura fragile parte dall'ipotesi di una frattura attivata da una popolazione di inneschi mutuamente indipendenti distribuita in modo casuale nel volume sottoposto a sforzo all'apice della cricca: la frattura è causata dalla rottura del punto più debole. L'intero fenomeno è correlato, in condizioni LEFM, dal fattore di intensificazione degli sforzi K in quanto la probabilità nella singola unità di volume è funzione dello sforzo e questo è fissato da K. Integrando la probabilità di frattura sulla regione all'apice della cricca, la dipendenza da K della probabilità di frattura cumulativa assume la forma di una distribuzione di Weibull con un esponente pari a $4/2$. L'estensione al caso EPFM è immediata in quanto in questo caso gli sforzi sono fissati dal valore di J applicato che può essere correlato a K dal consueto principio di equivalenza della Meccanica della Frattura.

Il modello del legame più debole è perciò adeguato a descrivere la frattura per clivaggio (improvvisa) che avviene sia in condizioni LEFM sia in condizioni EPFM. Poiché è essenzialmente un modello di frattura basato sugli sforzi, la sua applicazione è particolarmente utile quando i valori di K o J, che descrivono il campo di sforzo, sono funzioni semplici del carico applicato e della lunghezza iniziale di cricca. Questo è il caso ideale della cricca stazionaria in cui il modello di Weibull è applicabile sia alla frattura fragile (LEFM) sia alla frattura che avviene lungo le *blunting lines* della curva J-R (EPFM). Questa non è la situazione della regione alta della transizione duttile-fragile dove si è in presenza di una considerevole propagazione duttile prima della frattura fragile che comporta la necessità di un calcolo di J utilizzando la lunghezza corrente della cricca e, cosa più importante, che altera, all'apice della cricca, il campo di sforzi rispetto al caso di campo J puro.

2.2 La situazione nella normativa ESIS e ASTM

Dopo una prima guida (*Test Standard Practice P1-90*) limitata alla determinazione della tenacità in campo elasto-plastico (EPFM), l'ESIS ha successivamente sviluppato una seconda guida (*Recommended Practice P2-92*) che comprende l'intera curva di transizione.

La norma è applicabile dal caso totalmente duttile ad alta temperatura, coperto dall'applicazione del J-integral, sino alla frattura fragile in condizioni LEFM a bassa temperatura: la transizione è perciò inclusa. La principale peculiarità della P2-92, nella transizione, è la raccomandazione di riportare il valore di tenacità misurato all'istante del clivaggio. Il campo di applicazione coperto dall'ESIS P2-92 è però limitato alla definizione di linee guida per la migliore procedura di prova e per la determinazione e presentazione dei dati di tenacità a partire dall'analisi di una singola prova. Non vengono indicati metodi di analisi di dati provenienti da più prove al fine di ottenere curve medie o con prefissate probabilità di frattura o analoghi parametri statistici. L'ESIS P2-92 non contiene perciò indicazioni relative a modellazione del fenomeno frattura in transizione.

Le norme ASTM, ampiamente utilizzate in moltissimi laboratori, non coprono dal canto loro tutta la curva di transizione. Sono disponibili norme relative a prove in condizioni LEFM (K_{Ic} , E 399-90), nella zona bassa della transizione (K_{EE} , E 992-84), nella zona duttile (J_{Ic} , E 813-89; curva J-R, E 1152-87) ma, come nel caso dell'ESIS P2-92, queste norme ASTM coprono solo l'analisi dei dati sulla singola prova e nessuna indicazione è fornita per l'analisi statistica dei risultati di un gruppo di prove. Solo per la parte bassa della transizione (dove non si ha frattura duttile prima del clivaggio) è attualmente allo studio dei comitati tecnici ASTM una proposta di norma che intende fornire anche un'analisi statistica dei dati: tale norma è attualmente disponibile solo come bozza /3/. Questo documento si basa sul modello del legamento più debole e utilizza una statistica di Weibull limitatamente al caso in cui non si abbia propagazione stabile di cricca (nel caso i campioni mostrino una propagazione duttile maggiore di 0.2 mm le prove non sono considerate valide). Quindi anche nel caso ASTM non sono coperti gli aspetti di metodologia di prova e di analisi statistica dei dati per la parte alta della transizione.

2.3 Un possibile approccio per la zona alta della transizione

L'intrinseca variabilità stocastica dei valori di J-integral, in corrispondenza della frattura per clivaggio nella zona di transizione duttile-fragile degli acciai, può essere modellata utilizzando l'approccio del legamento più debole pur di includere l'effetto della propagazione duttile. Benché questo metodo sia stato originariamente sviluppato presso il CISE come mezzo per correlare dati di laboratorio, integrato con una precisa descrizione della curva J-R del materiale ottenuta per via frattografica ha mostrato di possedere ottime capacità predittive. La verifica è stata ottenuta sulla base di una ampia analisi di risultati forniti da campioni di differenti dimensioni ottenuti da due differenti acciai: un acciaio per rotori, 1CrMoV, ed un acciaio per recipienti in pressione SA533B.

L'approccio innovativo per trattare dati ottenuti "quasi in zona duttile" si basa su una combinazione di:

- a) una curva J-R determinata per via frattografica espressa in termini di *Stretch Zone Width*, misurata durante il *blunting* (SZW) o all'insorgere della propagazione duttile (SZW_c), e della propagazione duttile di cricca (Δa):

$$\text{for } \frac{J}{C_1} < SZW_c: \quad J = C_1 \cdot SWZ \quad , \quad \Delta a = 0 \quad (1a)$$

$$\text{for } \frac{J}{C_1} > SZW_c: \quad J = C_1 \cdot SWZ_c + C_2 \cdot \Delta a^{C_3} \quad (1b)$$

(l'eq. 1a si riferisce alla frattura durante la fase di *blunting* mentre l'eq. 1b alla frattura dopo una propagazione duttile),

b) una funzione di probabilità di frattura originariamente sviluppata da Wallin /4/:

$$P(K) = 1 - \exp \left[-\frac{B}{B_0} \left(\frac{K - K_{\min}}{K_0 - K_{\min}} \right)^4 \left(1 + \frac{2 \Delta a \sigma_0^2}{\beta K^2} \right) \right] \quad (2)$$

Nell'eq. 2:

- K è calcolato dal valore di J all'instabilità tramite il principio di equivalenza della meccanica della frattura;
- 4 è il coefficiente di forma della *cumulative probability function* (c.p.f.) secondo la statistica del legamento più debole;
- B è lo spessore del campione;
- B₀ è un fattore di normalizzazione (da scegliersi in modo arbitrario) introdotto solo per far sì che il secondo parametro della c.p.f. abbia le dimensioni di una intensità di sforzo: tale parametro è qui definito come K₀-K_{min};
- K₀-K_{min} è il secondo parametro della c.p.f. ove K_{min} costituisce un valore di soglia;
- Δa è la propagazione stabile duttile;
- σ₀ è la *flow stress*;
- β è una misura della distanza normalizzata tra il punto di massimo sforzo e l'apice della cricca (β = 3.5 U_t, U_t = x_{max} σ²/K², vedi /5/).

In genere il valore di K_{min} non è importante. La dipendenza dalla temperatura è significativa solo per i parametri C₁ (pendenza della retta di *blunting*), σ₀, β (linearmente dipendente da σ₀ /6,7/) e K₀.

Un aspetto importante è che sono sufficienti poche prove (circa 20) su campioni piccoli per definire i parametri del modello e consentire previsioni molto affidabili per campioni molto più grandi; esempi sono forniti per gli acciai 1Cr1Mo¹/₄V (Fig. 1) e SA533B (Fig. 2).

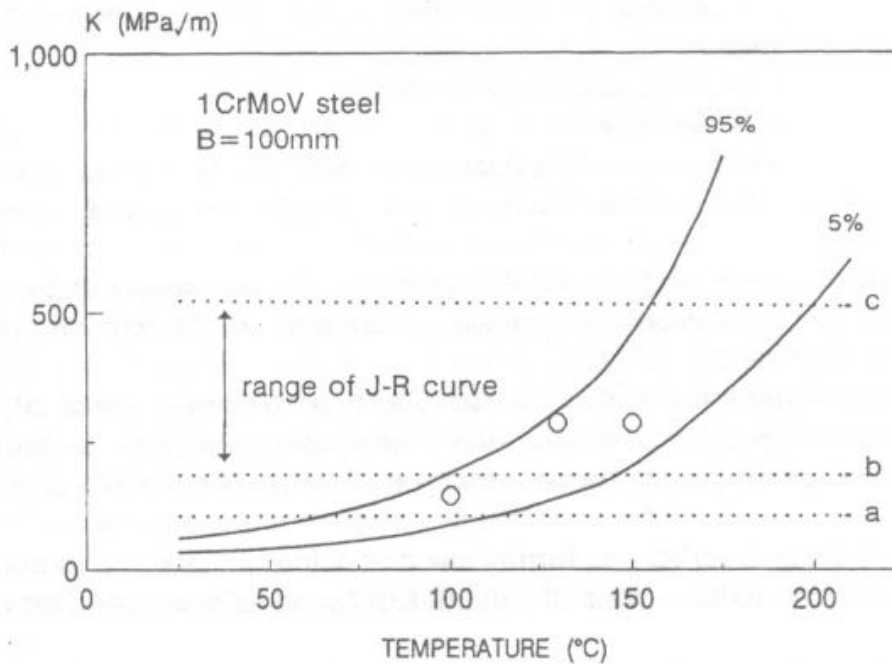
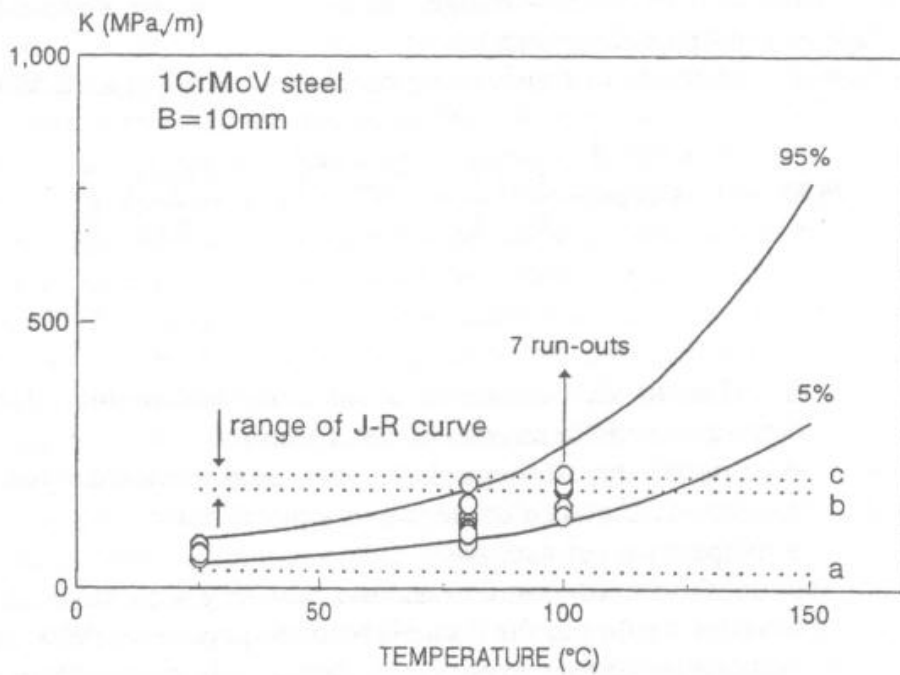
La metodologia descritta può fornire una descrizione affidabile e continua lungo tutta la transizione partendo dalla regione di validità LEFM sino alla regione duttile (EPFM).

2.4 Tenacità in funzione della temperatura: un unico andamento per tutti i materiali?

In linea di principio si può pensare che le curve di transizione di un materiale a vari stadi di invecchiamento si somiglino fra loro. In particolare, è opinione degli autori che, definita una temperatura di transizione T₀ convenzionale come la temperatura per cui K-K_{min} = 100 MPa√m, questa grandezza potrebbe, in prima approssimazione, essere la sola da determinarsi direttamente per definire la tenacità di un materiale durante il suo

ACCIAIO 1CrMoV

PREVISIONE DI COMPORTAMENTO A FRATTURA



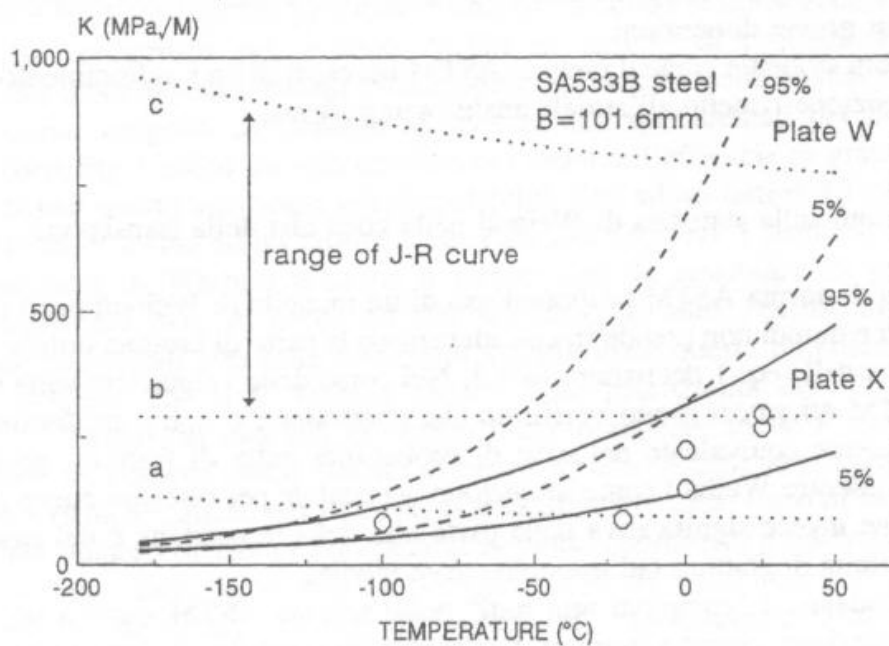
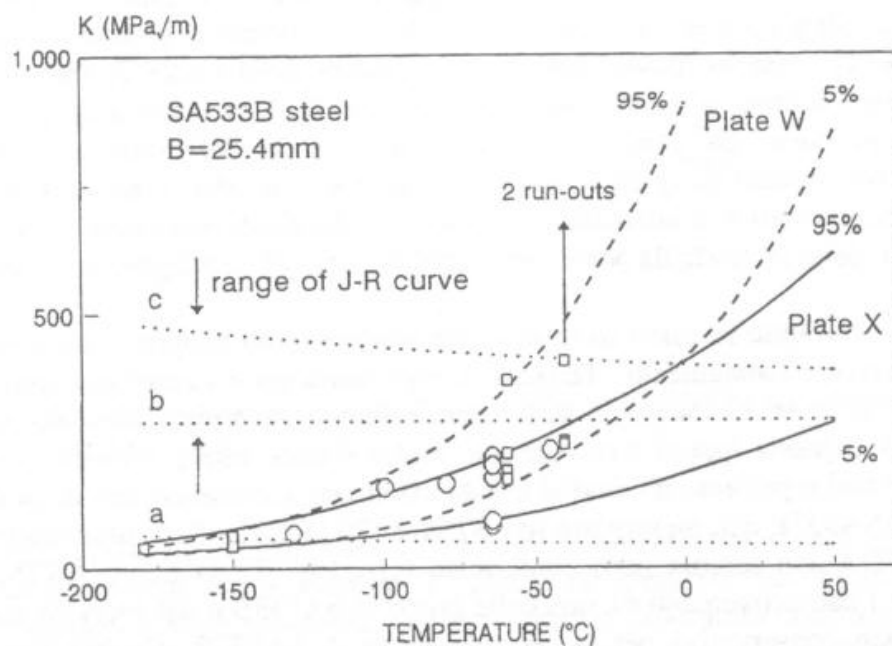
○ = dati sperimentali
 a = limite superiore per LEFM

b = K da J_{Ic}
 c = valore di K a J_{max} o Δa_{max}

Figura 1 - Tenacità a frattura prevista in base al modello probabilistico CISE: acciaio 1CrMoV

ACCIAIO SA 533 B

PREVISIONE DI COMPORTAMENTO A FRATTURA (colate W e X)



○ = dati sperimentali
a = limite superiore per LEFM

b = K da J_{Ic}
c = valore di K a J_{max} o Δa_{max}

Figura 2 - Tenacità a fratture prevista in base al modello probabilistico CISE: acciaio SA 533 B

invecchiamento; tutti gli altri parametri del modello sembrano infatti pochissimo influenzati dall'invecchiamento stesso e potrebbero quindi essere misurati sul materiale originario. Il problema sembra quindi spostarsi sulla possibilità di determinare T_0 a partire da poche prove effettuate su materiale esercito. Attualmente sono esaminati due metodi che prevedono l'uso di campioni miniaturizzati cilindrici in prove statiche e prove di impatto su minicharpy. Per questi ultimi semplici correlazioni sono allo studio per correlare grandezze convenzionali quali $FATT_{50}$ e T_{41J} con lo spostamento in temperatura della curva di transizione: questi metodi potrebbero fornire, a basso costo, una stima di T_0 . Una verifica di quanto descritto è attualmente in corso da parte degli autori utilizzando dati (ottenuti con campioni miniaturizzati) provenienti da quattro rotori eserciti (rotori di alta, media e bassa pressione di turbina a vapore e rotore di alternatore). Lo scopo è quello di determinare i valori dei vari parametri del modello in modo da poter descrivere la curva di transizione e la sua evoluzione nel tempo.

L'ipotesi che tutte le curve di transizione appartengano proprio a un'unica famiglia, in grado di descrivere l'andamento "Tenacità-Temperatura equivalente" per qualsiasi acciaio a diversi stadi di invecchiamento, è anzi esplicitamente contenuta nella bozza di norma ASTM citata /3/. Questa ipotesi è ovviamente molto interessante per tecnici di impianto e ingegneri progettisti e pertanto un'analisi è stata effettuata utilizzando dati disponibili di due lastre di acciaio SA533B e di un forgiato in ASTM A470 (1CrMoV). L'universalità auspicata della curva ASTM non sembra però confermata (cfr. Fig. 2): la curva ASTM è risultata descrivere bene i dati provenienti da una delle lastre in SA533B e dal forgiato ma è risultata sensibilmente non conservativa per la seconda lastra di SA533B. Quanto trovato sembra suggerire che la validità universale della curva ASTM deve essere ulteriormente verificata prima di proporre la norma ASTM quale strumento per la valutazione della stabilità a frattura di componenti di grosse dimensioni.

Comunque sembra evidente come il metodo ASTM necessiti di un miglioramento che meglio descriva la transizione rispetto all'attuale analisi semplificata.

2.5 Considerazioni sulla statistica di Weibull nella zona alta della transizione

La bozza di norma ASTM propone l'uso di un modello di Weibull puro per l'analisi statistica dei dati e quindi non prende in considerazione la parte di crescita duttile sottocritica di cricca descritta dalla eq. 1 del paragrafo 2.3. Nel corso delle valutazioni sulla universalità della curva ASTM gli autori hanno verificato che considerare o non considerare il termine Δa è asintoticamente equivalente nel caso di probabilità nulla di frattura; sembra perciò ragionevole considerare Weibull come un metodo accettabile per ottenere curve minime. La differenza diviene invece significativa nella parte alta della transizione e nel caso si accetti una probabilità finita di frattura (ad esempio curve medie).

Non considerare i "campioni non rotti" nello schema ASTM sembra poi discutibile in quanto la soluzione corretta sembra facilmente disponibile. I "campioni non rotti" costituiscono casi di mancata frattura o frattura oltre il limite massimo ammesso di J-integral nella prova. Questi eventi possono essere trattati con il metodo CVM (Censored Variable Method) /8/: la probabilità di riscontrare in un certo gruppo di campioni determinati valori di tenacità è il prodotto delle corrispondenti densità di probabilità (eq. di Weibull); trovando il valore massimo per questo prodotto si ottengono i valori dei parametri del modello statistico (Metodo della Massima Verosimiglianza). La probabilità dei "campioni non rotti" è quindi semplicemente espressa come l'integrale della funzione di densità di probabilità tra

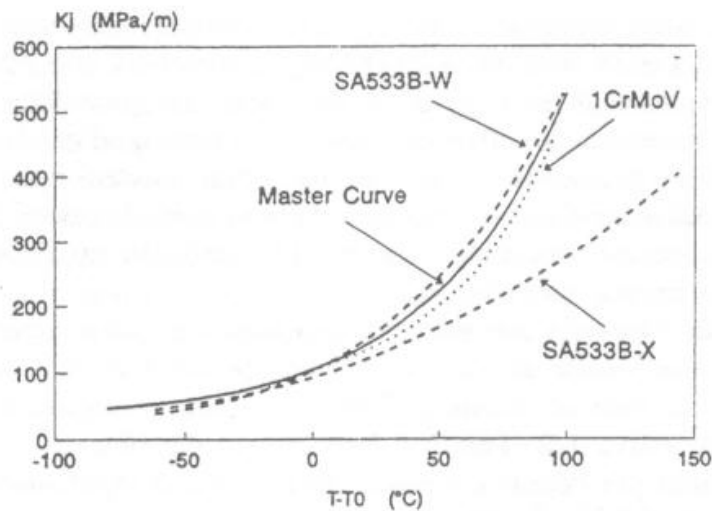


Figura 3 - Esempio di applicazione del modello di Weibull secondo ASTM agli acciai 1CrMoV e SA 533 B

l'ultimo valore valido di J e l'infinito. Come si vede non sembrano esistere ragioni per non applicare questo metodo nello standard. D'altra parte ipotizzare che escludere i "campioni non rotti" significhi evitare conservativamente errori di laboratorio non sembra corretto: gli sperimentali devono fornire dati corretti, i progettisti devono decidere quale grado di conservatività utilizzare.

Non è stato fino ad ora possibile esaminare a fondo le conseguenze della esclusione della crescita sottocritica nel metodo ASTM in termini di probabilità di frattura. Le differenze dei modelli non possono infatti essere apprezzate nelle analisi di correlazione in quanto le curve vengono ovviamente adattate ai dati sperimentali per determinare i vari parametri (best fit): l'unico metodo consiste nel vederne l'efficacia su grandi estrapolazioni. Gli autori hanno potuto verificare le estrapolabilità sino ad un fattore 10 (in dimensioni) per l'acciaio 1CrMoV e fino ad un fattore 4 per l'acciaio SA533B. I risultati sembrano indicare che le predizioni di Weibull tendono a sottostimare la resistenza di grossi componenti particolarmente nel caso di acciai ad alta resistenza ed alto *Tearing Modulus* ma i dati sperimentali disponibili non sono sufficienti a confermare questa importante conclusione.

E' evidente che una rigorosa analisi delle potenzialità del modello descritto al paragrafo 2.3 basato sul modello di Wallin e comprendente anche i "campioni non rotti" richiederebbe un numero molto elevato di prove. Questo eccede le possibilità di un singolo laboratorio e richiede, anche per una maggior validità statistica, l'uso di basi di dati generate da un grande numero di laboratori operanti in modo coordinato e controllato. E' questo un tipico caso in cui grande valore assume la cooperazione internazionale e un progetto di questo tipo è stato recentemente avviato in ambito EU (programma Material Testing and Standardization /9/).

2.6 Triassialità all'apice di cricca

L'influenza della triassialità all'apice della cricca deve essere correttamente presa in considerazione non solo nel caso di componenti ma anche quando si trattano dati ottenuti nella regione di transizione da campioni di dimensioni o geometrie diverse. Nel passato

moltissimi studi sono stati effettuati cercando di correlare l'andamento di dati ottenuti in condizioni LEFM (K_{Ic}) e in condizioni EPFM (J_{Ic} , curve J-R) con parametri destinati a sintetizzare in un singolo numero il grado di triassialità all'apice della cricca. Uno degli autori (E. Lucon) ha recentemente effettuato una ricerca bibliografica /10/ sui vari approcci di letteratura proposti in passato così come sui più recenti modelli basati sui parametri Q-stress e T-stress. Attualmente l'unico approccio che non richieda calcoli agli elementi finiti è il modello bidimensionale di Anderson & Dodds /11/ che è stato applicato dall'autore a dati ottenuti sui due tipi di acciaio sopra menzionati.

In generale per i modelli più semplici, non basati su calcoli specifici agli elementi finiti, si può notare che forniscono correlazioni che possono avere validità in condizioni LEFM, per fratture in fase di *blunting* (EPFM), o per propagazioni di cricche nella primissima parte della curva J-R. Perciò il loro uso, in combinazione con un modello di frattura basato sul punto più debole e volto a descrivere il comportamento nella zona alta della transizione, sembra di scarsa utilità.

3. METODI INGEGNERISTICI E CORRELAZIONI EMPIRICHE PER LA TRATTAZIONE DELLA FRATTURA PER CLIVAGGIO

Oltre all'applicazione di modelli teorici per ottenere dati affidabili e significativi da campioni di dimensioni ridotte, esiste la possibilità di stimare la tenacità a frattura di materiale invecchiato in esercizio tramite l'applicazione di numerose correlazioni empiriche e modelli ingegneristici presenti in letteratura. In genere questi forniscono stime dei valori critici di tenacità (K_{Ic} , J_{Ic}) a partire da prove "convenzionali" quali prove tensili o a impatto (FATT₅₀, temperature corrispondenti ad una predefinita energia, $R_{p0.2}$, R_m , ecc.). Sulla base di un'approfondita indagine bibliografica su tali correlazioni è stata recentemente completata un'analisi delle potenzialità di tali metodi applicandoli a una serie di dati disponibili relativi a materiali prelevati da componenti eserciti. I risultati ottenuti indicano che solo per una classe limitata di acciai (1CrMoV, 3.5Ni-1.8Cr, 2.5Ni-1.8Cr ecc) si possono avere utili informazioni, ma che non esiste un'unica correlazione universale per stimare la tenacità a frattura di materiali metallici in genere.

Un possibile uso di queste correlazioni potrebbe essere la conferma dei risultati di prove con campioni miniaturizzati non standard quando si hanno seri dubbi sulla loro trasferibilità al componente in esame. Nel caso si abbia un ragionevole accordo tra i valori ottenuti con i due criteri, tali valori potrebbero essere applicati (con un adeguato fattore di sicurezza) allo specifico problema di verifica della stabilità.

CONCLUSIONI

E' stato fornito un quadro delle attività CISE volte a sviluppare e verificare metodi di prova per determinare le caratteristiche di tenacità di materiali dopo prolungato esercizio. Molte di queste attività sono state condotte nell'ambito di collaborazioni internazionali ed è convincimento degli autori che procedure nel campo della metodiche di prova e dell'analisi di integrità non possano essere condotte nell'ambito di un singolo laboratorio. Purtroppo, nonostante l'utilità ed i vantaggi di attività che coinvolgano molti laboratori in diverse nazioni, negli ultimi anni è sempre più difficile reperire fondi per progetti R&D nel campo dei materiali strutturali sotto l'egida di istituzioni nazionali o internazionali. In Europa il calo

delle azioni concertate comunitarie nel campo dei materiali strutturali (COST 501) ed il declino dei fondi CECA non sono controbilanciati da altri programmi comunitari quali BRITE, BCR, COPERNICUS ecc. Su scala più vasta, VAMAS sopravvive a malapena come simbolico testimone dell'originario ambizioso trattato di Versailles. E non solo i progetti R&D di ampio respiro sono in difficoltà ma anche Round Robins di validazione delle procedure stanno diventando sempre più rari. Queste azioni interlaboratorio sono di primaria importanza per controllare la qualità dei laboratori attraverso intercalibrazioni ed è strano osservare come, in corrispondenza di sempre crescenti dichiarazioni di interesse nei confronti della qualità, questa pratica sia molto meno utilizzata di quanto non lo fosse nel passato.

BIBLIOGRAFIA

- /1/ Lucon, E., Bicego, V., D'Angelo, D. and Fossati, C., "Evaluating a Service-Exposed Component's Mechanical Properties by Means of Subsize and Miniature Specimens", Small Specimen Test Techniques Applied to Nuclear Reactor Vessel Thermal Annealing and Plant Life Extension, ASTM STP 1204, Corwin, Haggag and Server Eds., 1993, 311-323.
- /2/ Wallin, K., Saario, T., Torronen, K. and Forstén, J., "Mechanism Based Statistical Evaluation of the ASME Reference Fracture Toughness Curve", 5th Int. Conf. on Pressure Vessel Technology, San Francisco, CA (9-19 Sept 1984).
- /3/ Test Practice (Method) for Fracture Toughness in the Transition Range, Draft 5, Rev.3-3-93, ASTM (confidential, circulation restricted).
- /4/ Wallin, K., "Statistical Modelling of Fracture in the Ductile-to-Brittle Transition Region", Defects Assessment in Components - Fundamentals and Applications, ESIS/EGF9, Blauel and Schwalbe Eds., MEP Publ. London, 1991, 415-445.
- /5/ Lin, T., Evans, A.G. and Ritchie, R.O., "A Statistical Model of Brittle Fracture by Transgranular Cleavage", J. Mech. Phys. Solids **34**, 447-497 (1986).
- /6/ Bicego, V., Elli, A. and Rinaldi, C., "A Predictive Approach to Cleavage Fracture Events in the Transition Region", Engng. Fracture Mechanics, Vol. 45, 1993, 587-598.
- /7/ Bicego, V., Elli, A. and Rinaldi, C., "Prediction of Cleavage Fracture Probability for Ferritic Steels in the Transition Region", Fracture Mechanics: 25th volume, ASTM STP 1220, F. Erdogan and Ronald J. Hartranft, Eds. American Society for testing and Materials, Philadelphia, 1994 /to be publ./.
- /8/ Mood, A.M., Grayhill, F.A. and Boes, D.C., "Introduction to the Theory of Statistics", Third Edition, pp.103-104, McGraw-Hill, New York (1983).
- /9/ "Fracture Toughness of Steel in the Ductile to Brittle Transition Regime", Measurement and Testing, Area 2: Sectorial Testing, March 1994.
- /10/ Lucon, E., "Il ruolo del crack tip constraint nel comportamento a frattura di un materiale metallico", Topical Report CISE-SMS-93-34 for ENEL/CRAM grant ISMAT (1993) [in Italian, classified].
- /11/ Anderson, T.L. and Dodds, R.H., Jr., "Specimen Size Requirements for Fracture Toughness Testing in the Transition Region", J. of Testing and Evaluation, JTEVA, Vol.19, N°2, 1991, 123-134.
- /12/ Lucon, E., "Applicazione di correlazioni empiriche per la valutazione della tenacità a frattura di materiali metallici", Topical Report CISE-SMS-94-34 for an internal grant (1994) [in Italian, classified].