

# ANALISI TEORICHE E SPERIMENTALI SULLA SOLIDIFICAZIONE DI COMPOSITI A MATRICE DI LEGA DI ALLUMINIO

S. Arnaboldi, P. Bassani, M. Pini, A. Tuissi, M. Vedani, G. Vimercati

*Nel presente lavoro si vogliono descrivere i risultati ottenibili mediante l'utilizzo di modelli numerici alle differenze finite (FDM), atti ad analizzare i processi di solidificazione e raffreddamento di getti realizzati in compositi a matrice di alluminio. Sono state studiate una convenzionale lega A360 da fonderia e due corrispondenti compositi rinforzati con il 10% e con il 20% in volume di particelle ceramiche di SiC. I modelli dei getti realizzati con le diverse tipologie di materiali e con differenti sistemi di colata, sono stati utilizzati in un primo tempo per confrontare i risultati ottenuti analiticamente e quelli riscontrabili dall'analisi microstrutturale ottenuti sperimentalmente. Ciò ha permesso la valutazione della congruenza dei modelli stessi. Sono quindi stati realizzati ulteriori modelli per lo studio di specifiche condizioni di solidificazione, tali da produrre getti con volute proprietà microstrutturali, in particolare in termini di dimensioni dei rami dendritici secondari (SDAS) e di dispersione delle particelle ceramiche all'interno della matrice metallica dei compositi.*

PAROLE CHIAVE: alluminio e leghe, materiali compositi, fonderia, simulazione numerica

## INTRODUZIONE

Negli ultimi decenni sono state dedicate notevoli risorse alla sintesi ed alla caratterizzazione dei compositi a matrice metallica (MMC). In questo ambito, i compositi a matrice in lega di alluminio rinforzati con carburo di silicio o con allumina, sono apparsi particolarmente interessanti nell'ottica di un loro rapido trasferimento alle applicazioni industriali. Presentando ottime proprietà meccaniche, costi di produzione relativamente contenuti e la possibilità di trasformazione e lavorazione secondo tecniche simili a quelle richieste per le convenzionali leghe di alluminio, questa famiglia di compositi può trovare applicazione nel settore automobilistico, aerospaziale e perfino in quello elettronico. Tra i possibili processi di trasformazione, quelli basati sull'utilizzo di tecniche fusorie risultano particolarmente interessanti, dato l'elevato contenuto in questi materiali di particelle ceramiche. Essendo fortemente abrasive, esse rendono onerosa la lavorabilità alle macchine utensili e la possibilità quindi di ottenere componenti con geometria prossima a quella finale grazie a processi di fonderia, assume un peso rilevante nell'ottica di un'economia dei costi di produzione di componenti in composito [1-3]. Perciò è di fonda-

mentale importanza conoscere e controllare i fenomeni di solidificazione dei MMC, in modo da poter ottenere getti privi di difettosità e ottimizzarne le proprietà meccaniche. È noto infatti che queste ultime risultano essere influenzate dalla natura della distribuzione della fase di rinforzo e dalle caratteristiche microstrutturali della matrice [4]. Durante il processo di fusione di un composito, il particolato ceramico di rinforzo rimane allo stato solido (si ricordi che il carburo di silicio fonde a circa 2700°C) e rimane sospeso nel metallo fuso. Al momento della solidificazione, le particelle interagiscono con il fronte di solidificazione in avanzamento nel getto. Il bilancio fra le forze repulsive conseguenti alle tensioni superficiali e quelle attrattive, dovute alla viscosità del metallo liquido, fa sì che le particelle possano essere sospinte oppure inglobate dal fronte solido. Conseguentemente, a solidificazione avvenuta, si avranno rispettivamente segregazioni di particelle di rinforzo nelle regioni interdendritiche (quali ultime zone localmente in solidificazione), piuttosto che una dispersione maggiormente omogenea e derivante dalla posizione stocastica nella matrice liquida della fase di rinforzo. In letteratura, è dedicato ampio spazio allo studio di tali fenomeni di interazione e ciò ha condotto allo sviluppo di due differenti teorie in grado di caratterizzarli. La prima, basata su aspetti termodinamici, afferma che il fronte solido sarà in grado di inglobare le particelle ceramiche solo se la variazione netta di energia libera dovuta a tale fenomeno è negativa, mentre la seconda risulta essere basata su aspetti di tipo cinetico. Secondo questa ultima, la determinazione di una transizione tra i due casi citati può essere valutata in base a modelli fisi-

S. Arnaboldi, M. Vedani, G. Vimercati

Politecnico di Milano, Dipartimento di Meccanica

P. Bassani, M. Pini, A. Tuissi

CNR, Istituto per l'Energetica e le Interfasi - Sede di Lecco

ci che consentono di individuare una velocità critica di avanzamento del fronte solido, dipendente dalle proprietà fisiche delle particelle e del metallo liquido. Al di sotto di questa velocità le particelle vengono sospinte dal fronte (fenomeno di pushing), mentre per velocità maggiori le particelle vengono inglobate nel materiale solidificato (fenomeno di engulfment). Esiste in realtà un terzo fenomeno di intrappolamento (mechanical entrapment), dovuto al fatto che le particelle ceramiche possono trovarsi fisicamente impossibilitate ad essere sospinte a causa di fronti di solidificazione convergenti, come in corrispondenza di rami dendritici con bassa spaziatura o di strutture colonnari ai cui lati il rinforzo può essere intrappolato [5-13].

Nel presente lavoro si è quindi voluto indagare la possibilità di realizzare getti in composito a matrice metallica, caratterizzati da definite condizioni di solidificazione. Queste sono state studiate mediante modellazioni numeriche alle differenze finite, in modo da produrre getti con volute proprietà microstrutturali, in particolare in termini di dimensioni dei rami dendritici secondari e di dispersione delle particelle ceramiche all'interno della matrice metallica.

### ASPETTI TEORICI

#### Caratteristiche termofisiche di un MMC

La presenza della fase di rinforzo in un MMC, provoca una variazione delle caratteristiche fisiche complessive del materiale e quindi delle condizioni fisiche e termodinamiche del processo di solidificazione della matrice metallica. Ciò è dovuto a numerosi fattori, primi fra tutti la natura del rinforzo e della lega costituente la matrice stessa. Vanno inoltre considerate la forma e la dimensione delle particelle ceramiche, il tenore con cui esse sono presenti nel composito e il processo tecnologico che permette l'ottenimento del composito, in quanto da questo dipendono temperature, tempi di lavorazione e leggi di raffreddamento. La presenza quindi di un così elevato numero di variabili influenti sulla qualità del materiale, fa sì che sia difficile sviluppare una teoria generale in grado di caratterizzare i processi di solidificazione e ricristallizzazione di un composito a matrice metallica. Numerosi studi hanno comunque portato ad ottenere delle linee guida per l'analisi di questi fenomeni e particolare attenzione è stata posta alla valutazione dei parametri termofisici dei materiali in esame, la cui conoscenza in questo ambito è di basilare importanza. Le fasi costituenti un composito presentano differenti valori di conducibilità termica, calore specifico e densità. Conseguentemente, tali parametri relativamente ad un composito, assumeranno valori che possono essere misurati in base alla semplice regola delle miscele. Per cui, conducibilità termica, calore specifico e densità di un composito a matrice metallica, posso-

no essere valutati come combinazione delle singole caratteristiche di matrice e rinforzo:

$$(1) \quad \lambda_c = \lambda_m \frac{2\lambda_m + \lambda_p - 2V_p(\lambda_m - \lambda_p)}{2\lambda_m + \lambda_p + V_p(\lambda_m - \lambda_p)}$$

$$(2) \quad c_c = \frac{V_p \rho_p c_p + (1 - V_p) c_m \rho_m}{\rho_c}$$

$$(3) \quad \rho_c = V_p \rho_p + (1 - V_p) \rho_m$$

dove  $\lambda_c$ ,  $\lambda_m$ ,  $\lambda_p$  sono la conducibilità termica del composito, della matrice e del particolato,  $c_c$ ,  $c_m$ ,  $c_p$  sono il calore specifico del composito, della matrice e del particolato,  $\rho_c$ ,  $\rho_m$ ,  $\rho_p$  rappresentano la densità del composito, della matrice e del particolato, mentre  $V_p$  rappresenta la frazione in volume del rinforzo presente nel composito. Inoltre bisogna ricordare che durante il passaggio liquido/solido, la matrice restituisce il calore latente di solidificazione assorbito in fase di fusione. Poiché le particelle ceramiche risultano essere però presenti allo stato solido nei processi di lavorazione del composito, la loro presenza riduce la massa di metallo di una quantità pari al volume da loro occupato, diminuendo conseguentemente la quantità di calore ceduto dal materiale in via di solidificazione. Per cui il calore latente, relativo ad un composito a matrice metallica, può essere valutato similmente agli altri parametri termofisici, tramite:

$$(4) \quad L_c = L_m(1 - V_p)$$

dove  $L_c$  e  $L_m$  sono i calori latenti di solidificazione, rispettivamente del composito e della matrice [10]. Di conseguenza la variazione delle caratteristiche termiche legate alla presenza della fase di rinforzo andrà ad influire sulle condizioni locali di solidificazione della matrice, alterandone le caratteristiche microstrutturali in termini di DAS e SDAS. In particolare per una lega di alluminio convenzionale non rinforzata, le dimensioni dei rami dendritici secondari sono funzione del tempo locale di solidificazione  $t_s$ . Tale parametro è definito come:

$$(5) \quad t_s = t_s - t_i$$

dove  $t_s$  e  $t_i$  indicano rispettivamente i tempi di fine ed inizio solidificazione della lega. La dimensione dei rami dendritici secondari

	Al-3wt%Si	Al-5wt%Si	Al-7wt%Si	Al-9wt%Si
M [ $\mu\text{m/s}$ ]	7,7	6,3	5,43	4,83

▲  
Tab. 1

**Coefficienti M relativi a diverse composizioni chimiche.**

values of the M coefficient related to the different materials.

▼  
Tab. 2

**Composizione chimica (% in massa) delle matrici dei materiali studiati.**

Chemical compositions (mass %) of the materials investigated.

	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Ni	Sr
A360	9,23	0,49	0,079	0,30	0,34	0,017	0,063	0,03	0,001	-
A360-10%SiC	10,8	0,90	0,004	0,76	0,63	0,002	0,005	0,09	0,005	0,010
A360-20%SiC	9,94	0,89	0,007	0,62	0,63	-	0,013	0,08	-	-

ri, localmente risulterà essere allora, in base al modello formulato da Kirkwood:

$$(6) \quad \text{SDAS} = 5(M t_{s1})^{1/3}$$

dove M è un parametro dipendente dalla composizione chimica della matrice, come riportato in Tab. 1 [14]. La presenza del particolato di rinforzo, andando ad influire sulle condizioni locali di solidificazione, farà sì che la microstruttura della matrice una volta solidificata, sarà caratterizzata da valori del SDAS non più determinabili con la (6), ma dipendente anche dalla fase di rinforzo stessa. In realtà gli effetti dovuti alla presenza delle particelle di SiC sulle dimensioni dei rami dendritici secondari, sono tuttora poco chiari [15]. Comunque, nel momento in cui si vuole ottenere un getto in composito con volute caratteristiche microstrutturali, sarebbe indispensabile controllare i valori di tale parametro, poiché la dispersione delle particelle di rinforzo può dipendere dalle dimensioni dei rami secondari delle dendriti, quando queste diventano paragonabili alle dimensioni delle particelle stesse.

#### Determinazione della velocità critica del fronte solido

L'esistenza di questo parametro è stata verificata sperimentalmente e risulta essere funzione di numerosi fattori, quali ad esempio il raggio delle particelle ceramiche, il valore della frazione in volume di rinforzo, la viscosità del bagno liquido, il valore delle energie superficiali fra rinforzo, liquido e solido, la geometria delle particelle e il grado con cui sono disperse nella matrice, la densità del liquido e delle particelle, la presenza di gas, inclusioni o il gradiente di temperatura davanti al fronte solido [16].

Dato l'elevato numero di variabili da considerare, sono stati formulati modelli teorici basati su ipotesi esemplificative, ma comunque in grado di fornire indicazioni riguardo tale velocità. I più semplici sono basati sull'ipotesi di avere un interfaccia liquido/solido di tipo planare e di avere particelle di rinforzo sferiche. Nelle ipotesi fatte, secondo tali modelli, al sopraggiungere

del fronte di solidificazione, una particella ceramica risulta essere soggetta ad una forza repulsiva ad una forza di trascinamento, oltre che alla forza di galleggiamento, data dalla spinta di Archimede e alla sua forza peso.

Tali forze risultano essere alla base dei fenomeni descritti. Al di sotto di tale velocità critica, prevarranno le forze repulsive, mentre al di sopra prevarranno le forze di trascinamento. Per cui tale situazione critica si avrà solo nel momento in cui localmente, le condizioni di solidificazione permettono l'equilibrio di tali forze. Nelle ipotesi così fatte, tale velocità critica relativa ad una singola particella, può essere determinata come:

$$(7) \quad V_{cr} = \frac{1}{6\eta r} \left[ \frac{\Delta\sigma_0 d_0}{2} \left( 2 - \frac{\lambda_p}{\lambda_c} \right) - \frac{4}{3} r^3 g \Delta\rho \right]$$

dove  $\Delta\sigma_0 = \sigma_{PS} - (\sigma_{PS} - \sigma_{SL})$ ,  $\sigma_{PL}$ ,  $\sigma_{LS}$ ,  $\sigma_{PS}$  rappresentano rispettivamente l'energia superficiale fra particella e liquido, fra liquido e solido, fra particella e solido,  $\eta$  la viscosità del bagno liquido,  $d_0$  la distanza interatomica,  $n$  un coefficiente numerico  $\lambda_p$ ,  $\lambda_c$  la conducibilità termica della fase di rinforzo e della matrice allo stato liquido,  $g$  l'accelerazione di gravità,  $\rho_r$ ,  $\rho_p$  la densità della fase di rinforzo e della matrice allo stato liquido e  $\Delta\rho$  la differenza di densità fra fase di rinforzo e matrice allo stato liquido ( $\Delta\rho = \rho_p - \rho_r$ ).

Va infine osservato che nel caso in cui si hanno più particelle, il valore della viscosità va corretto tenendo conto della frazione in volume di particelle di carburo di silicio presente. Essa può essere determinata come:

$$(8) \quad \eta_r = \eta(1 + 2,5f_p + 10,05f_p^2)$$

dove  $f_p$  rappresenta la frazione in volume di particelle di carburo di silicio presente [12].

#### MATERIALI E PROCEDURE SPERIMENTALI

Le indagini sono state condotte su un lega commerciale di alluminio A360, adatta per getti colati con condizioni di solidificazione che vanno dalla pressocolata alla colata in sabbia. Sono stati inoltre analizzati due corrispondenti compositi, rinforzati con il 10% e con il 20% in volume di particelle di carburo di silicio. La composizione chimica dei materiali, forniti sottoforma di pani da fonderia adatti alla rifusione, è riportata in Tab. 2. Le dimensioni media delle particelle di SiC risulta essere pari a 5,6  $\mu\text{m}$  e a 6,1  $\mu\text{m}$  per i compositi con frazione in volume del 10% e del 20% rispettivamente.

In Tab. 3 e 4 sono invece riportati i valori dei differenti parametri utilizzati per la determinazione delle caratteristiche termofisiche dei due compositi e della velocità critica di avanzamento del fronte solido.

Materiale	c [J/kg K]	$\lambda$ [W/m K]	Q [kg/m <sup>3</sup> ]	L [kJ/kg].
SiC(*)	670	125,6 (**) 102,6 a 200 °C 77,5 a 400 °C	3310	-
A360	962,3	112,9	2630,1	388,17

(\*) SiC in fase o sintetizzato, (\*\*) Valore medio tra 550 e 600°C

Tab. 3

Valori relativi alle fasi costituenti i diversi getti esaminati.

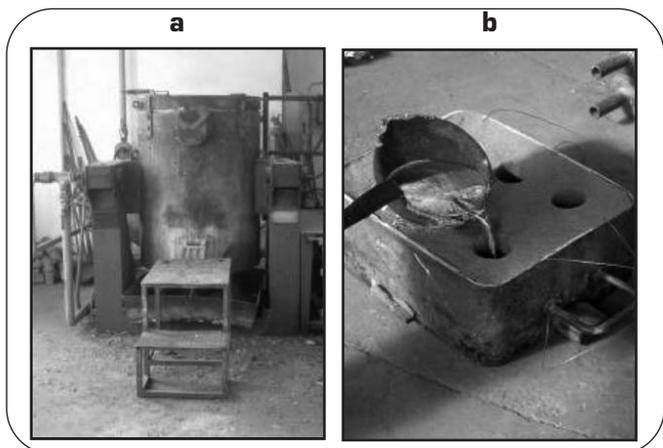
Physical properties of the investigated matrix alloy and SiC reinforcement.

Sistema	$\sigma_{PS}$ [N/m]	$\sigma_{PL}$ [N/m]	$\sigma_{LS}$ [N/m]	$n$ [Pa/s]	$Q_L$ [kg/m <sup>3</sup> ]	$Q_P$ [kg/m <sup>3</sup> ]	$K_L$ [W m <sup>-1</sup> K <sup>-1</sup> ]	$K_P$ [W m <sup>-1</sup> K <sup>-1</sup> ]
Al-2Mg/Gr	-0,007	1,70	0,093	0,002	2309	2000	109,5	86,5
Al-17Cu/SiC	7,81	2,32	0,093	0,002	2695	3220	109,5	15,57
Al-2Mg/SiC	7,81	2,32	0,093	0,002	2309	3220	109,5	15,57
Al-6Ni/SiC	7,81	2,32	0,093	0,002	2440	3220	109,5	15,57

Tab. 4

Caratteristiche termodinamiche relativi ad alcuni compositi [12].

Typical mechanical and thermophysical properties of MMCs.

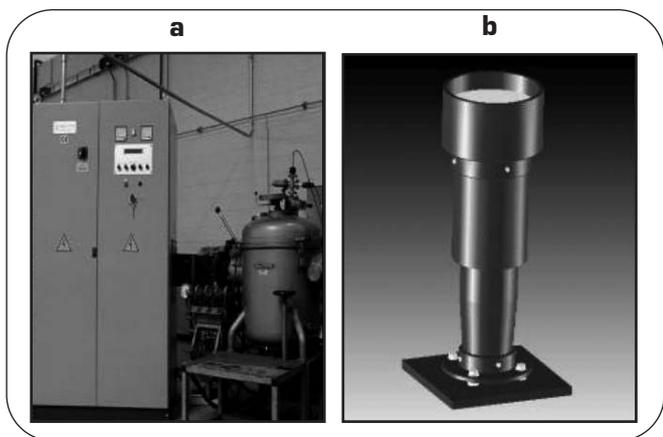


▲  
Fig. 1 Forno a gas utilizzato per la realizzazione dei getti in terra (a); campioni cilindrici realizzati (b).

Gas furnace used for production of the sand castings (a); cylindrical castings (b).

Per lo studio delle condizioni di solidificazione e della dispersione del rinforzo sono state eseguite due serie di fusioni e colate. La prima (Fig. 1) è stata realizzata utilizzando un forno industriale a gas, colando i tre materiali in forme di sabbia silicea legata con resina alchilica. In questo modo sono stati ottenuti semplici campioni cilindrici di diametro 50mm e altezza 80mm. Durante l'esecuzione di tali colate, sono state utilizzate delle termocoppie inserite all'interno delle forme a contatto con il metallo liquido per registrare le curve di raffreddamento. Le fusioni così realizzate sono state modellate numericamente mediante metodi FDM. Tali modellazioni, definite utilizzando come parametri termofisici dei materiali i valori calcolati analiticamente mediante le (1-4), hanno fornito una serie di output in grado di fornire una visione completa del processo di solidificazione e raffreddamento dei getti in esame. Il confronto fra i risultati delle analisi numeriche e i dati sperimentali, ha permesso di valutare la congruenza dei modelli stessi.

Successivamente, è stata realizzata una seconda serie di fusioni, utilizzando un forno ad induzione sotto vuoto con successiva



▲  
Fig. 2 Forno ad induzione (a) e rappresentazione schematica della lingottiera (b); il terzo cilindro superiore ha funzione di materozza.

Induction furnace used for production of the permanent mould castings (a) schematic of the steel mould.

Materiale	c [J/kg K]	$\lambda$ [W/m K]	Q [kg/m <sup>3</sup> ]	L [kJ/kg]
A360-10%SiC	1001,5	114,1	2698	349,357
A360-20%SiC	1039,2	115,4	2765	310,54

▲  
Tab. 5

Valori termofisici relativi ai materiali costituenti i diversi getti.

Thermophysical properties of the investigated composites.

colata in forma in acciaio al carbonio (Fig. 2). In questo modo sono stati realizzati dei getti del peso di circa 1,5 kg, costituiti da due cilindri circolari sovrapposti di differente sezione. La forma è stata dimensionata in modo tale da imporre ai compositi analizzati volute condizioni di solidificazione. Il dimensionamento della forma è stato possibile infatti grazie alle informazioni fornite da ulteriori modellazioni FDM. Note le velocità critiche dei compositi in base alla (7), si sono considerati gli output ottenuti relativi all'andamento delle dimensioni dei rami dendritici secondari e della velocità del fronte solido.

Quindi la sezione del cilindro di dimensioni maggiori è stata definita in modo da permettere localmente basse velocità di raffreddamento, una grossolana microstruttura della matrice metallica, basse velocità di avanzamento del fronte solido e quindi il fenomeno di pushing. Al contrario, il cilindro di sezione minore è stato dimensionato in modo da permettere elevate velocità di raffreddamento, una microstruttura più fine e velocità del fronte solido tali da permettere il fenomeno di engulfment. Durante la realizzazione della seconda serie di colate sono state inserite delle termocoppie all'interno della forma metallica a contatto con il metallo liquido e sulla forma metallica in modo da registrare le curve di raffreddamento.

I getti ottenuti sono quindi stati sezionati per svolgere analisi metallografiche in microscopia ottica. Il confronto fra i risultati ottenuti sperimentalmente e quelli previsti dalle modellazioni FDM, ha permesso di valutare la congruenza dei modelli numerici e la possibilità di ottenere getti in MMC con volute proprietà microstrutturali.

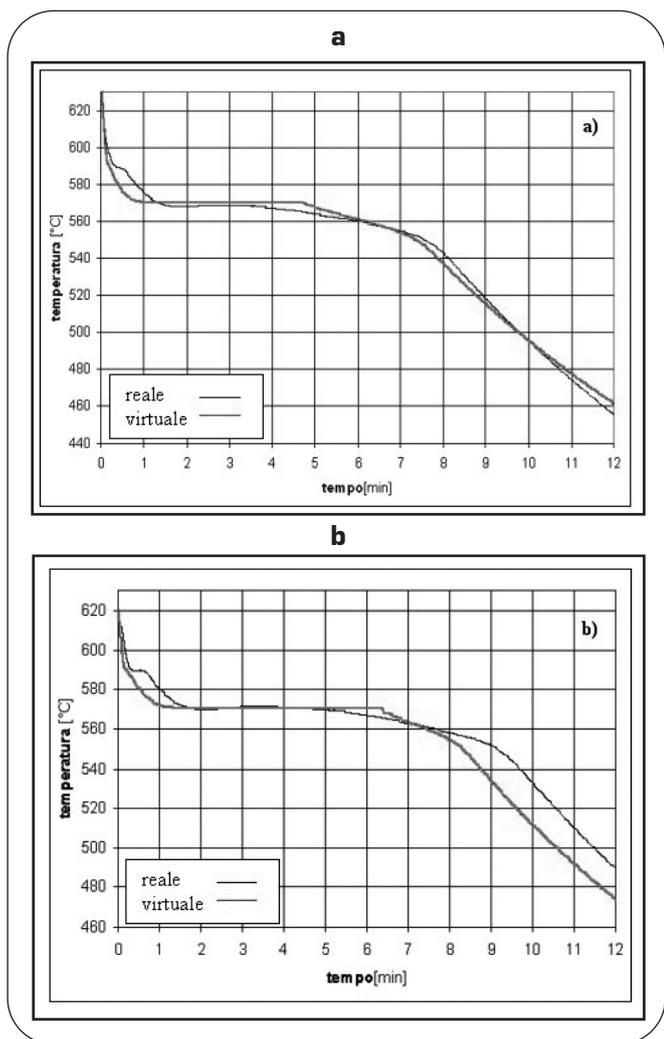
## RISULTATI E DISCUSSIONE

### Campioni cilindrici colati in sabbia

In Tab. 5, sono raccolti i parametri termofisici relativi ai compositi in esame valutati mediante le (1-4). In Fig. 3 è riportato il confronto fra la curva di raffreddamento registrata sperimentalmente e quella virtuale risultante dall'analisi numerica dei compositi A360-20%SiC e A360-10%SiC.

In Fig. 4 è invece rappresentato l'andamento nei due casi delle isocrone di fine solidificazione valutate dai modelli numerici. I dati così visualizzati, riassunti in Tab. 5 rappresentano la variazione delle condizioni di solidificazione all'interno del getto.

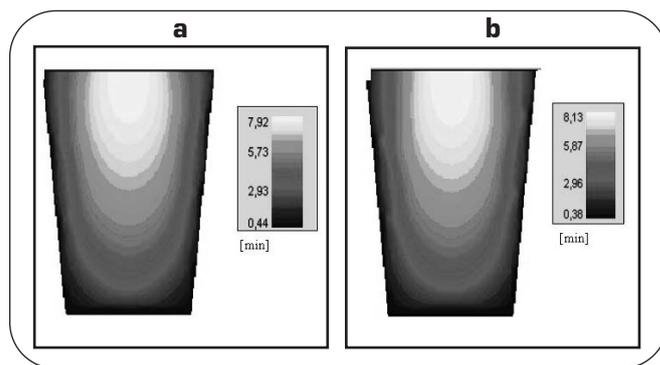
E' possibile osservare come per il composito A360-20%SiC, i tempi relativi all'inizio e fine solidificazione individuabili sulla curva reale, risultino essere pressoché coincidenti ai rispettivi punti individuati su quella prevista dalle modellazioni. Anche la legge di raffreddamento successiva alla solidificazione nei due casi risulta essere fondamentalmente la stessa. Infatti si può notare come i due rami delle curve rappresentanti tali fenomeni risultino essere pressoché coincidenti e paralleli, a meno di una minor pendenza nella curva virtuale sotto i 350°C, facendo prevedere un raffreddamento più lento. Di conseguenza i dati termofisici del composito in esame possono essere considerati attendibili. Analogo discorso può essere condotto relativamente al composito A360-10%SiC.



▲  
Fig. 3

**Curve di raffreddamento relative ai campioni colati in sabbia; A360-20%SiC (a); A360 10%SiC (b).**  
Cooling curves of the sand castings; A360-20% SiC (a); A360-10%SiC (b).

In questo caso però si può osservare una certa discrepanza relativamente al tempo di fine solidificazione, indicante l'istante terminale della trasformazione eutettica della lega costituente la matrice del composito. Ciò può essere dovuto a diverse cause, quali ad esempio una diminuzione del tenore della fase di rinforzo real-



▲  
Fig. 4

**Isocrone di fine solidificazione lungo una sezione trasversale passante per l'asse del cilindro, relative ai campioni in A360-20%SiC (a) e in A360-10%SiC (b).**  
Solidification times distribution along a section of the sand casting A360-20% SiC (a); A360-10%SiC (b).

mente presente nel materiale, in seguito a segregazioni di particelle di carburo di silicio nel bagno liquido. Questo implicherebbe un aumento del metallo presente e quindi un conseguente aumento del calore latente rilasciato durante la fase di solidificazione dal materiale. Essendo maggiore la quantità di calore da smaltire realmente, rispetto a quella ipotizzata nell'analisi numerica, è quindi plausibile che il modello preveda una tempo di fine solidificazione minore rispetto a quello registrato sperimentalmente. Una seconda causa delle piccole discrepanze può comunque essere imputabile alle variazioni di volume di materiale colato sperimentalmente. Anche in questo secondo caso, i dati termofisici relativi al composito A360-10%SiC, risultano essere conseguentemente attendibili.

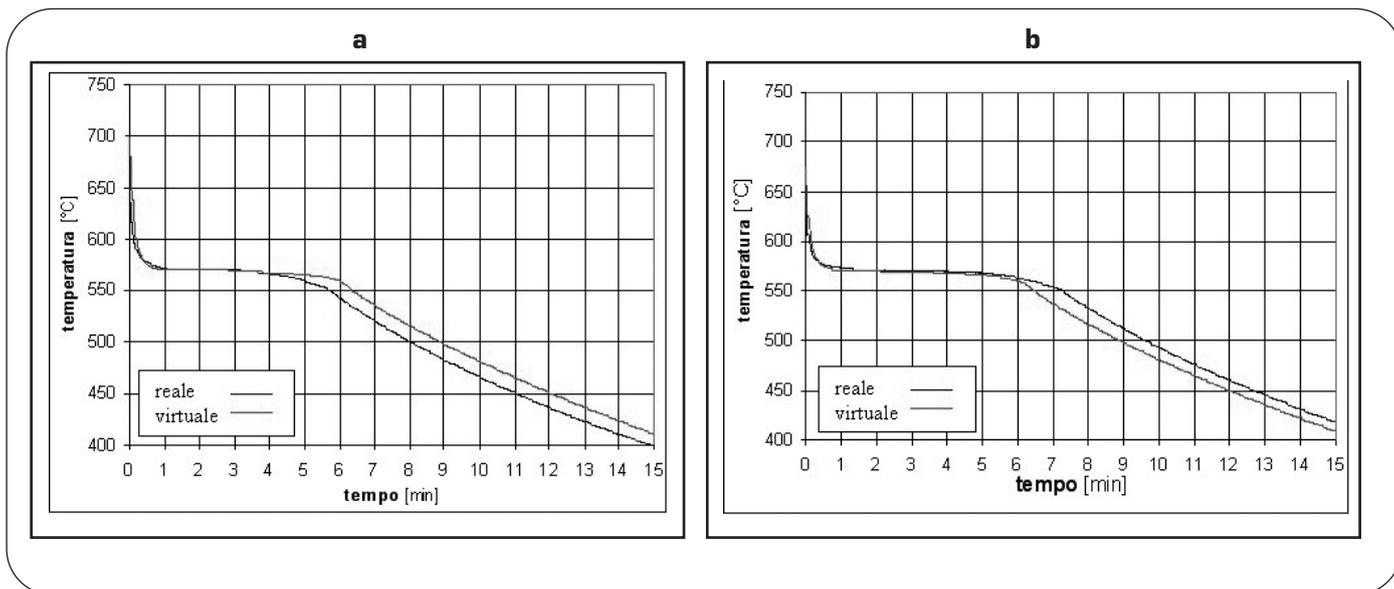
**Fusioni realizzate al forno ad induzione**

In Fig. 4 è riportato il confronto fra la curve di raffreddamento registrata sperimentalmente e quella virtuale risultante dall'analisi numerica dei compositi A360 - 20%SiC e A360 - 10%SiC. E' possibile osservare in questo caso come, sia per il composito A360 - 20%SiC che per il composito A360-10%SiC, i tempi relativi all'inizio solidificazione individuabili sulla curva reale, risultino essere pressoché coincidenti ai rispettivi punti individuati su quella prevista. I punti relativi alla fine solidificazione previsti dal modello risultano invece essere sovrastimati per quanto riguarda il composito rinforzato con il 20% di SiC, mentre sottostimato per quanto riguarda il composito rinforzato con il 10%. Comunque anche in questo caso i dati termofisici relativi ai due materiali compositi in esame portano ad ottenere dati sufficientemente attendibili.

Materiale	Inizio solidificazione getto previsto [s]	Fine solidificazione getto previsto [min]	Inizio solidificazione getto registrato [s]	Fine solidificazione getto registrato [min]
A360 - 20%SiC	26,4	7,92	22	7,65
A360 - 10%SiC	22,8	8,13	22	9,21

▲  
Tab. 6

**Confronto fra i tempi di inizio e fine solidificazione sperimentali e numerici relativi ai campioni cilindrici realizzati in A360 - 10%SiC e A360 - 20%SiC.**  
Numerical and experimental start/finish solidification times of the sand cast A360-20% SiC and A360-10% SiC.



▲  
Fig. 5

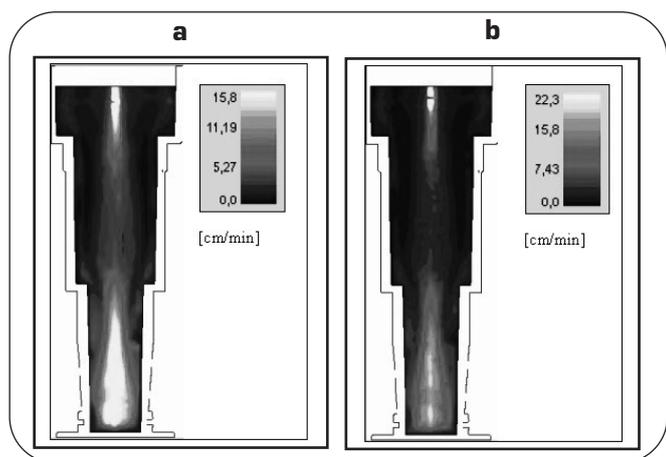
Curve di raffreddamento relative ai getti in A360-20%SiC (a) e in A360-10%SiC (b).

Cooling curves of the permanent mould castings A360-20% SiC (a); A360-10%SiC (b).

L'andamento delle velocità del fronte solido previste dai modelli è rappresentato in Fig. 6, mentre le velocità critiche valutate mediante la (7), risultano essere per il composito rinforzato con il 20 % 15,8 cm/min, mentre per quello rinforzato con il 10% in volume di particelle di SiC, 22,3 cm/min. Si può notare come l'analisi numerica preveda per entrambi i compositi basse velocità nella parte corticale del getto e velocità sempre maggiori man mano che la solidificazione procede verso le zone che solidificano per ultime. In Fig. 7 sono riportate alcune micrografie relative al composito A360-20%SiC, realizzate in zone particolari del getto. Nella zona centrale del cilindro superiore, le particelle ceramiche risultano essere presenti quasi totalmente nelle regioni interdendritiche,

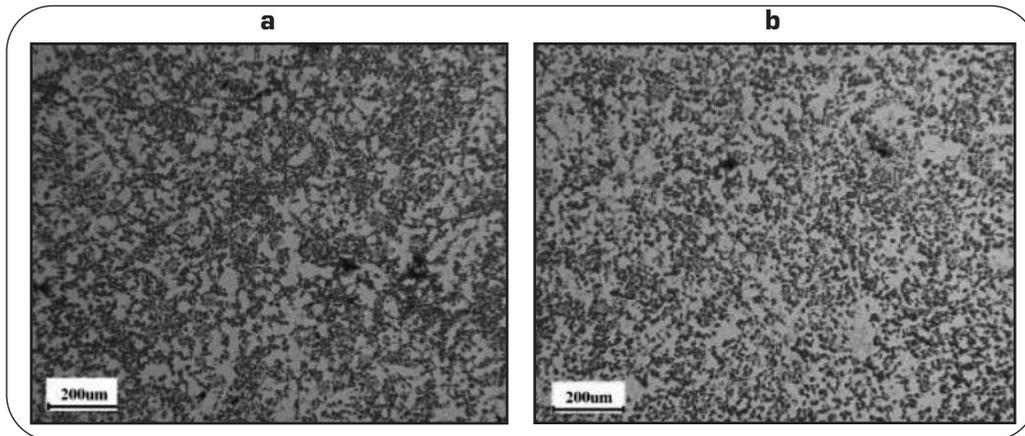
quasi spinte dall'interfaccia liquido/solido in fase di avanzamento durante il processo di solidificazione del metallo. In base a quanto affermato si può concludere che in questa zona del getto la velocità del fronte è risultata essere inferiore a quella critica, conseguentemente alle condizioni di raffreddamento imposte non troppo drastiche (salvo nella zona corticale). Ciò risulta concorde con quanto previsto dall'analisi numerica.

Nel cilindro di sezione minore, si può osservare una microstruttura più fine e un migliore distribuzione della fase di rinforzo. Ciò però non è conseguente all'elevata velocità del fronte solido e quindi al fenomeno di engulfment come previsto dalle analisi, ma dalle dimensioni dei rami dendritici, confrontabili con quelle delle particelle, il cui andamento è descritto nel grafico in Fig. 8. Infatti date le dimensioni delle particelle precedentemente indicate, nonostante le modellazioni prevedessero velocità maggiori di quella critica, le particelle sono quasi totalmente presenti ancora nelle zone interdendritiche. Di conseguenza risulta meno evidente la formazione di agglomerati di particelle di carburo di silicio nelle regioni interdendritiche, in quanto queste ultime sono fisicamente impossibilitate a raggiungere tali regioni. L'effetto di engulfment risulta essere poco rilevante in tali condizioni, visto che la eventuale possibilità per le particelle di essere sospinte dal fronte in avanzamento si tradurrebbe comunque in un breve percorso, che poco modificherebbe la dispersione delle particelle rispetto alla loro distribuzione determinata dalla posizione stocastica nella matrice liquida. Alle stesse conclusioni è possibile giungere analizzando la microstruttura del getto in A360-10 % SiC (Fig. 9). Inoltre risulta interessante notare in Fig. 8, come nonostante i getti realizzati con i tre materiali in esame, abbiano subito analoghe condizioni di raffreddamento, le dimensioni dei rami dendritici secondari, tendono a diminuire aumentando il tenore di rinforzo. Eventualmente, per meglio studiare le interazioni fra le fasi presenti nei compositi, dipendenti dalle condizioni locali di solidificazione, bisognerebbe disporre di materiali rinforzati con particelle di carburo di silicio caratterizzate da dimensioni molto minori di quelle presenti nei compositi qui studiati, oppure costituiti da una matrice nella quale i grani cristallini abbiano meno possibilità di nucleazione (ad esempio con matrici



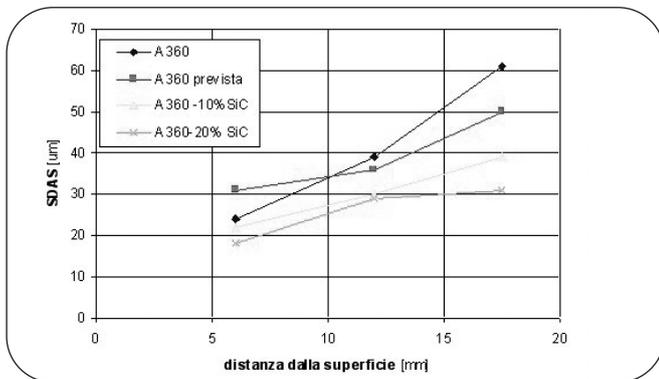
▲  
Fig. 6

Andamento delle velocità del fronte solido lungo una sezione trasversale passante per l'asse del cilindro, relative ai getti in A360-20%SiC (a) e in A360-10%SiC (b).  
Velocity of the solidification front along a section of the permanent mould castings A360-20% SiC (a); A360-10%SiC (b).



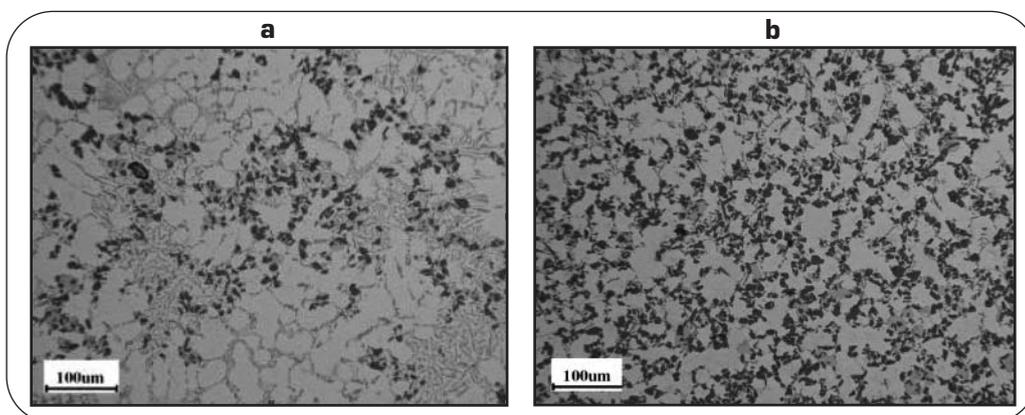
▲  
Fig. 7

Micrografie ottiche relative al composito A360-20%SiC: cuore del cilindro superiore (a); cuore del cilindro inferiore (b).  
Optical micrographs of the A360-20% SiC composite: centre of the upper cylinder (a); centre of the lower cylinder (b).



▲  
Fig. 8

Andamento del SDAS nella zona superiore del cilindro di sezione minore sperimentalmente valutato dalle micrografie e previsto per il getto in A360, mediante l'implementazione numerica della (6).  
Experimental and predicted evolution of SDAS in the upper part of the low-diameter cylinder of the A360-20% SiC composite permanent mould casting.



▲  
Fig. 9

Micrografie ottiche relative al composito A360-10%SiC: cuore del cilindro superiore (a); cuore del cilindro inferiore (b).  
Optical micrographs of the A360-10% SiC composite: centre of the upper cylinder (a); centre of the lower cylinder (b).

presentanti minori tenori di silicio in lega) e possano essere quindi più grossolani a parità di condizioni di solidificazione. Da quanto affermato è possibile quindi constatare un'ottima coerenza fra dati sperimentali e numerici.

**CONCLUSIONI**

Nel presente lavoro sono state svolte analisi numeriche e sperimentali su materiali compositi a matrice in lega di alluminio A360-10%SiC e A360-20%SiC e su una corrispondente lega A360 non rinforzata con lo scopo di studiare i meccanismi di solidificazione dei compositi. E' stata predisposta un'attività di modellazione della solidificazione e raffreddamento dei getti nelle diverse condizioni, in modo da disporre di una ampia quantità di dati relativi ai parametri di solidificazione ai quali i diversi materiali studiati sono soggetti nelle diverse regioni dei getti. I risultati sperimentali e numerici ottenuti sono poi stati analizzati ed hanno consentito di trarre le seguenti conclusioni di carattere generale.

• E' stata prestata particolare attenzione ai fenomeni di interazione fra le particelle di rinforzo e il fronte di solidificazione, considerando differenti sistemi di colata. Le modellazioni FDM eseguite hanno permesso di stimare e prevedere le condizioni locali di solidificazione dei getti realizzati mediante le prove sperimentali.

• I modelli relativi ai campioni colati in sabbia hanno permesso di validare i parametri termofisici, quali conducibilità termica, calore specifico, densità e calore latente, relativi ai due compositi, determinati semplicemente mediante regola delle miscele. Ciò ha permesso di valutare la congruenza dei modelli stessi con la realtà.

• I modelli relativi alle fusioni in A360-20% SiC e A360-10%SiC colati in forma in acciaio hanno permesso di ottenere getti con proprietà microstrutturali volute. Nelle zone dove tali modelli hanno

previsto velocità del fronte solido minori di quelle critiche, le indagini microstrutturali hanno confermato l'esistenza nelle regioni interdendritiche di segregazioni locali di particelle di rinforzo, fin qui trasportate dall'avanzare del fronte in seguito al fenomeno di pushing.

• Nelle zone dove i modelli relativi ai due compositi hanno previsto invece velocità del fronte solido superiori a quelle critiche, le analisi microstrutturali non hanno confermato i risultati previsti dalle modellazioni. Infatti la maggior omogeneità della distribuzione delle particelle non risulta essere conseguenza del fenomeno di engulfment, ma piuttosto dal fatto che in tali zone del getto, i rami dendritici secondari

assumono dimensioni paragonabili a quelle delle particelle stesse. Ciò non è stato prevedibile in sede di modellazione in quanto il parametro SDAS è risultato essere dipendente dalla presenza stessa del rinforzo. A parità di condizioni di solidificazione, si è potuto sperimentalmente osservare che, aumentando il tenore della fase di rinforzo, si ha una diminuzione delle dimensioni dei rami dendritici secondari.

### RINGRAZIAMENTI

Gli autori desiderano ringraziare la Fonderia F.lli Liotti (Verbania) per l'esecuzione delle colate in sabbia. La presente ricerca è stata svolta in seno al progetto: "Sviluppo di tecniche di fonderia, saldatura e modificazione superficiale per materiali compositi a matrice metallica", finanziato da Fondazione Cariplo.

### BIBLIOGRAFIA

- [1] T.F. Klimowicz. The large scale commercialisation of aluminium- matrix composites. *J. Metals* 46, 11 (1994), 49-53
- [2] W.H. Hunt Jr, D.R. Herling. Aluminium metal matrix composites. *Adv. Mat. Proc* 2 (2004), 39-41.
- [3] J.V. Foltz, C.M Blackmon. Metal Matrix Composites. *Adv. Mat. Proc.* (1998), 12: 19-23.
- [4] D.J.Lloyd. Particle reinforced aluminium and magnesium matrix composites. *Int. Mat. Rev.*39,1 (1994) 1-22
- [5] Y.Wu, H.Liu, E.J. Lavernia Solidification behaviour of Al-Si/SiC MMCs, during wedge- mold casting. *Acta Metal Mat.* Vol 42 n.3 (1994) 824-837
- [6] S. Nagarajan, B.Dutta, M.K. Surappa The effect of SiC particles on the size and morphology of eutectic silicon in cast A356/SiC composites. *Comp. Sc. and Tecn.*(1999), 897-202.
- [7] A.M. Samuel A.Gotmare F.H.Samuel Effect of solidification rate and metal feedability on porosity and SiC / Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> particle distribution in an Al-Si-Mg (359) alloy. *Composites Science and technology* (1995) 53, 301-315.
- [8] F.Habashi Alloy preparation, properties, applications. Wiley-Vch (1998),166-201.
- [9] S.Wu, Y.You, P.An, T. Kanno H.Nakae Effect of modification and ceramic particles on solidification behaviour of aluminium-matrix composites. *J of materials science* (2002) 37, 1855-1860.
- [10] J.Braszczyński A.Zyska Analysis of the influence of ceramic particles on the solidification process of metalmatrix composites. *Material Science Engineering* ( 2000) A278, 195-203.
- [11] D.M. Stefanescu, A.Moitra, A.S.Kacar, B.K. Dhindaw. The influence of buoyant forces and volume fraction of particles on the particle pushing/entrapment transition during directional solidification of Al/ SiC and Al/Graphite composites. *Metall. Mater. Trans.* (1990) 21A, 231-239.
- [12] D.M.Stefanescu, B.K. Dhindaw, S.A.Kacar, A.Moitra. Behaviour of ceramic particles at the solid-liquid metal interface in metal matrix composites. *Metall. Mater. Trans.* (1988), 19A:2847-2854.
- [13] P.Bassani, B.Previtali, A.Tuissi, M.Vedani, G.Vimercati, S.Arnaboldi Solidification behaviour and properties of Al-alloy SiC-reinforced cast composites. *Atti Conv. Int. ETDCM-7*, Sheffield, 2005.
- [14] M.D.Peres, C.A.Siqueira, A.Garcia Macrostructural and microstructural development in Al-Si alloys directionally solidified under unsteady-state conditions. *J. of All. And Comp.* 381 (2004), 168-181.
- [15] S.Nagarajan, B.Dutta, M.K.Surappa The effect of SiC particles on the size and morphology of eutectic silicon in cast A356/SiC composites. *Comp. Sc. Tech.* 59 (1999),897-902.
- [16] M.K Surappa. Microstructure evolution of DRMMCs (discontinuously reinforced metal matrix composites): States of art. *J of mater. procc.techn.* (1997); 63:325-333.

## ABSTRACT

### EXPERIMENTAL AND NUMERICAL ANALYSES ON SOLIDIFICATION OF ALUMINIUM-MATRIX COMPOSITES

#### Keywords:

The present research describes results obtained by a combined numerical and experimental analysis on solidification and cooling of aluminium-matrix composite castings.

A conventional A360 foundry alloy and two corresponding composites reinforced by 10 and 20 vol.% SiC particles were investigated. Models representing laboratory castings of the different materials and casting procedures were applied and compared to experimental results. This procedure allowed evaluating specific solidification conditions aimed at producing casting with the desired microstructural properties such as dendritic arm spacing (SDAS) and dispersion of the ceramic reinforcement within the aluminium matrix.

Particular attention was given to interaction phenomena occurring between reinforcement particles and the matrix solidification front, considering the different casting conditions. The data obtained from numerical models were

exploited to gather information on local solidification conditions of the castings.

Analyses on the A360-20% SiC e A360-10%SiC castings produced in steel moulds featured a sound structure devoid of significant casting defects. It was showed that when the local estimated solidification condition was lower than a critical solidification rate, the microstructure detected experimentally featured the segregation of the reinforcement to interdendritic regions due to a phenomenon of particle pushing by the advancing matrix solidification front.

On the contrary, when the estimated solidification rate exceeded a critical rate, an improved particle dispersion was observed, in good accordance to theoretical predictions. It was stated that the improved homogeneity of SiC particle dispersion was due to a marked refinement of the dendritic arm spacing that down to a size comparable to the particle dimensions.

The experimental analyses demonstrated that the SDAS parameter also depends on the presence of the fine SiC particles dispersed in the aluminium matrix. Accordingly, by keeping the same solidification conditions, a refinement of the SDAS was observed, eventually leading to a spacing comparable to reinforcement particle size.