

TENACITÀ A FRATTURA DELL'ALLUMINA CON PARTICELLE DISPERSE DI ZIRCONIA: ANALISI NUMERICA

F. Cesari¹, L. Esposito², F. M. Furgiuele³, G. Sciumé³, A. Tucci²

¹DIEM, Facoltà di Ingegneria - Università di Bologna, Viale Risorgimento, 2 – 40136 Bologna

²Centro Ceramico - Via Martelli, 26 - 40125 Bologna

³Dipartimento di Meccanica - Università della Calabria - 87030 Arcavacata di Rende (Cosenza)

ABSTRACT

The aim of this paper is to simulate, by means of a finite elements analysis, the toughening effect due to the inclusions of zirconia in a alumina matrix. It was considered the effects due to the zirconia phase transformation and to the thermal stresses, which develop during the cooling phase of the sintering. The study was carried out analysing a rectangular plate of alumina with an edge crack and two circular inclusions of zirconia. In the present procedure the toughening effect was simulated assigning a temperature field to the matrix and to the inclusion.

SOMMARIO

Scopo del presente lavoro è quello di simulare, mediante analisi agli elementi finiti, l'effetto della tenacizzazione dovuta ad inclusioni di zirconia in una matrice di allumina. In particolare, sono stati considerati gli effetti dovuti alla trasformazione di fase della zirconia e delle tensioni di origine termica che si sviluppano durante la sinterizzazione in fase di raffreddamento. Lo studio è stato condotto analizzando una lastra rettangolare di allumina con un difetto laterale e con due inclusioni circolari di zirconia. Nella procedura sviluppata gli effetti di tenacizzazione sono stati simulati assegnando dei campi di temperatura alla matrice ed all'inclusione.

INTRODUZIONE

La richiesta dei settori industriali più avanzati di componenti strutturali sempre più affidabili ha visto, negli ultimi anni, un crescente sviluppo e utilizzo di materiali innovativi quali i materiali ceramici. I ceramici avanzati presentano delle proprietà che li rendono particolarmente attraenti per l'impiego come materiali strutturali, in combinazione o in alternativa alle tradizionali leghe metalliche, soprattutto quando le condizioni ambientali sono particolarmente severe come nel campo automobilistico, aerospaziale e biomedico. Il problema della bassa tenacità a frattura, caratteristica intrinseca di questa classe di materiali, può essere superata utilizzando sia compositi ceramici, rinforzati con fibre o whiskers, che ceramici a base di zirconia.

Numerosi studi [1] hanno evidenziato come sia possibile aumentare, anche considerevolmente, la tenacità a frattura in materiali contenenti solo zirconia o compositi particellati zirconia/allumina. Per questa classe di ceramici l'aumento di tenacità è da imputare a differenti meccanismi, quali trasformazione martensitica della

zirconia dalla fase tetragonale a quella monoclina [2], deflessione di cricche [3], microcricatura della matrice [4] e “crack bridging” [5]. Inoltre, le correlazioni fra proprietà meccaniche e microstruttura risultano molto complesse; ad esempio le dimensioni dei grani della zirconia sono in grado di variare l’efficienza della trasformazione martensitica [5] e lo sviluppo della microcricatura [6]. Non meno importante appare il contributo delle tensioni residue che si sviluppano nei materiali durante la sinterizzazione in fase di raffreddamento. In particolare, nei compositi zirconia-allumina, a causa del valore del coefficiente di espansione termica più basso dell’allumina, quest’ultima ritirandosi anisotropicamente è soggetta ad uno stato tensionale di compressione [7].

Scopo del presente lavoro è quello di determinare, mediante analisi agli elementi finiti, l’influenza dello stato tensionale, che si sviluppa per la presenza dell’inclusione, nella determinazione del fattore di intensità degli sforzi in un difetto presente nella matrice. Nell’analisi è stato ipotizzato che la matrice sia realizzata in allumina e le inclusioni in zirconia, nella fase tetragonale. Gli effetti considerati sono quelli dovuti alla trasformazione di fase della zirconia e delle tensioni di origine termica che si generano, durante la fase di raffreddamento della sinterizzazione, a causa dei differenti coefficienti di espansione termica dei materiali della matrice e dell’inclusione. Lo studio è stato condotto analizzando una lastra di allumina con un difetto laterale e con due inclusioni circolari di zirconia. Entrambi gli effetti sono stati simulati mediante dei carichi termici. Le diverse analisi sono state condotte al variare della temperatura, della percentuale delle inclusioni e della lunghezza del difetto.

DESCRIZIONE DEL MODELLO

Il comportamento del materiale è stato analizzato estraendo una lastra rettangolare dal continuo bidimensionale in Fig. 1a). La lastra in allumina, di altezza h e larghezza b , ha un difetto laterale, lungo a , e due inclusioni circolari di zirconia in fase tetragonale, di raggio r . Sfruttando la simmetria del problema il modello analizzato, riportato in

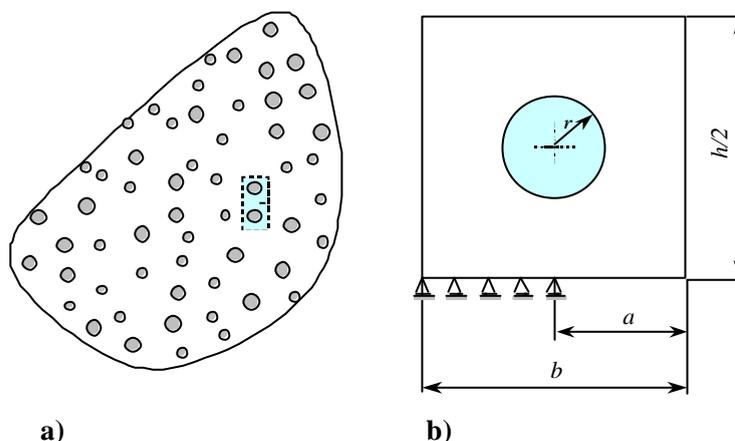


Figura 1: a) geometria utilizzata per analizzare il comportamento del materiale; b) geometria analizzata

Fig. 1b), è costituito solo dalla metà superiore della lastra. L’analisi è stata eseguita per diversi valori del raggio dell’inclusione e per diversi valori della lunghezza del difetto. I modelli sono stati realizzati utilizzando elementi isoparametrici a quattro nodi. Il fattore di intensità degli sforzi K_I è stato determinato a partire dalla variazione dell’energia di rilascio G

$$K_I = \sqrt{G E_m} \quad (1)$$

dove E_m è il modulo di Young della matrice, allumina nel caso in esame.

L'energia G è stata determinata utilizzando il metodo della chiusura virtuale del difetto secondo la formulazione riportata in [8]

$$G = \lim_{\Delta a \rightarrow 0} -\frac{F_{yi}}{2t\Delta a}(v_k - v_{k'}) \quad (2)$$

dove t è lo spessore della lastra e Da è la dimensione dell'elemento all'apice, il significato delle altre grandezze che compaiono nell'eq. (2) sono descritte nella Fig. 2.

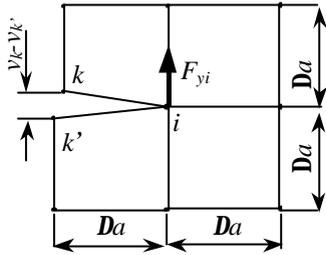


Figura 2: discretizzazione all'apice del difetto per il calcolo dell'energia di rilascio G

Il valore di Da è stato scelto in modo da ottenere un valore del fattore di intensità degli sforzi in accordo con quello riportato in [9], relativo al caso della lastra in Fig. 1 sollecitata con una trazione uniforme sul bordo superiore. La dimensione Da che ha fornito i risultati più soddisfacenti è risultata pari a $10^{-2} a$. In questa analisi, condotta in stato piano di tensione, è stato considerato che il materiale dell'inclusione sia lo stesso della matrice.

Lo stato tensionale che si sviluppa nella matrice a causa del più basso valore del coefficiente di espansione termica dell'allumina, rispetto a quella della zirconia, è stato simulato assegnando un campo di temperatura uniforme a tutta la lastra. Questo effetto sommato all'azione della

trazione uniforme sul bordo superiore della lastra ha permesso di valutare l'influenza della temperatura nella determinazione del fattore di intensità degli sforzi.

Per simulare il reale comportamento del composito allumina-zirconia è stato necessario vincolare il bordo superiore della lastra per impedire che questa possa espandersi, lungo la direzione del carico, quando è soggetta ad un incremento uniforme della temperatura.

La valutazione diretta dell'effetto termico sul fattore di intensità degli sforzi non è

possibile con il modello adottato.

Infatti, per valori positivi della temperatura il difetto tende a chiudersi. Il problema può essere risolto utilizzando un carico termico che dia luogo ad un campo di deformazione nell'intorno dell'apice del difetto equivalente a quello generato dalla tensione uniforme sul bordo superiore della lastra. Per motivi pratici è stato scelto di eseguire il confronto su un parametro globale, quale il fattore di intensità degli sforzi, piuttosto che su grandezze locali. Il

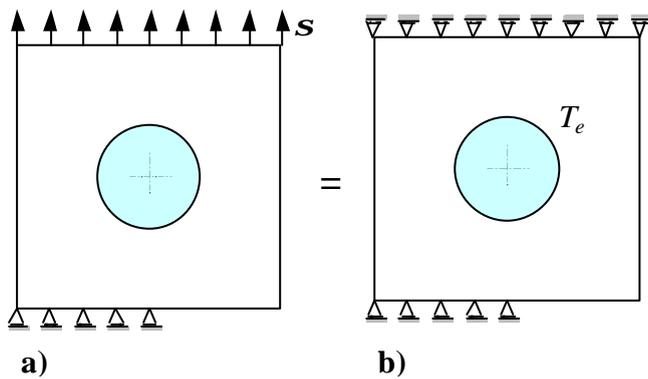


Figura 3: a) lastra sollecitata con una tensione S ; b) carico termico T_e che dà luogo allo stesso K_I della sollecitazione meccanica

carico termico equivalente è stato quindi scelto come il valore uniforme della temperatura T_e che dia luogo, con la lastra vincolata al bordo superiore, allo stesso fattore di intensità degli sforzi dovuto al solo effetto della trazione. In Fig. 3 sono schematizzate le due condizioni di carico descritte in precedenza.

La variazione di volume della zirconia, causata dalla modifica della sua struttura cristallina [2] e che si verifica quando la sollecitazione meccanica è in grado di attivare la trasformazione di fase, è stata simulata ancora con un effetto termico assegnando temperature diverse alla matrice ed all'inclusione.

RISULTATI E DISCUSSIONE

Lo studio è stato condotto tenendo costanti le dimensioni della lastra e variando il raggio dell'inclusione e la lunghezza del difetto. Per ogni valore della percentuale di inclusione il raggio r è stato determinato come

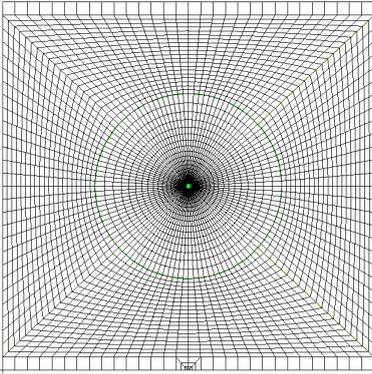


Figura 4: modello analizzato

$$r = \sqrt{\frac{xbh}{2p}} \quad (3)$$

dove x rappresenta il rapporto fra il volume dell'inclusione e quello totale.

La lastra ha la larghezza b , pari a 7 mm, metà dell'altezza h . In Fig. 4 è mostrato il modello analizzato nel caso di un difetto lungo $a=b/2$ ed una percentuale dell'inclusione pari al 20% del volume totale.

La matrice, realizzata in allumina Al_2O_3 , ha un modulo di Young $E_m=380$ GPa ed un coefficiente di Poisson $\nu_m=0.32$, mentre l'inclusione, realizzata in zirconia ZrO_2 parzialmente stabilizzata con il 3% di ossido di ittrio Y_2O_3 , ha lo stesso valore del coefficiente di Poisson ($\nu_i=\nu_m$) ed un modulo di Young $E_i=205$ GPa. I coefficienti di dilatazione termica lineare dei due materiali, α_m ed α_i , variano in funzione della temperatura con le seguenti leggi

$$\begin{aligned} \alpha_m &= (6.6)10^{-6} + (4.1)10^{-9} T - (8.9)10^{-13} T^2 \\ \alpha_i &= (9.75)10^{-6} + (4.0)10^{-9} T - (1.44)10^{-12} T^2 \end{aligned} \quad (4)$$

dove T è la temperatura espressa in °K. Le relazioni precedenti sono valide nell'intervallo di temperatura 25-1500 °C. In Fig. 5 è riportato l'andamento dei coefficienti α_m ed α_i in funzione della temperatura.

I valori delle proprietà elastiche dei due materiali ed i coefficienti di dilatazione termica sono stati assunti uguali a quelli riportati in [10].

Al fine di effettuare un confronto fra il valore del fattore di intensità degli sforzi ottenuto numericamente e quello riportato in [9], l'analisi è stata condotta considerando lo stesso materiale sia per l'inclusione che per la matrice. Successivamente,

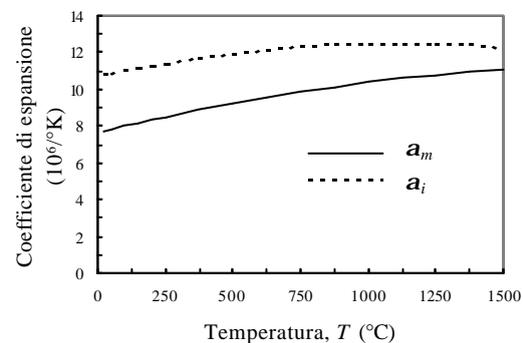


Figura 5: andamento dei coefficienti di espansione termica della matrice α_m e dell'inclusione α_i al variare della temperatura

considerando un'inclusione di zirconia del 20%, è stato osservato un incremento del fattore di intensità degli sforzi di poco superiore al 4%. Infatti, K_I incrementa il suo valore da $2.86 K_0$, relativo al caso senza inclusione, a $2.98 K_0$. Dove con $K_0 = \mathbf{s} \sqrt{\mathbf{p} a}$ è stato indicato, al solito, il fattore di intensità degli sforzi relativo al caso della lastra di dimensioni infinite e con σ la tensione applicata. Questo aumento è dovuto alla maggiore deformabilità della lastra a causa del modulo di Young dell'inclusione più basso rispetto a quello della matrice.

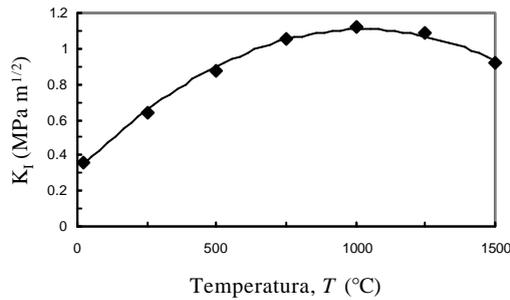


Figura 6: andamento del fattore di intensità degli sforzi K_I al variare della temperatura

Inizialmente l'effetto termico è stato valutato determinando il fattore di intensità degli sforzi al variare la temperatura. Come mostrato in Fig. 6, K_I cresce fino a valori della temperatura di circa 1000 °C per poi decrescere da questo punto. Ciò è dovuto alla variazione, riportata in Fig. 5, dei coefficienti di dilatazione termica lineare dell'inclusione (\mathbf{a}_i) e della matrice (\mathbf{a}_m) al variare della temperatura. Infatti, la differenza fra i coefficienti \mathbf{a}_i ed \mathbf{a}_m non è costante all'aumentare della temperatura. L'aumento di K_I nell'intervallo di temperatura considerato (25-1500 °C) è dovuto alla

maggiore deformabilità della lastra.

Per evidenziare l'effetto dell'inclusione è necessario impedire alla lastra la dilatazione lungo la direzione di applicazione del carico e sostituire alla tensione \mathbf{s} un carico termico (Fig. 3) che fornisca lo stesso valore di K_I per ogni valore della temperatura di prova. I valori dei coefficienti di dilatazione \mathbf{a}_m ed \mathbf{a}_i da utilizzare nel calcolo del carico termico equivalente sono stati quindi determinati con la (4) per ognuna delle temperature di prova.

Avendo osservato che K_I , tenendo fissi \mathbf{a}_m ed \mathbf{a}_i , varia linearmente con la temperatura è stato possibile determinare, per interpolazione, il carico termico equivalente T_e . Il valore della tensione \mathbf{s} da applicare alla lastra è stato scelto in modo da ottenere dei campi di deformazione dello stesso ordine di grandezza di quelli ottenuti dalle sollecitazioni di origine termica. In tutti i casi analizzati la tensione σ è 5 GPa. Nella Tab. 1 sono riportati i coefficienti di dilatazione ed il carico termico T_e per i sette valori della temperatura di prova. Quando la lastra è soggetta al carico termico T_e il campo di

Temperatura T (°C)	\mathbf{a}_i ($10^{-6}/^\circ\text{K}$)	\mathbf{a}_m ($10^{-6}/^\circ\text{K}$)	$\mathbf{a}=\mathbf{b}/2$ Carico termico T_e (°C)	$\mathbf{a}=3\mathbf{b}/8$ Carico termico T_e (°C)	$\mathbf{a}=\mathbf{b}/4$ Carico termico T_e (°C)
25	18.141	7.743	-6465.86	-4099.57	-2765.16
250	11.448	8.501	-5941.25	-3760.49	-2533.08
500	11.982	9.238	-5516.78	-3485.63	-2344.71
750	12.335	9.863	-5210.22	-3286.53	-2207.98
1000	12.508	10.377	-4992.53	-3143.93	-2109.46
1250	12.502	10.780	-4847.97	-3047.73	-2042.26
1500	12.315	11.072	-4762.15	-2988.52	-1999.90

Tabella 1: coefficienti di espansione termica e carichi termici, per diverse lunghezze di frattura ed una percentuale di inclusione del 20%, al variare della temperatura di prova

deformazione, e quindi di tensione, è in generale diverso da quello generato dalla sollecitazione di trazione, pur essendo i valori di K_I , ottenuti nei due casi, coincidenti. Infatti, come si può osservare in Fig. 7, i valori della tensione radiale s_r all'interfaccia (matrice-inclusione), calcolati per la temperatura T_e (caso **b** in figura) relativa al caso $T=25^\circ\text{C}$, sono diversi da quelli determinati quando la lastra è sollecitata con un carico meccanico (caso **a** in figura).

L'influenza delle tensioni residue di compressione che si generano all'interfaccia è stata quindi valutata applicando un campo uniforme della temperatura pari alla somma di T e T_e . In queste condizioni la matrice è soggetta ad una tensione radiale di compressione che causa una diminuzione della tensione s_r (casi **b** e **c** in Fig. 7), e di conseguenza del

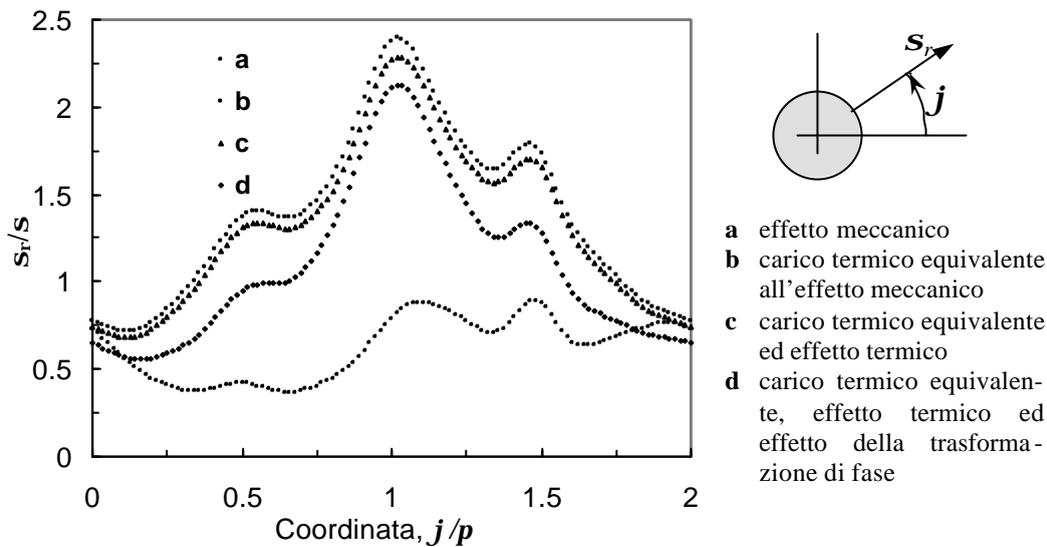


Figura 7: tensione radiale s_r all'interfaccia, adimensionalizzata rispetto alla tensione s applicata, determinata per $T=25^\circ\text{C}$, $a=b/2$ e $x=20\%$, al variare della coordinata j

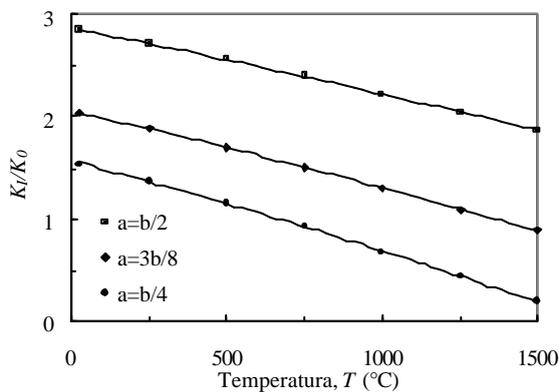


Figura 8: effetto delle tensioni di origine termica sul fattore di intensità degli sforzi K_I , al variare della temperatura, per diverse lunghezze a del difetto ed una percentuale di inclusione del 20%

fattore di intensità degli sforzi. Anche in questo caso i valori di s_r sono stati calcolati per $T=25^\circ\text{C}$. Il K_I diminuisce del 4.5% rispetto al caso precedente, mentre la tensione radiale all'interfaccia per $j = 2/3\pi$ è diminuita del 4.6% rispetto al caso **b** in figura.

Come si può osservare in Fig. 7, le differenze maggiori fra le tensioni radiali all'interfaccia, relativi ai casi **b** e **c**, si hanno nella direzione dove agiscono i vincoli, mentre diminuiscono in direzione ortogonale dove la lastra è libera di espandersi.

In Fig. 8 sono riportati i valori di K_I , adimensionalizzati rispetto a K_0 ,

ottenuti per i sette valori della temperatura di Tab. 1. Come era lecito attendersi K_I diminuisce sensibilmente all'aumentare della temperatura.

Successivamente, la lastra è stata analizzata, considerando ancora la stessa percentuale di inclusione, ed un difetto avente una lunghezza $a=b/4$. In questo caso la presenza dell'inclusione, non considerando gli effetti delle tensioni generate dalla differenza fra i coefficienti di espansione α_m ed α_i è più marcato (aumento di K_I di circa il 12%); infatti, il fattore di intensità degli sforzi da un valore di $1.55 K_0$, relativo al caso senza inclusione, diviene pari a $1.73 K_0$. Ciò è dovuto al minore effetto schermo dell'inclusione all'apice del difetto quando questo risulta spostato rispetto alla mezzeria dell'inclusione stessa. I valori di K_I ottenuti per questa lunghezza del difetto, nell'intervallo di temperatura 25-1500°C, sono riportati ancora in Fig. 8.

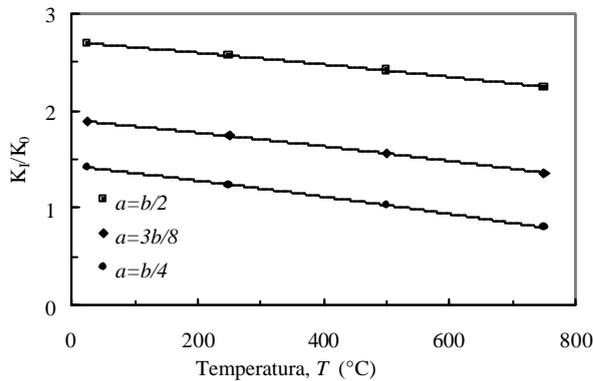


Figura 9: effetto delle tensioni di origine termica e della trasformazione di fase sul fattore di intensità degli sforzi K_I , al variare della temperatura, per diverse lunghezze a del difetto ed una percentuale di inclusione del 20%

L'analisi è stata ripetuta per una lunghezza del difetto intermedia ($a=3/8 b$) a quelle precedenti. Il K_I incrementa il suo valore da $2.00 K_0$ a $2.19 K_0$ per la presenza dell'inclusione. I valori di K_I ottenuti, al variare della temperatura, risultano, come mostrato in Fig. 8, compresi fra quelli ottenuti nei casi precedenti.

L'effetto di tenacizzazione della zirconia, dovuto alla sollecitazione di trazione, è stato considerato ipotizzando che l'espansione avvenga uniformemente in tutte le direzioni, e non anisotropicamente come nella realtà, e trascurando le componenti tangenziali di deformazione. L'aumento di

volume della zirconia è stato considerato, in accordo a quanto riportato in [2], del 3%, pertanto il volume dell'inclusione diviene pari a

$$1.03 p r^2 t$$

Nel caso l'aumento di volume dell'inclusione sia causato da un incremento DT uniforme della temperatura, si ottiene

$$p r^2 (1 + \alpha_i \Delta T)^2 t$$

Dall'eguaglianza dei volumi relativi ai casi precedenti si ottiene l'incremento di temperatura DT

$$\Delta T = \frac{\sqrt{1.03} - 1}{\alpha_i} \quad (5)$$

L'effetto di tenacizzazione, dovuto alla trasformazione di fase, è stato simulato semplicemente sommando a T e T_e il valore di DT calcolato con la (5). Come si può

osservare nella Fig. 7 questa espansione genera una tensione radiale di compressione che, sommata a quella dovuta all'effetto delle tensioni di origine termica, porta ad un'ulteriore diminuzione della tensione \mathbf{s}_r (caso **d**) che agisce sulla matrice. Il valore di \mathbf{j} dove la variazione della tensione radiale è massima è $2/3\pi$. In questo caso la diminuzione di \mathbf{s}_r rispetto al caso **b** è del 26%, mentre il K_I è diminuito di circa il 10%. L'effetto dell'espansione dovuto alla trasformazione di fase è stato considerato fino alla temperatura di 750 °C, per problemi di stabilità della fase monoclina.

In Fig. 9 sono riportati i valori di K_I , adimensionalizzati rispetto a K_0 , ottenuti per i primi quattro valori della temperatura di Tab. 1. La curva che interpola i punti precedenti è un polinomio completo in T del 2° ordine

$$K_I = (2.70 - 5.29T10^{-4} - 1.17T^2 10^{-7}) \mathbf{s} \sqrt{\mathbf{p} a} \quad (6)$$

Anche in questo caso K_I diminuisce sensibilmente all'aumentare della temperatura.

I valori di K_I ottenuti, considerando ancora la stessa percentuale di inclusione ed un difetto avente una lunghezza $a=b/4$, sono riportati ancora in Fig. 9. In questo caso K_I è espresso dal seguente polinomio

$$K_I = (1.90 - 6.16T10^{-4} - 1.41T^2 10^{-7}) \mathbf{s} \sqrt{\mathbf{p} a} \quad (7)$$

I valori di K_I per una lunghezza del difetto intermedia ($a=3/8 b$) a quelle precedenti risultano, come mostrato in Fig. 9, compresi fra quelli ottenuti nei casi precedenti ed il polinomio in T diviene pari a

$$K_I = (1.43 - 7.21T10^{-4} - 1.70T^2 10^{-7}) \mathbf{s} \sqrt{\mathbf{p} a} \quad (8)$$

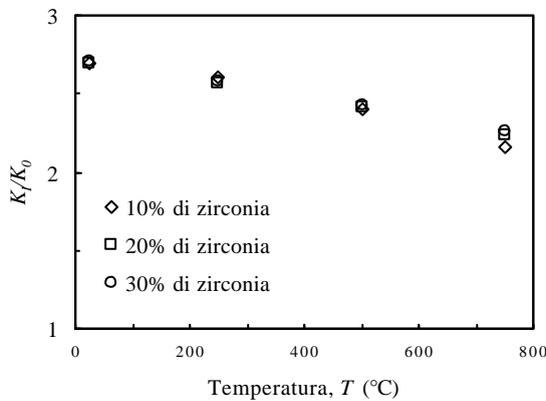


Figura 10: fattore di intensità degli sforzi K_I al variare della temperatura per diverse percentuali di inclusione ed una lunghezza del difetto $a=b/2$

Lo studio è stato completato valutando per il difetto di lunghezza pari a $b/2$ l'influenza della percentuale di inclusione nella determinazione del fattore di intensità degli sforzi. L'analisi è stata ripetuta per una percentuale di inclusione del 10% e del 30% considerando sia l'effetto della trasformazione di fase che quello relativo alla differenza fra i coefficienti di espansione della matrice e dell'inclusione. I risultati in Fig. 10 indicano che la variazione di K_I per i diversi valori dell'inclusione è trascurabile (comprese nell'1%) fino alla temperatura di 500 °C. Al di sopra di questo valore di temperatura le differenze sono all'interno del 4%. In pratica, per una lunghezza del difetto $a=b/2$, la variazione della percentuale di inclusione ha una scarsa influenza nella determinazione di K_I . Infatti, se da un lato l'aumento della zirconia produce un incremento delle tensioni di compressione all'interfaccia, dall'altro, essendo il modulo di Young della zirconia più basso rispetto a quello dell'allumina, la rigidità complessiva del materiale diminuisce.

Lo studio è stato completato valutando per il difetto di lunghezza pari a $b/2$ l'influenza della percentuale di inclusione nella determinazione del fattore di intensità degli sforzi. L'analisi è stata ripetuta per una percentuale di inclusione del 10% e del 30% considerando sia l'effetto della trasformazione di fase che quello relativo alla differenza fra i coefficienti di espansione della matrice e dell'inclusione. I risultati in Fig. 10 indicano che la variazione di K_I per i diversi valori dell'inclusione è trascurabile (comprese nell'1%) fino alla temperatura di 500 °C. Al di sopra di questo valore di temperatura le

I valori di K_I , a temperatura ambiente (25 °C), al variare della percentuale di inclusione e al variare della lunghezza del difetto sono riportati nella Tab. 2. Sulla stessa tabella è anche riportato il valore del fattore di intensità degli sforzi, determinato ancora alla temperatura di 25 °C ma senza inclusioni. In tutti i casi analizzati il massimo valore di K_I si ottiene nel caso della lastra priva di inclusioni. Per il difetto di lunghezza $a=b/2$, la variazione del fattore di intensità degli sforzi, per le percentuali di inclusione riportate in Tab. 2, è inferiore allo 0.5%. Questa percentuale cresce fino al 4.4% all'aumentare della lunghezza del difetto.

Dall'analisi dei dati riportati in Tab. 2 si evince chiaramente che, a temperatura ambiente, la presenza dell'inclusione non porta i benefici attesi, anzi, la sua presenza,

Inclusione (%)	$a=b/2$ K_I/K_0	$a=3b/8$ K_I/K_0	$a=b/4$ K_I/K_0
0	2.55	1.75	1.21
10	2.69	1.84	1.37
20	2.69	1.88	1.41
30	2.70	1.91	1.43

Tabella 2: fattore di intensità degli sforzi K_I , adimensionalizzato rispetto a K_0 , per diverse lunghezze di frattura ed al variare della percentuale di inclusione, alla temperatura di 25 °C

diminuisce la resistenza del componente per l'aumento di K_I . Ciò risulta confermato dall'analisi dei risultati sperimentali riportati in [11]. Infatti, il fattore di intensità degli sforzi critico, K_{Ic} , pari a 4.2 MPa m^{1/2} per l'allumina pura, diminuisce per la presenza delle inclusioni. In particolare, è stato rilevato che K_{Ic} è 4.14 MPa m^{1/2} per un'inclusione di zirconia del 20% e 3.6 MPa m^{1/2} per un'inclusione del 40%.

La simulazione numerica, pur risultando qualitativamente in accordo con le evidenze sperimentali, non permette in questa fase un confronto quantitativo in quanto è stato adottato un modulo di Young diverso da quello ottenuto sperimentalmente per l'allumina 356 GPa [11].

Per validare la procedura sviluppata sarà necessario un confronto anche alle alte temperature.

CONCLUSIONI

Nel lavoro è descritta la procedura sviluppata per simulare l'effetto di tenacizzazione in un composito allumina-zirconia. Gli effetti considerati sono relativi all'espansione dell'inclusione, che si verifica quando la zirconia è sollecitata ad un livello di carico in grado di attivare la trasformazione di fase, e alle tensioni di origine termica indotte nei materiali durante la sinterizzazione in fase di raffreddamento.

La simulazione di entrambi gli effetti è stata eseguita analizzando una lastra rettangolare in allumina, con un difetto laterale e due inclusioni circolari di zirconia, ed assegnando dei campi di temperatura alla matrice ed all'inclusione. I risultati delle diverse analisi hanno permesso di valutare l'influenza nella determinazione di K_I della temperatura, della lunghezza del difetto e della percentuale di inclusione.

La procedura sviluppata, dopo la necessaria validazione sperimentale, potrà essere utilizzata per definire la percentuale ottimale di inclusione, in funzione delle condizioni di esercizio, anche per compositi ceramici realizzati con materiali diversi dall'allumina e dalla zirconia.

BIBLIOGRAFIA

1. Claussen N., "Microstructural Design of Zirconia Toughened Ceramics (ZTC)", Advances in Ceramics, Science and Technology of Zirconia II, American Ceramic Society, Westerville, OH, 1983, **3** 325-351.
2. Lange F. F., "Transformation Toughening. Part 4 Fabrication, Fracture Toughness and Strength of Al_2O_3 - ZrO_2 Composites", J. Mater. Sci., 1982, **17** 247-254.
3. Glass S. J., Green D. J., "Mechanical Properties of Infiltrated Alumina-Y-TZP Composites", J. Amer. Ceram. Soc., 1996, **79** 2227-36.
4. Hori S., Yoshimura M., Somiya S., Kurita R., Kaji H., "Mechanical Properties of ZrO_2 -Toughened Al_2O_3 Ceramics from CVD Powders", J. Mat. Sci. Lett., 1985, **4** 413-416.
5. Li J.F., Watanabe R., "Fracture Toughness of Al_2O_3 -Particle-Dispersed Y_2O_3 -Partially Stabilized Zirconia", J. Amer. Ceram. Soc., 1995, **78** 1079-82.
6. Green D. J., "Critical Microstructures for Microcracking in Al_2O_3 - ZrO_2 Composites", J. Amer. Ceram. Soc., 1982, **65** 610-614.
7. Ma Q., Pompe V., French J. D., Clarke D. R., "Residual Stresses in Al_2O_3 - ZrO_2 Composites: A Test of Stochastic Stress Models", Acta Metall. Mater, (1994), **42** 1673-81.
8. Rybicki E. F., Kanninen M. F., "A Finite Element Calculation of Stress Intensity Factors by a Modified Crack Closure Integral", Eng. Fracture Mech., 1977, **9** 931-938.
9. Rooke D. P., Cartwright D. J., *Compendium of Stress Intensity Factor*, Her Majesty's Stationery Office, London 1976, 84-85.
10. Hillman C., Suo Z., Lange F. F., "Cracking of Laminates Subjected to Biaxial Tensile Stresses", J. Amer. Ceram. Soc., 1996, **79** 2127-33.
11. Cesari F., Esposito L., Furgiuele F. M., Sciumé G., Tucci A., "Proprietà Meccaniche di Compositi allumina-zirconia: analisi sperimentale", Atti del XVI Convegno del Gruppo Italiano Frattura IGF 16, Catania, Giugno 2002.