

INFLUENZA DEL NECKING SULLA CURVA DI CREEP

V Lupinc, M Maldini
CNR - ITM, Via Induno 10, 20092 Cinisello Balsamo

SOMMARIO Viene qui studiata l'influenza delle deviazioni sperimentali dalle condizioni nominali delle prove di creep in trazione a carico e temperatura costanti sulla formazione del necking in materiali fortemente addolcenti e che non soffrono di cavitazione a bordo grano durante il creep. Vengono inoltre valutate le condizioni per le quali il necking esercita un'influenza rilevante sulle curve di creep di superleghe monocristalline.

1. INTRODUZIONE

La deformazione dovuta al necking può influenzare parte della curva di creep. Nello studio delle leggi costitutive del creep basate sui modelli fisici del materiale, è quindi importante conoscere le condizioni per le quali l'influenza del necking sul creep diventa rilevante e non può essere trascurata.

Nel presente lavoro viene esaminata la formazione del necking in una prova di creep in trazione, dovuta a deviazioni sperimentali dalle condizioni nominali di prova e a variazioni nelle proprietà del materiale. I materiali maggiormente qui analizzati sono le superleghe monocristalline che presentano un comportamento fortemente addolcente con la deformazione e nessun danneggiamento per cavitazione ai bordi dei grani.

2. CREEP MONOASSIALE IN TRAZIONE

Nella classica prova di creep monoassiale in trazione a carico costante la sezione resistente si riduce con la deformazione comportando un aumento della tensione applicata e quindi un'accelerazione della deformazione. Se non subentrano altri meccanismi, la rottura del provino avviene quando la sezione viene ridotta a zero (1), o meglio, quando vengono raggiunte le condizioni di rottura di schianto (2). Altri meccanismi di danneggiamento possono anticipare la rottura, per esempio la cavitazione e l'attacco ambientale, che agiscono entrambi riducendo la sezione resistente, oppure la crescita della densità delle dislocazioni libere nel materiale, che agisce accelerando la velocità di creep.

Il necking, cioè la riduzione localizzata della sezione, è un ulteriore fattore che accelera la velocità di creep. Esso trae la sua origine non da meccanismi di danneggiamento fisici, quanto piuttosto dal fatto che il processo di creep risulta essere un processo intrinsecamente instabile. Infatti dopo un breve intervallo che si verifica all'inizio, quando l'incrudimento del primario prevale sull'addolcimento, si passa ad uno stadio di deformazione instabile che esalta le irregolarità di sezione del provino. L'autoalimentazione dell'instabilità si manifesta in prove di trazione a carico costante come in quelle a tensione costante, in prove a momento costante in torsione e anche in prove a carico costante in compressione. In quest'ultimo caso il fenomeno avviene purché l'addolcimento del materiale superi l'effetto decelerante dovuto alla diminuzione della tensione applicata durante la prova stessa; le superleghe e molte altre leghe per l'ingegneria si comportano in questo modo.

Le disomogeneità che provocano il necking possono essere di natura diversa:

- irregolarità di forma (sezione del provino leggermente variabile);
- disomogeneità del materiale (composizione chimica o microstruttura variabile lungo il provino);
- disomogeneità del campo termico in cui si trova immerso il provino.

Importante è sapere se e quando l'amplificazione di tali disomogeneità che avviene durante il creep è in grado di ridurre significativamente la vita del campione.

Fra le possibili perturbazioni sono state qui analizzate:

- l'influenza delle deviazioni a onda lunga della sezione del provino dal suo valore medio dovute alla lavorazione (le norme tollerano deviazioni fino a $\pm 0,01$ mm del diametro), non considerando l'effetto intaglio né alcun altro effetto imputabile alla triassialità delle tensioni;
- l'influenza delle disomogeneità strutturali del materiale;
- l'influenza delle deviazioni del campo di temperatura dal suo valore medio mentre lo scostamento della temperatura media e la sua variazione nel tempo non vengono considerate (la norma prevede limiti per la somma di tutti questi aspetti di deviazione della temperatura che però non tratta singolarmente).

Per semplicità vengono trascurate:

- la parte decelerante del creep primario che per molti materiali è una semplificazione realistica (3);
- il momento flettente sia perché tende a esaurirsi dopo piccole deformazioni di creep sia perché produce una disomogeneità longitudinale e non trasversale nel provino, e quindi non dà luogo a strizioni localizzate lungo l'asse del provino.

La zona utile del provino di forma assialsimmetrica ha un diametro medio iniziale di 5 mm ed una lunghezza iniziale di 25 mm e viene suddiviso per il calcolo numerico in un elevato numero di dischi sottili per i quali viene ipotizzato che non risentano di alcun effetto di multiassialità delle tensioni.

3. IL MODELLO COSTITUTIVO

Nello studio del creep di superleghe monocristalline la legge che si basa sull'aumento delle dislocazioni mobili proporzionale alla deformazione, descritta dalla seguente espressione:

$$\dot{\epsilon} = \dot{\epsilon}_0 (1 + C\epsilon) \quad (1)$$

ha dato ottimi risultati (3,4). L'addolcimento del materiale durante il creep è caratterizzato dal parametro C che assume tipicamente valori da 100 a 1000 e quindi valori molto più elevati di 40, valore scelto per l'analisi numerica di materiali soggetti anche a danneggiamento da cavitazione ai bordi dei grani da Tvergaard (5).

Per il calcolo dei parametri $\dot{\epsilon}_0(\sigma, T)$ e $C(\sigma)$ della lega SRR 99 (3) sono state usate curve di creep fino allo $0,7 t_r$ dopo aver verificato sperimentalmente che il necking diventava rilevante soltanto nell'ultimo 10 % di vita del campione. Il valore dell'esponente di Norton $n = 7$ ha portato a valori di C fra 100 e 400. Nell'estrapolare questa descrizione di creep dall'intervallo 850 - 950°C a temperature più elevate e tensioni applicate più basse, condizioni in cui l'addolcimento del materiale può aumentare fino a valori di $C = 1000$, devono essere note le possibili influenze del necking sui dati sperimentali per poterne tenere conto.

La variazione del parametro $\dot{\epsilon}_0$ lungo il provino è riducibile all'espressione composta da tre fattori:

$$\dot{\epsilon}_0 = \dot{\epsilon}_0^0 \sigma^n \exp(-Q/RT) \quad (2)$$

dove la disomogeneità del materiale è rappresentata dalla variabilità del fattore $\dot{\epsilon}_0^0$, la variazione di sezione da σ^n , e la variazione di temperatura da $\exp(-Q/RT)$, che rappresentano tre diverse origini di innesco del necking.

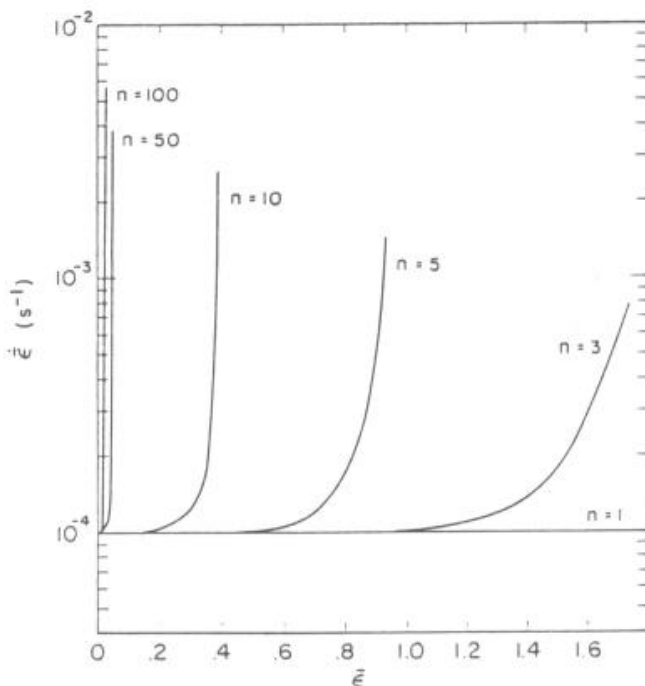


Fig. 1 - Effetto del parametro n sulla curva di creep a tensione e temperatura costanti per disomogeneità di diametro del $\pm 0,25 \%$ (6).

4. RISULTATI E DISCUSSIONE

La disomogeneità della sezione dovuta alla lavorazione del provino può diventare determinante per valori di n molto elevati. Burke e Nix (6) hanno analizzato l'effetto delle deviazioni della sezione dal valore medio lungo l'asse del provino sul necking per un materiale ideale in cui esista solo il creep secondario che viene descritto dalla legge di Norton. La Fig. 1 mostra come, in queste condizioni molto semplificate, soltanto per valori di esponente di Norton molto elevati ($n > 30$) il necking influenza il comportamento di creep a valori di deformazione < 20 %. Dall'analisi di questi due autori risulta anche che l'accelerazione da necking in funzione della deformazione dipende soltanto dal coefficiente di Norton e non dipende dalla storia dei carichi applicati precedentemente e quindi avviene alla stessa deformazione sia per le prove a carico costante che per quelle effettuate a tensione costante. Dalla Fig. 2 è evidente la forte influenza del necking da disomogeneità di sezione dovuta al $\pm 0,25$ % di variazione del diametro sulla curva di creep anche per materiale non addolcente quando il valore di n è elevato. I materiali rinforzati per dispersione di ossidi presentano tipicamente valori di n elevatissimi vicino alla soglia di tensione applicata sotto la quale lo scorrimento a caldo si riduce fortemente. Nei lavori (7,8) viene illustrata la forte dispersione sperimentale dei tempi a rottura vicino alla soglia per la superlega MA 760; questo comportamento può essere in parte imputato al necking.

E' interessante far notare che da calcoli numerici risulta che l'influenza del parametro di addolcimento C sia irrilevante rispetto a quella dell' n per quanto concerne il tempo a rottura, ma sia invece importante per la formazione del necking e l'allungamento a rottura.

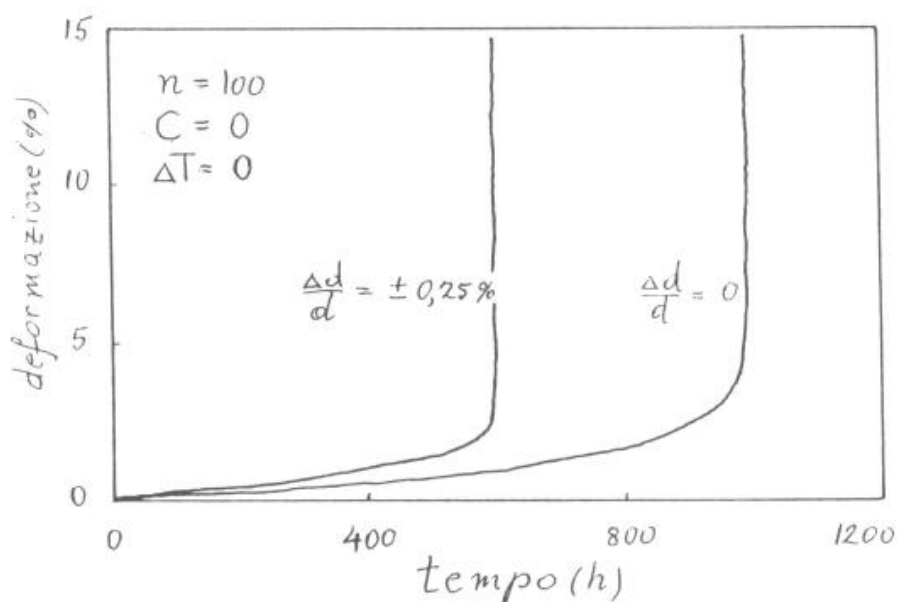


Fig. 2 - Confronto di curve di creep a carico costante in un campione perfetto e in uno con disomogeneità di diametro $\pm 0,25$ %.

Se il necking preesistente (da lavorazione non perfetta del provino) agisce dall'inizio del creep attraverso il fattore σ^n , un innesco da disomogeneità assiale del campo di temperatura o della microstruttura agisce invece rispettivamente attraverso il fattore $\exp(-Q/RT)$ o ϵ : e soltanto in un secondo momento, dopo che si è ridotta la sezione nella zona debole del provino, anche attraverso σ^n .

La Fig. 3 illustra, per due valori tipici di C e per $n = 10$, l'accelerazione del creep terziario dovuta in un caso alla deviazione del $\pm 0,25\%$ del diametro dal valore medio e nell'altro alla deviazione del $\pm 10\%$ della velocità di creep iniziale dal valore medio che corrisponde a una deviazione di $\pm 1,6\text{ K}$ dalla temperatura di 1000 K per un'energia di attivazione apparente $Q = 510\text{ kJ}$ (3). Si noti che fra queste due imperfezioni a confronto l'irregolarità del campo termico e/o della difettosità del materiale risulta più incisiva di quella della lavorazione del provino. L'influenza del C appare chiaramente dal fatto che l'incremento nella velocità di deformazione da creep dovuta al necking che si ottiene dopo 7% di deformazione a $C = 100$ equivale a quello ottenuto dopo circa 4% di deformazione a $C = 1000$. In questo quadro non viene quindi confermato il suggerimento di Levy (9) che dà maggior peso all'innesco del necking da imperfezioni geometriche piuttosto che da quelle del materiale e non considera affatto la possibilità di innesco per imperfezioni del campo termico.

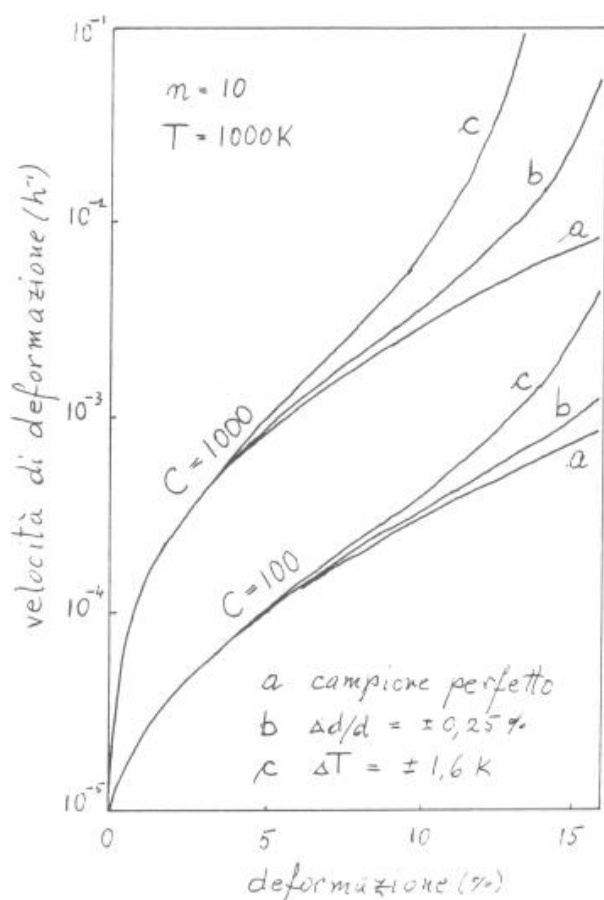


Fig. 3 - Effetto di disomogeneità termica e di disomogeneità di diametro sulla velocità di creep per diversi valori del parametro di addolcimento C.

Quanto il parametro C giochi un ruolo determinante nella formazione del necking viene rappresentato nella Fig. 4 che giustappone valori di deformazione locale nel neck a quelli della deformazione locale nella parte del campione che si è deformata di meno. Lo scostamento dei valori di queste due variabili aumenta fortemente con l'aumentare del valore del C. Quando la derivata di queste curve raggiunge un valore molto elevato il campione si rompe. Senza approfondire quantitativamente il criterio di frattura che è stato studiato altrove (2) e utilizzando le iso-deformate (le curve tratteggiate che collegano i punti corrispondenti alla stessa deformazione totale delle diverse curve continue) appare che il necking si forma dopo deformazione totale del provino tanto più piccola quanto maggiore è il valore del C. Questi risultati del modello vengono suffragati dalle osservazioni sperimentali effettuate con diverse superleghe monocristalline. La Tabella 1 riporta dati sperimentali a rottura per creep della superlega monocristallina CMSX-6 e mette infatti in rilievo l'aumentare della localizzazione del necking col diminuire della tensione applicata che corrisponde a un aumento del valore del parametro di addolcimento C.

5. CONCLUSIONI

Il necking da campo termico e/o da microstruttura non omogenei lungo l'asse del provino può essere rilevante.

Nei materiali in condizioni di creep fortemente addolcenti aumenta segnatamente il necking e diminuisce quindi l'allungamento a rottura, mentre il tempo a rottura viene ridotto di poco.

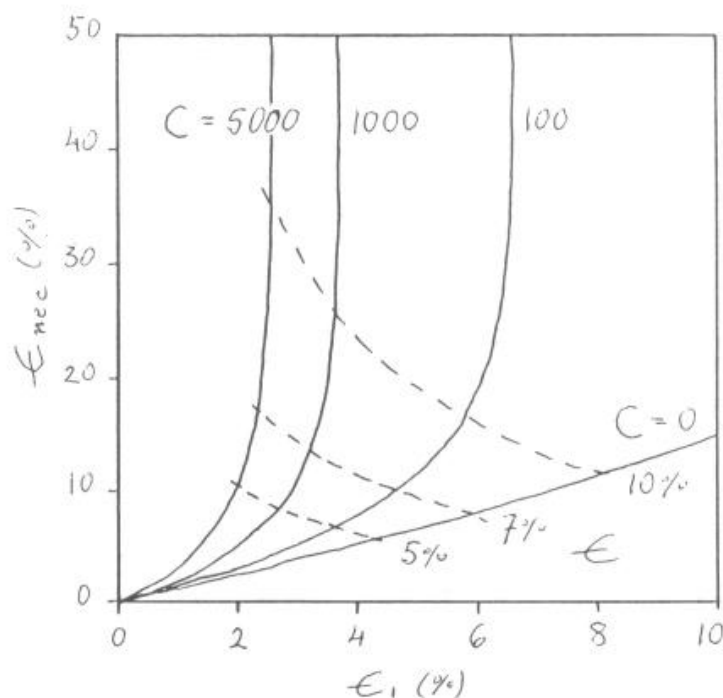


Fig. 4 - Correlazione fra la deformazione in corrispondenza del neck, ϵ_{neck} , lontano dal neck, ϵ_1 , e la deformazione $\epsilon = \ln(l/l_0)$ per diversi valori di C.

Tab.1 Risultati delle prove di creep della lega CMSX-6 (10).

T (°C)	σ (MPa)	ϵ_r	Z_r	Z_r/ϵ_r
950	250	0,24	0,56	2,3
	200	0,25	0,56	2,2
	180	0,28	0,49	1,8
1000	180	0,20	0,58	2,9
	140	0,19	0,55	2,9
1050	120	0,12	0,50	4,2

6. BIBLIOGRAFIA

- (1) N J Hoff, J. Appl. Mech., 20 (1953) 105.
- (2) S H Ai, V Lupinc, M Maldini, Scripta Metall., 26 (1992) 579.
- (3) M Maldini, V Lupinc, Scripta Metall., 22 (1988) 1737.
- (4) M Maldini, V Lupinc, in "Creep and Fracture of Engineering Materials and Structures" curato da B Wilshire e R W Evans, The Institute of Metals (1990) 951.
- (5) V Tvergaard, Acta Metall., 4 (1987) 923.
- (6) M A Burke, W D Nix, Acta Metall., 23 (1975) 793.
- (7) V Lupinc et al., Rapporto COST 501/II WP5/A 5I1, CNR-ITM/R-92/01, gennaio 1992.
- (8) V Guttman, J Bressers, H Over, Rapporto COST 501/II WP1 CCR1, January 1991 - January 1992, JRC Petten, NL.
- (9) A J Levy, Acta Metall., 35 (1987) 2583.
- (10) M Marchionni, V Lupinc, M Maldini, Rapporto CNR-ITM, R-88/18, settembre 1988.