

DANNEGGIAMENTO DA CREEP IN ACCIAI: MISURE E MODELLIZZAZIONE

H. Stamm, A.-M. Morrissey, R. Scholz, U. von Estorff

Commissione delle Comunità Europee
Istituto per i Materiali Avanzati
Centro Comune di Ricerca-Stabilimento di Ispra
21020 Ispra (Varese)

La valutazione del danneggiamento microstrutturale in condizioni di esercizio mediante tecniche non distruttive è essenziale per una migliore previsione della vita residua dei componenti strutturali. In questo lavoro viene presa in considerazione la determinazione del danneggiamento da creep con misure ultrasonore. Si è ottenuta una buona concordanza con i risultati basati sulla metallografia quantitativa secondo il metodo del parametro 'A'. Considerando anche modelli teorici, se ne deriva una relazione fra le quantità misurate e una variabile che rappresenta il danneggiamento applicabile per una stima della vita residua.

INTRODUZIONE

La valutazione quantitativa del danneggiamento da creep in componenti operanti a temperature elevate ed in pressione è importante per migliorare l'affidabilità della previsione di vita residua. A questo scopo negli anni scorsi ha suscitato un particolare interesse l'applicazione di tecniche non distruttive, come i metodi ultrasonori, per determinare la degradazione microstrutturale del materiale legata alla formazione di microcavità e microcricche sui bordi di grano. L'obiettivo di questo lavoro è di valutare metodologie quantitative per la misura del danneggiamento, paragonando risultati ottenuti con tecniche diverse sugli stessi campioni. Questo confronto è basato sull'introduzione di una variabile di danneggiamento che permette anche la descrizione dell'effetto della degradazione microstrutturale sul comportamento meccanico tramite modelli costitutivi.

In questo lavoro si considerano diversi acciai (austenitici e ferritici) sottoposti a creep che sono stati esaminati mediante ultrasuoni (misura della velocità delle onde e della loro attenuazione) e indagini metallografiche quantitative (parametro 'A'). I dati più completi sono stati ricavati da un acciaio austenitico ad alto tenore di manganese, AMCR 0033, in cui il danneggiamento da creep si manifesta con la formazione di cricche intergranulari. Derivando una relazione fra la variabile di danneggiamento (un parametro correlato con la densità e la dimensione delle cricche) ed i risultati sperimentali, diventa possibile un confronto diretto fra le due tecniche di analisi. Si dimostra la concordanza dei risultati di questi due metodi entro i limiti dell'errore. Questi risultati vengono messi a confronto con quelli ottenuti in acciai ferritici basso legati ed in base ai modelli utilizzati si interpretano le differenze osservate.

CREEP IN AMCR 0033

Una serie di prove di creep uniassiale è stata condotta su un acciaio austenitico ad alto tenore di manganese (AMCR 0033) che è stato fornito dalla ditta Creusot Loire come lastra di uno spessore di 30 mm nella condizione 'solution annealed'. La composizione chimica è data in Tabella I

C	Cr	Mo	Mn	P	Cu	S
0.1	10.1	0.065	17.3	0.02	<0.06	0.008
Si	Al	Pb	Ni	B	V	N
0.55	<0.005	<0.0001	<0.1	0.0025	0.015	0.2

Tab. I Composizione chimica del AMCR 0033 in % in peso

La dimensione del grano è di 70 μm . Le prove di creep (circa 45) sono state condotte fino alla rottura o interrotte soprattutto durante la fase del creep terziario o alla fine della fase secondaria. Sono stati utilizzati provini piatti con due facce parallele distanti 6 mm e una zona utile di 50 mm. La sollecitazione σ_0 di 80 MPa, 100 MPa, 120 MPa e 150 MPa veniva applicata alla temperatura di 923K. I tempi di rottura osservati erano nell'intervallo di una settimana per la sollecitazione più alta e di circa un anno per quella più bassa. Secondo il carico, la deformazione ϵ_f alla rottura variava da 1.5% a 6.8%.

Il modello di Kachanov-Rabotnov [1] è molto utile per la descrizione fenomenologica del creep nella fase secondaria e terziaria. In questo modello si prende in considerazione il danneggiamento tramite una variabile fenomenologica D che è uguale a zero nel materiale non danneggiato. Si assume che il cedimento avviene al valore $D = 1$. Il modello costitutivo è dato dalle equazioni

$$\dot{\epsilon}_{cr} = \frac{B\sigma^n}{(1-D)^n} \quad (1) \quad \dot{D} = \frac{\sigma^v}{C(1+\mu)(1-D)^\mu} \quad (2)$$

per la velocità di creep $\dot{\epsilon}_{cr}$ e la velocità di incremento \dot{D} . σ è la sollecitazione applicata. Il valore di B , C e degli esponenti n , μ , v , costanti del materiale, sono riportati in Tab. II

$B = 1.10 \times 10^{-19}$ [MPa, h]	$n = 6.9$
$C = 1.10 \times 10^{14}$ [MPa, h]	$v = 5.4$
	$\mu = 17.4$

Tab. II Parametri del modello Kachanov-Rabotnov per creep uniassiale nel AMCR 0033 alla temperatura di 923K

Integrando l'equazione (2) si può dimostrare che, nel caso di sollecitazione costante, la variabile D dipende soltanto dal tempo normalizzato t/t_f dove t_f è il tempo di rottura. Quest'ultimo è stato esaminato calcolando la variabile di danneggiamento con l'equazione seguente dalle curve di creep registrate durante la prova:

$$D = 1 - \left(\frac{\dot{\epsilon}_{\min}}{\dot{\epsilon}_{cr}} \right)^{1/n} \quad (3)$$

Si ottiene l'equazione (3) invertendo l'equazione (1). $\dot{\epsilon}_{\min}$ è la velocità minima di creep osservata in ogni prova. In Fig. 1 sono riportati i valori di D che ne risultano insieme alla curva teorica calcolata dall'equazione (2). Si può osservare una dispersione dei dati attorno a questa curva. Non si vede però una deviazione sistematica correlata alla sollecitazione applicata. La deformazione massima era sempre meno di 6.8%, per cui la condizione della sollecitazione costante è soddisfatta in modo approssimativo. È evidente inoltre dalla Fig. 1 che D è minore di 0.1 per circa 85% della vita di un provino di creep.

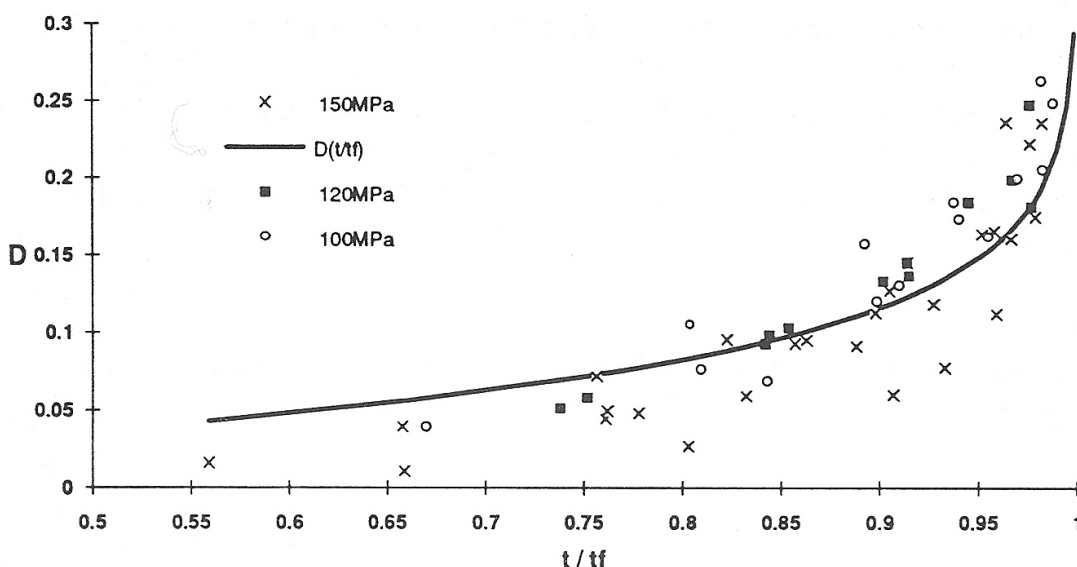


Fig. 1 Parametro di danneggiamento D calcolato dalle curve di creep per diverse sollecitazioni σ_j . La curva è calcolata dalle equazioni (1) e (2)

L'esame metallografico dei provini dopo creep rivela microcricche intergranulari che, in generale, sono costituite da 1 a 2 facce di bordi di grano. Nelle vicinanze della superficie di rottura le microcricche tendono a coalescere per formare cricche più lunghe. È evidente un orientamento preferenziale delle cricche che è perpendicolare alla direzione della sollecitazione applicata, come verrà discusso in seguito. La formazione di cricche intergranulari viene attribuita alla formazione rapida di precipitati intergranulari di carburi nell'ambito delle temperature di prova [2]. Questo causa un comportamento piuttosto fragile del materiale sottoposto a creep. Alle sollecitazioni indicate sopra non è stata osservata alcuna strizione dei provini.

Queste osservazioni permettono di applicare il modello di Hutchinson [3] che descrive l'effetto di una bassa concentrazione di microcricche distribuite in una matrice che segue la legge di Norton $\dot{\epsilon}_{cr} = B\sigma^n$. L'effetto delle microcricche su $\dot{\epsilon}_{cr}$ si esprime tramite un parametro adimensionale η che è proporzionale alla densità N di cricche di raggio a :

$$\eta = \frac{4\pi}{3} N a^3 \quad (4)$$

Nel caso di una distribuzione di cricche con raggi variabili, ad a^3 va sostituito il valore medio $\langle a^3 \rangle$. Con questo parametro la legge per la velocità di deformazione diventa

$$\dot{\epsilon}_{cr} = B\sigma^n [1 + \eta f(n)] \quad \text{con} \quad f(n) = \frac{3}{\pi} \frac{n+1}{(1+\frac{3}{n})^{1/2}} \quad (5)$$

Siccome la variabile di danneggiamento D non supera il valore 0.1 durante la maggior parte della vita di un campione, si può arrivare ad un'interpretazione microstrutturale di D paragonando l'eq. (5) con una versione linearizzata della (1). Risulta la relazione

$$D = \frac{3}{\pi} \frac{n+1}{n} \frac{1}{(1+\frac{3}{n})^{1/2}} \eta = 0.91\eta \quad (\text{per } n = 6.9) \quad (6)$$

che è molto utile per trovare una correlazione tra la variabile D e le misure sperimentali di danneggiamento che spesso dipendono da η .

MISURE ULTRASONORE DEL DANNEGGIAMENTO DA CREEP

Negli anni scorsi si è studiato in molti gruppi di ricerca il potenziale di tecniche ultrasonore non distruttive per la rivelazione del danneggiamento da creep [4]. Lo sviluppo di difetti in forma di cavità o microcricche sui bordi di grano cambia localmente i moduli elastici del materiale policristallino risultando in una diminuzione della velocità di propagazione delle onde ultrasonore. Come osservato in molti altri materiali, nell'AMCR si sviluppa un'anisotropia causata dall'orientamento preferenziale delle cricche intergranulari. Quindi dopo creep, anche il materiale da principio isotropo presenta una simmetria del tipo isotropia trasversale e la velocità ultrasonora dipende dalla direzione di propagazione delle onde. Soltanto per direzioni di propagazione speciali si possono trovare modi puri, i.e. modi per cui la velocità delle particelle è o parallela o perpendicolare rispetto alla direzione di propagazione. Così, tranne il modo longitudinale, esistono due modi di taglio con velocità di propagazione diverse dei quali uno è polarizzato parallelo (v_{\parallel}) e l'altro perpendicolare (v_{\perp}) alla direzione preferenziale che coincide con la direzione della sollecitazione. Come misura caratteristica per l'anisotropia indotta del danneggiamento viene preso il rapporto

$$q = \frac{v_{\parallel} - v_{\perp}}{v_{\parallel}} - q_0, \quad q_0 = \left(\frac{v_{\parallel} - v_{\perp}}{v_{\parallel}} \right)_{\text{iniziale}} \quad (7)$$

dove q_0 descrive un'eventuale anisotropia iniziale.

Le velocità ultrasonore sono state ricavate tramite una misura 'tempo di volo' utilizzando il metodo 'pulse-echo'. In ciascun provino le misure sono state effettuate nelle teste e lungo la zona utile prima e dopo la prova di creep. Le onde ultrasonore erano generate con trasduttori fortemente smorzati con una frequenza nominale di 10 MHz per le onde longitudinali e 5 MHz per le onde trasversali e polarizzate. La lunghezza delle onde di ca. 0.6 mm era molto più lunga della dimensione caratteristica di una microcricca. Il diametro del cristallo del trasduttore era 6.35 mm.

Con questo metodo si raggiunge una riproducibilità di $\pm 0.15\%$ delle velocità misurate in un punto definito. Nel caso dell'anisotropia q la riproducibilità era ancora migliore. Per separare gli effetti che influenzano la velocità ultrasonora e che non sono attribuibili al danneggiamento da creep, si è considerata sia l'influenza dell'invecchiamento causato dal trattamento termico, di diversa durata, durante la prova di creep che l'effetto di una tessitura indotta dalla deformazione [5]. Risulta che questi effetti possono essere trascurati nelle condizioni delle prove considerate.

Un risultato caratteristico è mostrato in Fig. 2. I punti rappresentano il cambiamento della velocità relativo ad un campione di riferimento. A causa dell'orientamento preferenziale delle microcricche si misura un'anisotropia q come definita nell'eq. (7). Tutti e due i provini erano sottoposti allo stesso carico alla temperatura di 923K e mostrano un cambiamento dell'anisotropia che è molto simile nel provino rotto e quello non rotto. Si può osservare un gradiente verso il centro del provino non rotto oppure verso la superficie di rottura nel provino rotto. I gradienti sono probabilmente dovuti ad una inomogeneità geometrica dei provini non ancora sottoposti a creep che presentano una lieve riduzione di area ($< 0.5\%$) nella parte centrale della zona utile.

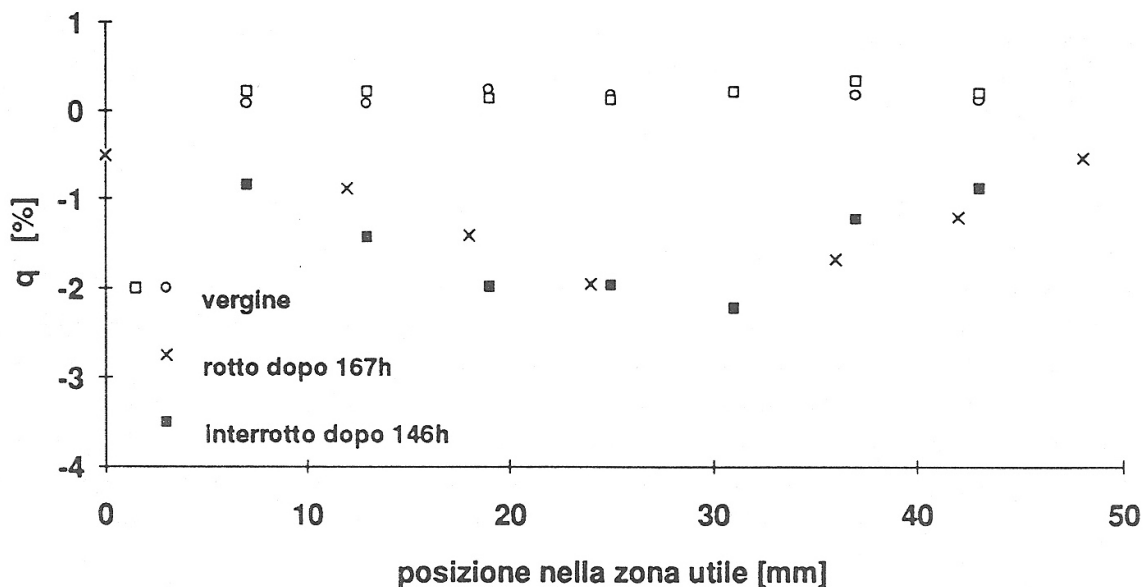


Fig. 2 Misura dell'anisotropia q in provini sottoposti al creep a 923K con una sollecitazione iniziale di 150 MPa

Questi risultati possono essere interpretati utilizzando delle teorie del 'multiple scattering' o del 'effective medium' [6,7] che descrivono l'effetto di una distribuzione di cavità o microcricche sui moduli elastici. Nel caso di una distribuzione di microcricche, i moduli elastici dipendono dal parametro η che caratterizza la densità delle cricche (vedi eq. (4)). La densità di massa non si cambia poiché si assume che una cricca ideale non abbia volume. Per l'approssimazione del comportamento elastico dell'AMCR 0033 danneggiato, viene applicata la soluzione per i moduli elastici di cricche circolari che sono disposte in modo casuale lungo la stessa direzione in una matrice elastica [7]. Da questa soluzione si può derivare l'anisotropia

$$q = 1 - \sqrt{1 + \frac{4(1-\nu_0)}{\pi(2-\nu_0)} \eta} \quad (8)$$

come definita nell'eq. (7). È sufficiente considerare la versione linearizzata della (8)

$$q \approx -\frac{2(1-\nu_0)}{\pi(2-\nu_0)} \eta = -0.27 \eta \quad (9)$$

poiché in tutti le misure è stato osservato che $q \ll 1$. Il fattore di proporzionalità per l'AMCR 0033 si calcola mettendo $\nu_0 = 0.26$.

Combinando le equazioni (6) e (9), segue la relazione

$$D = \frac{3(2-\nu_0)(n+1)}{2(1-\nu_0)n(1+\frac{3}{n})^{\frac{1}{2}}} |q| = 3.38 |q| \quad (10)$$

fra la variabile di danneggiamento D e l'anisotropia. I valori massimi osservati in provini rotti vicino alla superficie di rottura ammontavano a circa 2.5% e da questi risultava con l'equazione (10) un valore di $D \approx 0.085$ per la variabile di danneggiamento. Come si vede dalla Fig. 1 questo valore corrisponde a un tempo di vita consumato $t/t_f \geq 0.8$ al punto di misura. Il fatto che il provino è già rotto è dovuto alla distribuzione disomogenea del danneggiamento nella zona utile. La rottura avviene nella sezione più sottile. Verso la fine del tempo di vita la crescita del danneggiamento nelle altre parti della zona utile ritarda rispetto alla zona con il danneggiamento concentrato perché la velocità di incremento di D dipende in modo fortemente non lineare dal valore attuale del danneggiamento (vedi eq. (2) e Tab. II). Il paragone dei risultati in provini rotti e non rotti evidenziato in Fig. 2 appoggia questa interpretazione. Nel provino non rotto che ha raggiunto l'87% del tempo di vita di quello rotto, si osserva lo stesso livello di danneggiamento. Il danneggiamento nelle immediate vicinanze della rottura non può essere risolto con maggiore definizione spaziale perché la larghezza finita del raggio ultrasonoro non lo permette.

Nonostante la semplicità dei modelli applicati, l'ordine di grandezza degli effetti è ben riprodotto. Inoltre si vede che le misure della velocità ultrasonora sono consistenti con l'approccio della meccanica del continuo per quantificare il livello di danneggiamento.

In [5] sono anche riportate misure dell'attenuazione ultrasonora che è per la maggior parte dovuta allo scattering delle onde ai bordi di grano. Risulta che con la risoluzione disponibile

non si può distinguere in modo affidabile l'effetto dello scattering supplementare dovuto alle microcricche.

METODO METALLOGRAFICO (PARAMETRO 'A')

L'esame metallografico fornisce l'informazione più diretta del danneggiamento. È necessaria però una valutazione quantitativa del danneggiamento visibile sulla sezione metallografica per confrontare i risultati con quelli ottenuti con altri metodi. In questo lavoro viene utilizzato il metodo del parametro 'A' [8] che è ben adatto a valutare una distribuzione di microcricche intergranulari. Il parametro 'A' (A) è definito come la frazione di bordi di grano rotti rispetto ai bordi totali presenti nel campione e intercettati da una linea retta parallela alla direzione della sollecitazione principale:

$$A = \frac{\text{numero di bordi di grano rotti intercettati dalla linea retta}}{\text{numero totale di bordi di grano intercettati dalla linea retta}} \quad (11)$$

Il parametro 'A' è stato valutato in posizioni dove prima è stata determinata la velocità delle onde ultrasonore. La misura veniva effettuata osservando la sezione metallografica in microscopia ottica a 100 ingrandimenti. Per ottenere un valore di A con un significato statistico, devono essere contati ca. 400 bordi di grano. L'incertezza dei valori A è di ± 0.03 dovuta all'incertezza nell'identificazione dei bordi di grano rotti. Così si spiega anche la media di $A \approx 0.05$ osservata nelle teste non danneggiate. Un esempio caratteristico per la variazione di A nella zona utile di provini rotti è mostrato in Fig. 3

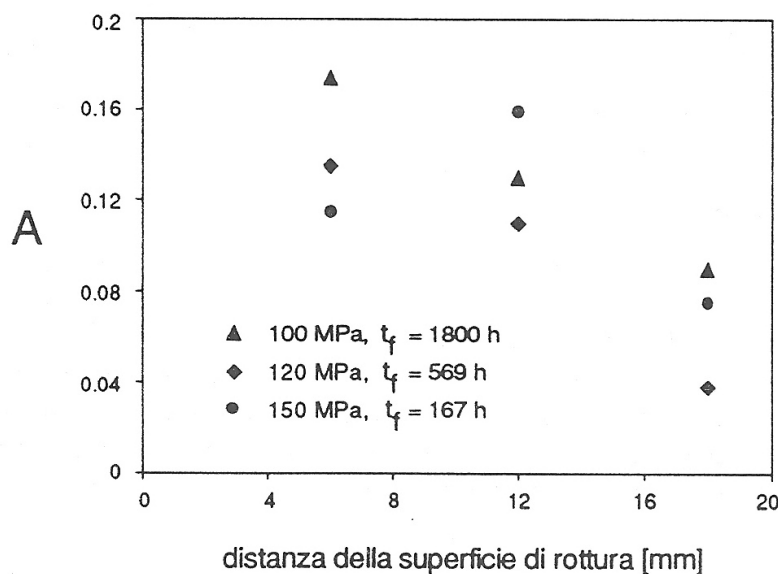


Fig. 3 Il parametro 'A' come funzione della posizione nella zona utile. t_f : tempo di rottura della prova creep

Per un confronto quantitativo con i risultati di altri metodi di misura del danneggiamento da creep, si deve cercare la correlazione del parametro 'A' con η , il parametro che è correlato

con la densità delle cricche. A questo scopo si dovranno utilizzare considerazioni statistiche come dettagliato in [9]. Quanto alla distribuzione delle microcricche si assume che:

- le cricche sono disposte in modo casuale ed uniforme sulla scala di un elemento di volume macroscopico
- le cricche possono essere considerate circolari in modo approssimativo
- le cricche mostrano un'orientamento preferenziale rispetto ad un'asse di simmetria
- le correlazioni fra la dimensione e l'orientamento delle cricche sono trascurabili. In più, il numero dei bordi di grano che fanno parte di una cricca non è correlato alla dimensione delle facce rotte
- la struttura granulare è simulata utilizzando una tassellatura (mosaico) del tipo Poisson-Voronoi [10]

Come già osservato da Riedel [11], si può dimostrare che il parametro 'A' è proporzionale al parametro η . Il fattore di proporzionalità è determinato dalla dimensione delle cricche, la distribuzione statistica dell'orientamento e dalla dispersione della dimensione delle cricche secondo la formula

$$A = 1.55 \frac{Q}{\langle z_f \rangle} F_A \eta \quad (12)$$

Valori per Q si trovano nella Tab. III calcolati per distribuzioni semplici dell'orientamento. $\langle z_f \rangle$ è il numero medio di bordi di grano rotti ed uniti come appaiono in una sezione metallografica piana.

tipo della distribuzione	$p_\gamma(\gamma)$	Q
casuale	$2/\pi$	0.637
orientamento preferenziale	$\cos\gamma$	0.785
orientamento preferenziale	$4/\pi \cos^2 \gamma$	0.849
allineato	$\delta(\gamma)$	1

Tab. III Il fattore di orientamento Q per diverse densità della distribuzione di probabilità. γ è l'angolo fra la normale del piano della cricca e l'asse preferenziale. Nel caso allineato, il piano delle cricche è orientato perpendicolare all'asse di simmetria.

La funzione F_A , come riportata in Fig. 4, dipende in prima approssimazione soltanto dalla varianza $D = \langle l_c^2 \rangle - \langle l_c \rangle^2$ delle lunghezze delle cricche l_c che sono visibili sulla sezione metallografica.

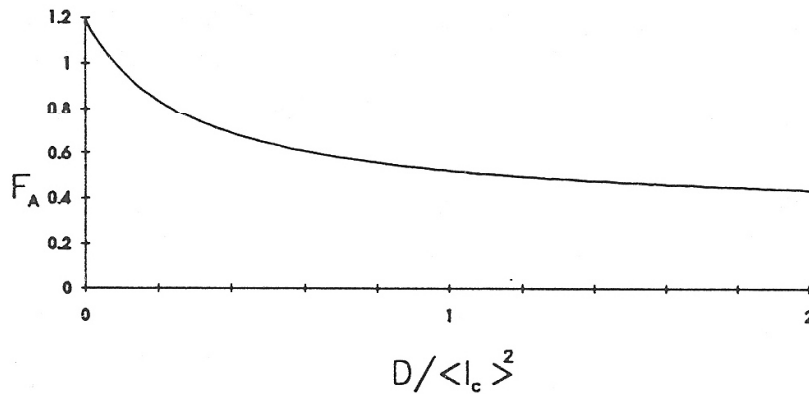


Fig. 4 Dipendenza della funzione F_A dalla varianza delle lunghezze delle cricche

Basando sulla valutazione con metodi di metallografia quantitativa in [9], risulta

$$A \approx 0.68 \eta \quad (13)$$

come approssimazione ragionevole per l'AMCR 0033. Inserendo (13) in (6) o (9) ne seguono le relazioni lineari

$$D = 1.34 A \quad \text{e} \quad A = 2.5 |q| \quad (14)$$

I valori del parametro 'A' vicino alla superficie di rottura, molto simile ai casi precedenti, indicano una frazione della vita spesa di circa 90% come mostrato nella Fig.3. La Fig. 5 mostra un paragone più dettagliato dove i risultati sperimentali per q e A sono stati messi a confronto. La linea solida rappresenta la seconda delle equazioni (14) tenendo conto di un valore iniziale di 0.05 che corrisponde al valore di A misurato nel materiale non danneggiato. Le linee tratteggiate illustrano l'incertezza nella valutazione del parametro 'A'. La maggior parte dei dati si trova fra le due linee tratteggiate mostrando, nonostante la dispersione, una soddisfacente correlazione con la predizione teorica. La deviazione sistematica dalla linea teorica per valori di q e A relativamente alti può essere attribuita al fatto che la formula (9) è fondata su un allineamento parallelo delle cricche.

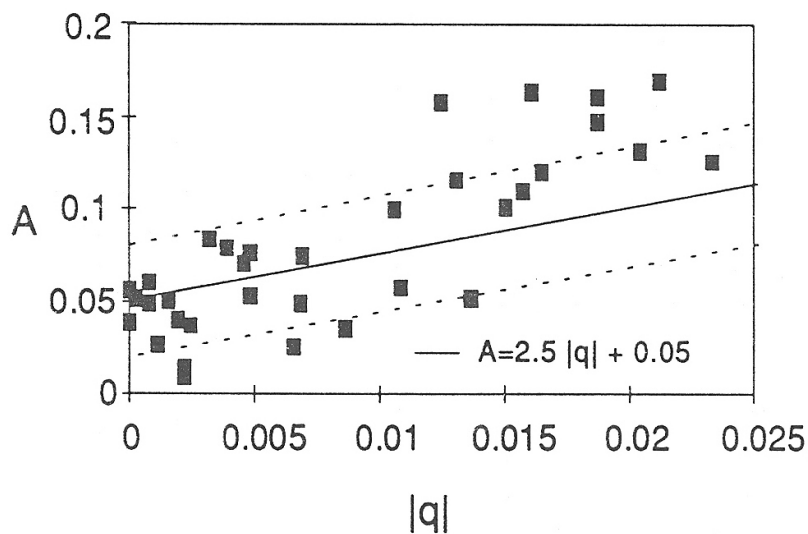


Fig. 5 Il parametro 'A' in funzione dell'anisotropia q .

CONFRONTO CON ACCIAI FERRITICI

La misura del danneggiamento da creep in acciai ferritici basso legati è stata esaminata nel quadro del programma COST, Work Package 5C [12]. Fra gli altri metodi è stata applicata la misura della velocità ultrasonora (Institut für zerstörungsfreie Werkstoffprüfung Saarbrücken, CCR-IAM Ispra) e il metodo del parametro 'A' (Max-Planck-Institut für Metallforschung, Stuttgart) in acciai 13 Cr Mo 4 4 e 14 Mo V 6 3 (utilizzati in servizio e non). Il meccanismo caratteristico di danneggiamento in questi acciai è la nucleazione di cavità sui bordi di grano e la crescita successiva con coalescenza che porta alla formazione di microcricche. La crescita vincolata [13] è spesso considerata come meccanismo più probabile di crescita della cavitazione, specie dopo i primi stadi di nucleazione. Secondo questo meccanismo avviene uno scaricamento del bordo di grano cavitato perché la deformazione locale risultante dalla crescita delle cavità non può essere compensato dal deformarsi della matrice circostante. Ciò significa che per quanto attiene all'effetto sul creep, il bordo di grano cavitato si comporta come una cricca. Contando i bordi di grani cavitati invece delle cricche, il parametro 'A' è una procedura valida per valutare il grado del danneggiamento. L'effetto di un bordo di grano cavitato sul comportamento elastico, rilevante per le misure ultrasonore, è però molto inferiore a quello di un bordo completamente rotto. Quindi, secondo questa considerazione, l'effetto del danneggiamento sulla velocità ultrasonora è meno significativo che nel caso dell'AMCR 0033. In questo caso la diminuzione della velocità è in relazione con la densità di volume delle cavità. Questo fatto è importante per la modellizzazione del danneggiamento da creep basato su misure ultrasonore. Modelli validi per il meccanismo della crescita vincolata di cavità come quelli di Hutchinson o Riedel [3,11] contengono sempre la quantità η dove a diventa una misura per la dimensione del bordo di grano cavitato. Quindi la relazione fra il cambiamento della velocità ultrasonora e η è determinata da un fattore di proporzionalità inferiore a quello dell'eq. (9).

Le misure della velocità ultrasonora in provini di acciai ferritici mostrano che, tenendo conto della precisione della misura, l'effetto della cavitazione è in concordanza con le misure della densità di massa. Il confronto con i risultati per il parametro 'A' è meno favorevole che nel caso dell'AMCR 0033 per le ragioni discusse sopra.

CONCLUSIONI

Gli studi del danneggiamento da creep nell'acciaio austenitico tipo AMCR 0033 utilizzando misure ultrasonore e metodi di metallografia quantitativa mostrano che queste due procedure danno risultati consistenti. È stata possibile un'interpretazione quantitativa delle misure della velocità ultrasonora sulla base della distribuzione dei difetti microstrutturali. Questo è molto importante perché permette di paragonare i risultati così ottenuti con altre misure, riferendosi alla stessa quantità microstrutturale che caratterizza il danneggiamento. Ciò permette inoltre di mettere in relazione variabili fenomenologiche di danneggiamento con osservazioni microstrutturali come dimostrato per il semplice caso delle equazioni costitutive di Kachanov/Rabotnov. Nella precisione delle misure effettuate si osserva una buona concordanza delle misure con i valori della variabile di danneggiamento come risultano da considerazioni basate sulla meccanica del continuo.

La consistenza dei risultati trovata in questo lavoro e la loro interpretazione teorica possono servire come punto di partenza per valutare l'effetto del danneggiamento da creep, per

esempio sulla velocità ultrasonora, in altri materiali. Mentre nel caso dell'AMCR 0033 la precisione della misura della velocità ultrasonora è paragonabile o superiore al metodo del parametro 'A', questo non è più necessariamente valido se si cambia il meccanismo microstrutturale del danneggiamento. La formazione di cavità invece di microcricche, come osservato in alcuni acciai ferritici basso legati, ha un'effetto minore sulla misura ultrasonora favorendo così il metodo metallografico. È indispensabile quindi un esame accurato anche degli aspetti microstrutturali per valutare l'applicabilità di un metodo o dell'altro per la determinazione del danneggiamento da creep.

BIBLIOGRAFIA

- [1] Kachanov, L. M., IZV. Akad. Nauk. S.S.R., Otd Tekh. Nauk. **8**, (1958) 26-31
Rabotnov, Y.N., "Proc. XII Congr. of Applied Mechanics", p. 342-349, Springer Verlag Berlin (1968)
- [2] Ruedl, E., Matera, R. e G. Valdré, J. of Nuclear Materials **151** (1988) 238-244
- [3] Hutchinson, J.W., Acta Metall. **31** (1983) 1079-1088
- [4] Stamm, H., European Journal of NDT **1** (1992) 169-178
- [5] von Estorff, U., e H. Stamm, in: Proceedings of the Fifth International Conference on Creep of Materials, Lake Buena Vista, Florida, USA, 18-21 May 1992, pp. 287-296
- [6] Piau, M., Int. J. Engng. Sci **18** (1980)549-568
- [7] Zhao, Y.H., Tandon, G.P. e G.J. Weng, Acta Mechanica **76** (1989) 105-130
- [8] Shammass M.S., Proc. of the Conf. on Life Extension and Refurbishment of Steam Plants", Institution of Mechanical Engineers, London, (1987), 289-299
- [9] Stamm, H. e U. von Estorff, to be published in the Proceedings of the International Conference 'Behaviour of Defects at High Temperatures', 30th March -3rd April 1992, Sheffield U.K.
- [10] Stoyan, D., Kendall W.S. e J. Mecke, 'Stochastic Geometry and Its Applications', John Wiley & Sons, Chichester (1987)
- [11] Riedel, H., Int. J. Pres. Ves. & Piping **339** (1989) 119-134
- [12] Marriott, J.B., COST 501 RoundII, Advanced Materials for Power Engineering Components, Annual Report 1990, EUCO/MCS/06/91 (1991)
- [13] Dyson, B.F., Material Science **10** (1976) 349-353