

**IGF 11 - XI Convegno Nazionale
Gruppo Italiano Frattura
Brescia, 4-6 luglio 1995**

**MICROMECCANISMI DI FRATTURA E DANNEGGIAMENTO TENSILE IN UNA
LEGA ALLUMINIO-SILICIO IPOEUTETTICA**

R. Doglione*, D. François**, J. L. Douzich**

*Dipartimento di Scienza dei Materiali e Ingegneria Chimica, Politecnico di Torino

**Laboratoire de Mecanique, Sols, Structures et Materiaux, Ecole Centrale Paris

SOMMARIO

Lo studio qui presentato verte sull'interpretazione microstrutturale dei micromeccanismi di danneggiamento tensile nella lega da getto Al-Si ipoeutettica A356. Le prove sperimentali svolte comprendono un'approfondita caratterizzazione della microstruttura tramite i parametri di metallografia quantitativa, prove di trazione tradizionali e caratterizzazione macroscopica del danno, prove di trazione "in situ". Integrando i risultati delle prove meccaniche macroscopiche con la caratterizzazione microstrutturale ed i dati qualitativi e quantitativi sui meccanismi di danneggiamento ottenuti con le prove "in situ", il lavoro conduce con una dettagliata disamina sulla rilevanza dei parametri di microstruttura solitamente usati per discutere le caratteristiche meccaniche delle leghe da getto Al-Si.

INTRODUZIONE

Fra le leghe metalliche già da lungo tempo prodotte per applicazioni nell'industria dei trasporti, le leghe alluminio-silicio da getto, con le problematiche di abbassamento dei costi di produzione e dei pesi dei veicoli, stanno conoscendo un'estensione nel loro impiego. In particolare, la lega da getto ipoeutettica A356 tende ad essere sempre più presente in taluni particolari di motori per veicoli terrestri (supporti, carter, ecc.) laddove sia necessario produrre pezzi di geometria molto complessa ma dalle buone caratteristiche meccaniche. Soprattutto nel tentativo di migliorare queste ultime, sono in corso ormai da alcuni anni ricerche aventi lo scopo di comprendere il più possibile la stretta dipendenza fra la microstruttura del materiale, le caratteristiche tensili e la tenacità a frattura.

E' certamente noto da ormai molto tempo il ruolo critico, sulle caratteristiche meccaniche del materiale, dell'aggiunta di piccole quantità di elementi chimici capaci di dare l'effetto di "modificazione dell'eutettico", e della la velocità di solidificazione del getto (1-4). Circa il primo fattore, l'impiego di agenti modificanti (Na, Sr, Sb) consente di alterare la morfologia delle particelle di silicio che solidificano nel liquido eutettico, la quale passa da aciculare grossolana a fibrosa fine (5), con notevole incremento delle caratteristiche di duttilità e di tenacità dei getti non trattati termicamente. In parte legata alla modificazione dell'eutettico è poi la comparsa di porosità, da ritiro e da sviluppo di idrogeno (più probabile se s'impiega Sr come modificante), che condiziona soprattutto l'allungamento a rottura e la tenacità. A proposito del secondo fattore, è evidente come elevate velocità di raffreddamento, e quindi di solidificazione, consentano l'ottenimento di strutture metallografiche più fini, e dunque più tenaci.

Frazione volumica e distribuzione della porosità, morfologia e dimensioni delle particelle di silicio e taglia delle dendriti di fase primaria, descritti dai vari ricercatori sia con la pubblicazione di tavole illustranti micrografie standardizzate, sia con parametri di metallografia quantitativa, sono quindi le grandezze attraverso le quali poter studiare, non solo in modo qualitativo, la correlazione fra la microstruttura e le caratteristiche meccaniche.

Ad un tale presupposto metodologico, che è universalmente accettato, non corrisponde ancora una messe di risultati soddisfacente: come sarà discusso più dettagliatamente nei prossimi capitoli, i risultati riportati in letteratura (6-12) illustrano andamenti, talvolta anche quantitativi, delle caratteristiche meccaniche (tensioni di snervamento e rottura, allungamento a rottura e tenacità a frattura) in funzione dei parametri di microstruttura determinati per via metallografica, ma senza arrivare mai ad approfondire i meccanismi di deformazione e frattura, e tantomeno a conclusioni generali circa l'effetto dei suddetti parametri. La difficoltà principale risiede essenzialmente sia nell'impossibilità con i mezzi tradizionali di andare a fondo nella comprensione dei meccanismi, sia nel riuscire a determinare separatamente l'influenza delle grandezze determinate per via metallografica.

La via più promettente per procedere sembra allora quella di fare uso del più potente strumento d'indagine oggi disponibile per sondare il comportamento micromeccanico dei materiali, cioè il microscopio elettronico a scansione con macchina di prova a trazione al suo interno. La possibilità di realizzare prove cosiddette in situ (cioè all'interno del microscopio), costituisce l'unico mezzo per superare le classiche difficoltà di ricostruzione a posteriori dei meccanismi di deformazione e frattura: si osservano infatti i materiali sotto carico, e si evitano i problemi connessi con lo scarico ed il sezionamento, che comportano quasi sempre alterazioni locali e richiusura dei difetti. Vi è pertanto la possibilità di ottenere sufficienti dettagli da poter modellizzare il comportamento meccanico del materiale, potendo per tale via conseguire simultaneamente tanto approfondimenti nella comprensione quantitativa dei meccanismi, quanto la capacità di prevedere la risposta meccanica in opera di pezzi dalla geometria complessa in condizioni di carico multiassiale.

Il lavoro qui presentato nasce dall'insoddisfazione degli autori circa i risultati riportati in letteratura per la lega A356, e quindi di riflesso dall'esigenza dei costruttori di automobili di estendere l'impiego del materiale conoscendone con affidabilità le caratteristiche di risposta in opera. A differenza di alcuni altri materiali metallici (essenzialmente acciai e leghe duttili contenenti inclusioni o ghise sferoidali), dei quali si è soddisfacentemente compresa e modellizzata la dipendenza fra microstruttura metallografica e caratteristiche meccaniche, la notevole complessità microstrutturale delle leghe Al-Si ipoeutettiche impone di fare il primo passo restringendo un poco il campo d'indagine. Pertanto, l'attività sperimentale e la discussione condotti in questo lavoro saranno limitati al solo comportamento a trazione uniassiale della lega A356-T6, provata a temperatura ambiente ed in condizioni di carico quasistatico. Si trascura inoltre l'effetto della porosità, che ha già ricevuto abbondanti attenzioni in letteratura, e si considerano così solo getti di elevata qualità, quali vengono correntemente ottenuti quando il processo di colata e di modificazione dell'eutettico sono realizzati con cura.

PARTE SPERIMENTALE

Su una serie di colate sperimentali di provette cilindriche del diametro di circa 15 mm di lega A356 (la composizione chimica è riportata in Tabella 1) realizzate presso consorzio PSA (Peugeot-Citroën) a Velizy (Île de France), sono state condotte indagini di metallografia quantitativa, prove di trazione tradizionali, prove di trazione con carichi e scarichi per misurare l'evoluzione del danno e prove di trazione cosiddette "in situ". Tutta l'attività sperimentale qui descritta è stata condotta presso il Laboratorio di Meccanica e Materiali dell'Ecole Centrale Paris.

Allo scopo di ottenere il maggior numero d'informazioni possibili dell'effetto delle variabili metallurgiche sui meccanismi di deformazione e frattura, si sono effettuate colate in conchiglia metallica (abbreviate in questo lavoro con "Coq") ed in forma di sabbia (abbreviate con "Sab"). In conchiglia si sono realizzati tempi di solidificazione dell'ordine di 20 s, in sabbia dell'ordine di 80 s, ottenendo rispettivamente una struttura fine ed una struttura metallograficamente più grossolana. Inoltre, in alcune delle colate prodotte con entrambe le tecnologie, la percentuale di Fe è stata portata a circa 0,3% in peso, allo scopo di saggiare l'effetto specifico di questo elemento come impurezza. La lega è stata in seguito assoggettata al classico trattamento termico T6, allo scopo di conferirgli buone caratteristiche meccaniche tensili. I dettagli del trattamento sono riportati in Tabella 2.

Tabella 1: composizione chimica in peso della lega A356.

Si	Mg	Mn	Ti	Fe	Na	Al
7%	0,3%	0,07%	0,16%	0,15%	0,007%	bal

Tabella 2: il trattamento termico T6 per la lega A356.

Solubilizzazione	T = 540°C	t = 6h
Spegnimento	T = 20°C	acqua
Invecchiamento	T = 160°C	t = 6h

Le prove di trazione tradizionali sono state condotte in regime quasistatico, cioè con velocità di deformazione di 10^{-3} s^{-1} . I risultati sono riportati in Tabella 3. Come ci si poteva aspettare, i getti in conchiglia, caratterizzati da microstrutture più fini, mostrano caratteristiche tensili un poco superiori, mentre molto migliore è l'allungamento a rottura. Per i campioni ricchi in Fe, gli allungamenti a rottura sono tutti mediamente più bassi di 2-3 punti percentuali rispetto ai valori riportati in tabella. I tratti plastici delle curve di trazione sono poi stati approssimati con una legge di potenza tipo Ludwik; si è potuta così quantificare, tramite l'esponente d'incrudimento n , la superiorità della lega colata in conchiglia per quanto riguarda il comportamento plastico. Entrambi i tipi di colata sono tuttavia accomunati dal fatto di presentare una strizione nulla: questo risultato, in evidente contraddizione col fatto che la lega dà comunque luogo sotto carico a notevole deformazione plastica macroscopica e quindi non è affatto fragile, potrà essere spiegato tramite le osservazioni "in situ".

Tabella 3: caratteristiche meccaniche tensili di getti in sabbia (Sab) e in conchiglia (Coq) di lega A356-T6.

	$\sigma_{0,2}$ (Mpa)	σ_{MAX} (MPa)	ϵ_{MAX} (%)	σ_0 (MPa)	K (MPa)	n
Sab	210	275	7,5	100	311	0,16
Coq	225	293	11	120	325	0,21

Legge di Ludwik $\sigma = \sigma_0 + K \epsilon_p^n$
 Strizione = 0 per sabbia e conchiglia

MICROSTRUTTURA DELLA LEGA A356

Messo da parte l'uso di tavole qualitative di micrografie, che con la diffusione su larga scala degli analizzatori d'immagine si è affievolito ed è destinato a sparire, e tenendo conto che tali mezzi solamente visivi non permettono d'indagare la microstruttura con l'approfondimento oggi desiderabile, si è condotta una campagna di misure al microscopio metallografico Leitz equipaggiato con un analizzatore d'immagini, denominato commercialmente Visilog e sviluppato dalla Noesis.

Si inizia l'esame generale della microstruttura con il confronto metallografico fra il getto in conchiglia (Figura 1a) e quello in sabbia (Figura 1b). E' immediatamente evidente l'effetto della velocità di solidificazione, e quindi del tempo di solidificazione locale (13), sulla taglia delle dendriti di alluminio, che appaiono nettamente più grandi per il getto in sabbia. Anche la distribuzione del prodotto di solidificazione del liquido eutettico (zone puntinate di particelle scure che circondano le dendriti bianche) differisce fra sabbia e conchiglia. Siccome sia in sabbia che in conchiglia non si è troppo lontani dalle condizioni di equilibrio previste dal diagramma di stato Al-Si (vi sono certamente dei sottoraffreddamenti che dipendono sia dalla velocità di raffreddamento, sia soprattutto da come viene condotta l'operazione di modificazione dell'eutettico (14), ma la loro entità è limitata a pochi gradi), la frazione volumica di liquido eutettico è approssimativamente la stessa (circa il 50%). Poco dopo, il liquido eutettico solidificherà per nucleazione ed accrescimento delle particelle di silicio sulle impurezze, per accrescimento epitassiale di una parte dell'alluminio sulle dendriti primarie e della restante parte sulle particelle di silicio già formate. Tenuto conto quindi dell'accrescimento epitassiale delle dendriti primarie all'eutettico, il restante liquido occuperà gli spazi interdendritici, come illustrato in Figura 1, formando come una specie di fase connessa caratterizzata da canali sottili (Figura 2a), dove le dendriti quasi si toccano, e da bacini più vasti (Figura 2b). Come manifesta bene la Figura 1, la solidificazione in conchiglia dà luogo a zone ricche di silicio organizzate in canali interdendritici (nel seguito spesso abbreviati con la sigla "int") numerosi e corti ed in molti ammassi (abbreviati con "am") piccoli, poco pronunciati. Al contrario, in sabbia i canali interdendritici sono lunghi, mentre gli ammassi sono grandi e poco numerosi.

Tali osservazioni sulla morfologia e distribuzione del solido eutettico sono solo qualitative; una descrizione matematica delle caratteristiche stereologiche di detto costituente metallografico sarebbe desiderabile, ma per il momento è prematura. Vi sono infatti due problemi insoluti: il primo è quello di isolare metallograficamente il costituente eutettico, per poterlo trattare con i metodi dell'analisi dell'immagine, colorando di scuro la parte di alluminio che non appartiene direttamente alle dendriti, in modo da assimilarlo al silicio, ma ciò si è rivelato impossibile con i metodi metallografici tradizionali. E' forse più promettente utilizzare il microscopio lavorando in campo scuro, ma l'ottenimento di un buon contrasto fra l'eutettico e le dendriti richiede una procedura laboriosa. Il secondo problema sulla via di una caratterizzazione matematica della morfologia del solido eutettico è più serio, ed è costituito dalla mancanza di parametri stereologici semplici che si prestino all'analisi. In letteratura si trovano lavori specialistici che trattano il caso di sistemi bifasici a fasi connesse (15), ma non forniscono spunti per definire e misurare la densità, le dimensioni ed il grado di ramificazione di ammassi e canali interdendritici.

Ci si è quindi limitati a caratterizzare per mezzo della metallografia quantitativa le dendriti e le particelle di silicio. Per determinare la taglia delle dendriti, i più diffusi parametri sono il DAS (Dendrite Arm Spacing) e il SIM (Segmento Intercetto Medio, ossia la lunghezza media di quei segmenti appartenenti ad un insieme di

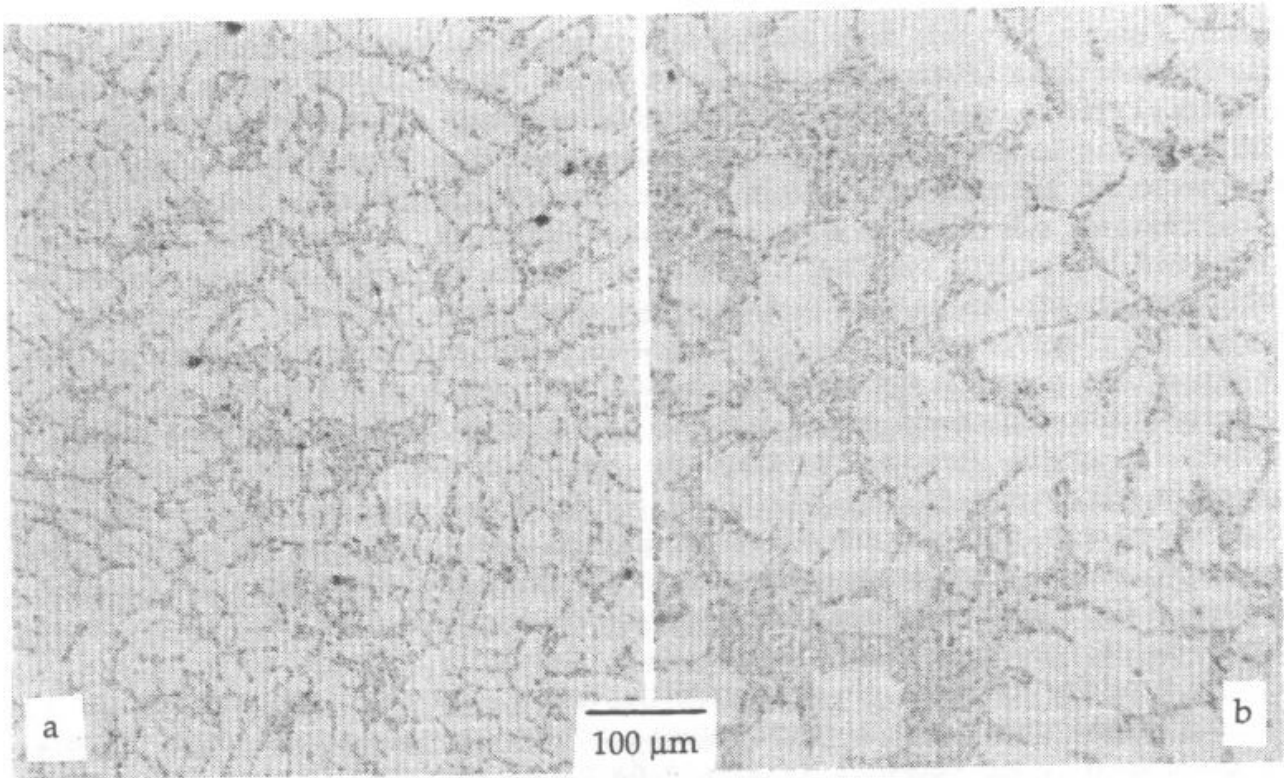


Figura 1: microstruttura metallografica della lega A356-T6 colata in (a) conchiglia (Coq) e in (b) sabbia (Sab).

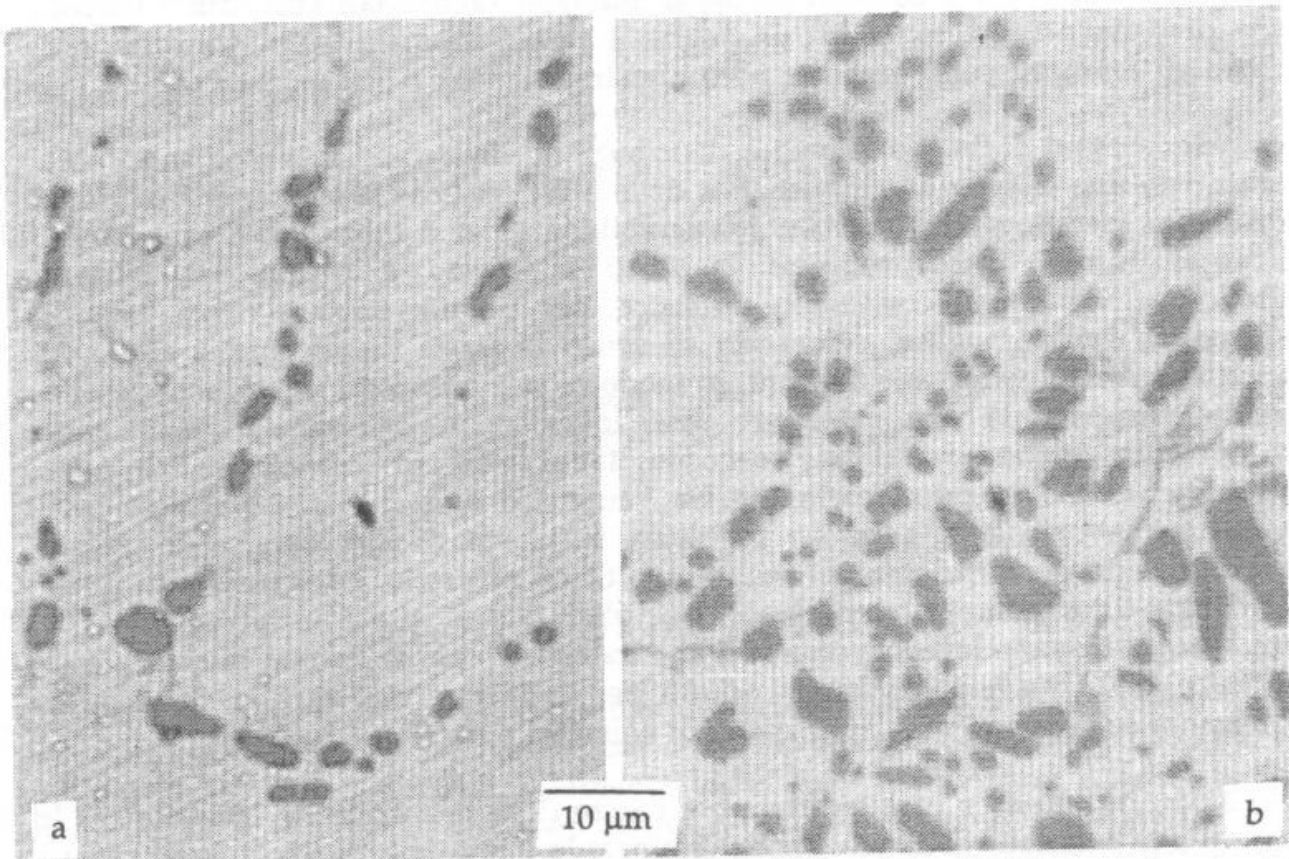


Figura 2: differente distribuzione delle particelle di Si nei canali (a) o negli ammassi interdendritici (b).

linee tracciate a caso sulle micrografie, i quali sono inclusi nelle dendriti ma non nel solido eutettico). Poichè il DAS rappresenta l'interspazio medio fra le dendriti, e quindi congloba assieme alle dimensioni di queste ultime anche in parte quelle del solido eutettico, si è scelto in questo lavoro di determinare sperimentalmente il SIM. E' comunque possibile passare dal DAS al SIM e viceversa per mezzo di correlazioni sperimentali reperibili in letteratura, che per la lega A356 sono lineari (16). Ritornando al caso in esame, la colata in conchiglia si differenzia nettamente da quella in sabbia, Tabella 3, con un SIM pari a 16 μm contro i 39 μm di quest'ultima.

Per quanto riguarda le particelle di silicio, allo scopo di isolarle bene tra loro sulle immagini, e dare loro il massimo effetto di contrasto rispetto alla matrice, sono stati impiegati con buoni risultati attacchi coloranti al ferrocianuro di potassio o all'eptamolibdato di ammonio (17-19), che impartiscono colore bruno o blu alle particelle di Si, mentre lasciano grigio chiaro gli intermetallici a base Fe (soprattutto FeSiAl_5) e bianca la matrice di Al. Tramite Visilog, sono stati misurati per ciascuna particella di Si l'area della superficie, il perimetro, il diametro di Feret (lunghezza della proiezione di un oggetto piano lungo una direzione prefissata) a 0° e a 90° rispetto alla direzione orizzontale sull'immagine e la rosa delle direzioni per un vasto insieme di particelle (distribuzione in funzione della direzione nel piano dei valori del diametro di Feret massimo per ciascuna particella).

Le misure dei diametri di Feret e della rosa delle direzioni hanno avuto lo scopo di accertare se vi fossero effetti di orientazione preferenziale globale nelle particelle di silicio. Nonostante le misure del diametro di Feret siano state condotte lungo direzioni fisse (0° e 90° appunto), queste sono in realtà continuamente variabili rispetto alla microstruttura. Infatti, operando su di una sezione di una provetta cilindrica ottenuta per colata, e se si trasla ma non si ruota il campione fra una presa d'immagine e l'altra, le suddette orientazioni sono fisse, mentre cambia localmente la direzione di crescita delle dendriti di alluminio primario, che segue il flusso termico approssimativamente assialsimmetrico, e quindi è radiale. Pertanto si è esplorato un ampio spettro fra le possibili direzioni di proiezioni di Feret rispetto ad ogni possibile orientazione locale. Si è riscontrato un effetto di orientazione locale in ciascuno dei canali interdendritici, coerentemente col fatto che se lo spazio fra le dendriti è limitato, la crescita delle particelle avviene parallelamente al canale. Del tutto in accordo con questa interpretazione, non vi sono orientazioni preferenziali del Si negli ammassi ed inoltre, mediando su un numero sufficientemente grande di particelle appartenenti a canali interdendritici diversi, il diametro di Feret a 0° è praticamente coincidente con quello a 90° , manifestando così che non vi sono orientazioni preferenziali globali nelle direzioni di crescita delle particelle. Da questo punto di vista la lega è quindi isotropa. Nel seguito non verranno perciò riportati e discussi ulteriormente i valori dei diametri di Feret.

Sfruttando i valori di area A e perimetro p misurati per ogni particella, si sono calcolati i valori del diametro del cerchio equivalente d_{eq} e del fattore di forma F :

$$d_{eq} = \sqrt{(4A/\pi)}$$

$$F = p^2/4\pi A$$

Ciascuna particella è dunque caratterizzata da un parametro che ne esprime la dimensione e da uno che ne esprime la forma. Sulla scelta precisa di quali parametri siano meglio rappresentativi di dimensione e forma non esiste un accordo generale in letteratura, e pertanto quelli qui determinati rispondono all'esigenza di semplicità. L'insieme dei valori è stato successivamente suddiviso in modo tale da distinguere le zone di canale interdendritico dagli ammassi, ed i valori medi ottenuti sono riportati in Tabella 4. Infine, conoscendo la frazione volumica f del silicio nel solido eutettico è possibile determinare, applicando le classiche formule di Edelson e Baldwin (20), l'interspazio medio s fra le particelle di Si all'interno degli ammassi:

$$s = (1-f) \sqrt{(2/3f)} \cdot d_{eq}$$

Lo stesso calcolo non è svolto per i canali a causa dell'impossibilità di isolare (data la loro conformazione) una zona di solido esclusivamente eutettico. Si può comunque ritenere che i valori di interspazio riportati in Tabella 4 per i soli ammassi, siano approssimativamente rappresentativi anche dei canali interdendritici.

Tabella 4: caratteristiche microstrutturali della lega A356 colata in conchiglia (Coq) e in sabbia (Sab); int = canale interdendritico, am = ammasso interdendritico.

	coq/int	coq/am	sab/int	sab/am
area media A (μm^2)	6,12	7,02	10,35	10,68
diametro equivalente medio d_{eq} (μm)	2,60	2,72	3,45	3,49
fattore di forma medio F	1,30	1,47	1,37	1,45
interspazio medio s (μm)	-	5,56	-	7,14
s/d_{eq}	-	2,04	-	2,05
SIM (μm)	16 (Coq)		39 (Sab)	

La Tabella dei valori medi mostra come non vi siano, per ciascun tipo di colata, variazioni sensibili nel diametro equivalente fra canali e ammassi interdendritici. Coerentemente con il fatto che in sabbia la velocità di solidificazione sia più bassa, d_{eq} è circa il 25% più alto che in conchiglia. D'altra parte, i valori qui riportati, che

sono ben confrontabili con alcuni apparsi recentemente in letteratura (21), dimostrano che il trattamento termico di solubilizzazione è il fattore più influente nel determinare le dimensioni finali delle particelle, perchè i processi di frantumazione, sferoidizzazione e coalescenza che avvengono durante la permanenza del materiale a 540°C smorzano di molto le forti differenze iniziali fra sabbia e conchiglia. Lo stesso si può dire valga per il fattore di forma, anche se negli ammassi le particelle rimangono un poco più allungate che nei canali, memori della maggior libertà di crescita direzionale legata al maggior spazio a disposizione. I valori di distanza media s riflettono i rapporti fra i diametri equivalenti medi fra sabbia e conchiglia: a pari frazione volumica di silicio nel solido eutettico, un diametro equivalente più piccolo implica particelle più numerose, e dunque più vicine.

Per la stessa ragione, non vi è invece alcuna differenza fra i due tipi di colate nei valori del rapporto s/d_{eq} , che del resto è dettato in prima approssimazione (se si usano le formule di Edelson e Baldwin) dalla frazione volumica di silicio, qui costante in ogni ammasso. Ciò è in netto contrasto con alcuni risultati di lavori riportati in letteratura (22, 23), dove appaiono alcuni dati di interspazio che non sono simultaneamente coerenti con i diametri equivalenti e le formule di Edelson e Baldwin. Purtroppo gli autori non danno alcuna informazione su come viene calcolata la distanza media fra le particelle, e non specificano nemmeno se hanno fatto una distinzione fra i canali e gli ammassi interdendritici. Per il momento si rimanda l'approfondimento sul possibile significato del rapporto s/d_{eq} alla discussione finale, dopo uno studio più dettagliato dei meccanismi di frattura.

L'esame delle curve di densità di distribuzione dei diametri equivalenti e dei fattori di forma, qui non riportate per ragioni di brevità e di spazio, conferma la sostanziale equivalenza fra i canali e gli ammassi, mentre diversifica nuovamente sabbia da conchiglia. Per entrambi i casi le distribuzioni sono concentrate e asimmetriche, cioè i punti sono raggruppati vicino al valor medio e hanno delle code verso i valori più alti. In conchiglia si riscontra una debole coda dei diametri equivalenti verso i bassi valori, mentre verso grandi d_{eq} la coda è più importante ma comunque poco prolungata oltre il valor medio. In sabbia i diametri equivalenti non danno quasi coda verso il basso (non vi sono piccole particelle di Si), mentre verso i grandi valori la coda è discretamente consistente e soprattutto prolungata: ciò significa che esiste un certo numero di particelle con diametro molto più grande del valor medio. Analoghe considerazioni valgono per il fattore di forma: in sabbia è più importante la coda verso valori più elevati, ossia esistono parecchie particelle più allungate rispetto al valor medio.

Concludendo, l'analisi dei parametri di metallografia quantitativa ha dimostrato che esiste una certa differenza nelle caratteristiche morfologiche e soprattutto dimensionali delle particelle di Si fra sabbia e conchiglia: in quest'ultimo caso esse risultano un po' più piccole (25% in meno nel diametro equivalente rispetto alla colata in sabbia), più sferiche e più vicine tra loro. Senz'altro più rilevante la differenza fra le dimensioni delle dendriti: il rapporto fra sabbia e conchiglia è ora maggiore di 2 a 1.

LE PROVE DI TRAZIONE IN SITU

Le prove di trazione in situ si sono svolte all'interno di un microscopio elettronico a scansione Philips, facendo uso di provette piatte spesse 2 mm, larghe 3 mm e lunghe circa 35 mm. I campioni sono stati lucidati metallograficamente, montati sullo strumento e caricati controllando la velocità di spostamento della parte mobile della macchina di trazione, in modo da realizzare velocità di deformazione dell'ordine di 10^{-3} s^{-1} . Ciascuna prova di trazione è stata seguita fino a rottura, realizzando diverse pause intermedie a carico costante allo scopo di esplorare la progressione del danno con la deformazione. Le prime prove hanno permesso d'interpretare qualitativamente i meccanismi di danneggiamento, mentre successivamente si è proceduto alla determinazione quantitativa della percentuale di particelle di Si rotte o che hanno dato luogo a decoesione interfacciale con la matrice di alluminio in funzione della deformazione plastica imposta al campione. Per ottenere dati quantitativi, è stato necessario memorizzare un certo numero d'immagini per i canali e per gli ammassi interdendritici in corrispondenza di ogni tappa di carico, onde poter analizzare un insieme sufficientemente vasto di particelle e raggiungere quindi una certa rappresentatività statistica.

Gli stadi di sviluppo del danno che portano il materiale al collasso finale sono i seguenti:

- 1) deformazione plastica della matrice di Al e concentrazione di tensione in corrispondenza delle particelle di Si per tutta la durata del processo di carico, in accordo con tutte le classiche teorie (tipo Eshelby) delle inclusioni elastiche in matrici elastoplastiche, ed in accordo anche con lavori di simulazione agli elementi finiti sulle leghe Al-Si ipoeutettiche (24, 25).
- 2) rottura fragile per clivaggio delle particelle di Si a partire da deformazioni plastiche relativamente basse (0,5-1%) e fino al collasso globale. Secondo le teorie ed i lavori di simulazione sopra citati, favoriscono la rottura elevate dimensioni (diametro equivalente) ed elevati fattori di forma delle particelle. Nel caso in esame si conferma sperimentalmente il ruolo della taglia delle inclusioni, Figura 3, ma si nota anche che più che il fattore di forma è la presenza di restringimenti o intagli favorevolmente orientati rispetto alla direzione di carico che determina la rottura. In Figura 3 sono infatti visibili alcune grosse particelle fratturate, accanto alle quali ve ne sono altre di dimensioni rilevanti ma integre, ed alcune più piccole rotte in corrispondenza degli intagli.
- 3) decoesione interfacciale fra matrice e particelle, sempre a partire da deformazioni plastiche relativamente basse (0,5-1%) e fino al collasso globale. La decoesione avviene più facilmente (cioè a carichi più bassi) se all'interfaccia sono presenti composti intermetallici particolarmente fragili tipo quelli a base Fe, come i precipi-

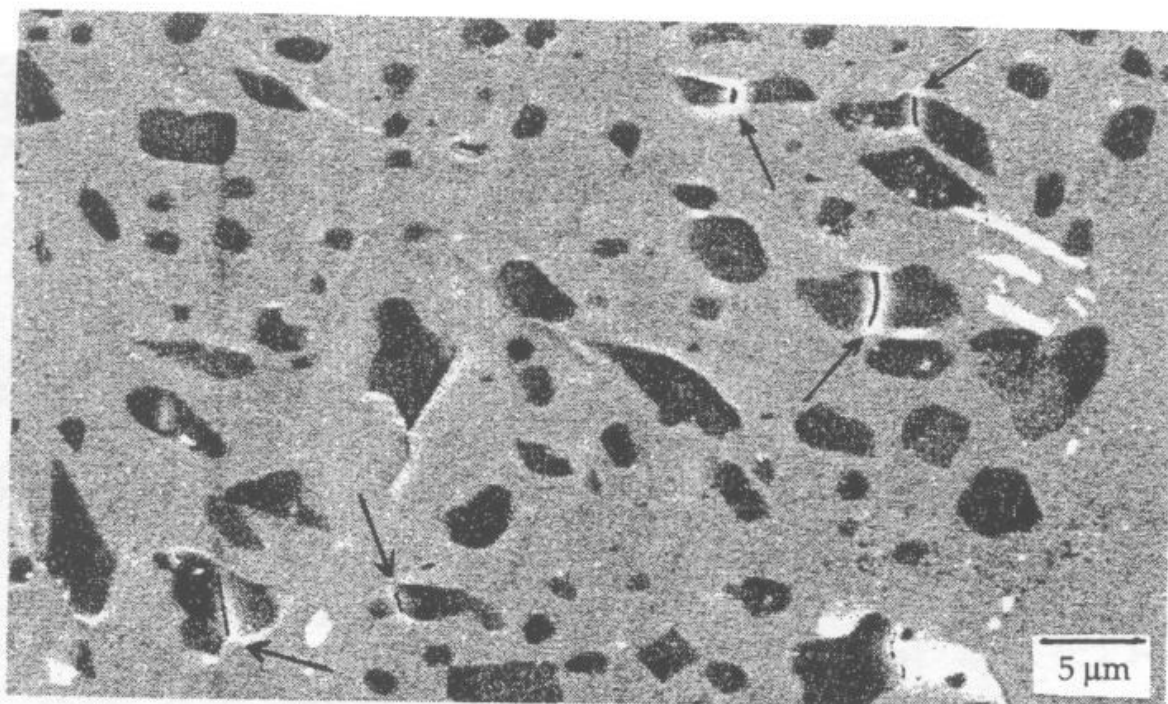


Figura 3: le rotture delle particelle (indicate con una freccia) sono determinate dalle dimensioni di queste ultime e dalla presenza di intagli.

tati filamentosi bianchi in Figura 4a e 4b. Più tardi, col progredire della deformazione plastica e l'intensificarsi della concentrazione di tensione, si attivano i fenomeni di decoesione interfacciale pura che, come mostra la Figura 5, sembrano effettivamente governati da criteri di taglia e di giacitura rispetto alla direzione del carico.

4) creazione diffusa di microcricche localizzate nei canali interdendritici a partire da deformazioni plastiche dell'ordine del 4-5%, Figura 6.

5) propagazione delle microcricche fino alla formazione di un reticolo continuo e quindi di un difetto macroscopico, il quale causa la rottura finale.

Alcune delle caratteristiche del meccanismo di danneggiamento meritano di essere discusse più approfonditamente, ed in particolare la differenza del ruolo giocato dai canali interdendritici e dagli ammassi. Negli ammassi si concentra il maggior numero di particelle fratturate, ma qui il danno ha un carattere diffuso, Figura 7, cioè le rotture non si collegano fra loro per dare microcricche. Semmai gli ammassi sono capaci di disperdere la concentrazione del danno, e funzionano da veri e propri arrestatori di cricche, Figura 8. Le cricche si sviluppano invece nei canali, ma il loro meccanismo di nucleazione e propagazione, sebbene dia luogo ad una morfologia di frattura interamente duttile, differisce completamente dalla classica nucleazione e coalescenza di microvuoti attorno alle particelle di fase secondaria. Come mostra la Figura 9 i microvuoti, una volta creati per rottura o decoesione delle particelle di Si, non crescono come invece predirebbero le leggi costitutive della plasticità dei mezzi porosi, tipo le universalmente note ed applicate leggi di

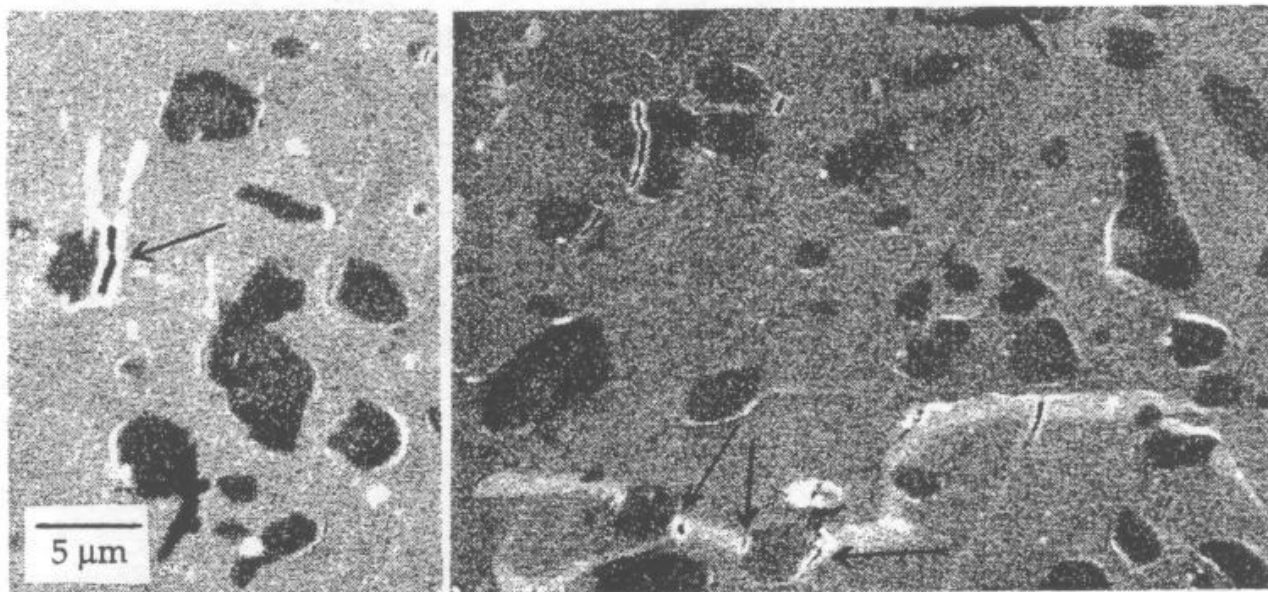


Figura 4: decoesioni di particelle di Si sul FeSiAl₅ bianco (vedere le frecce).

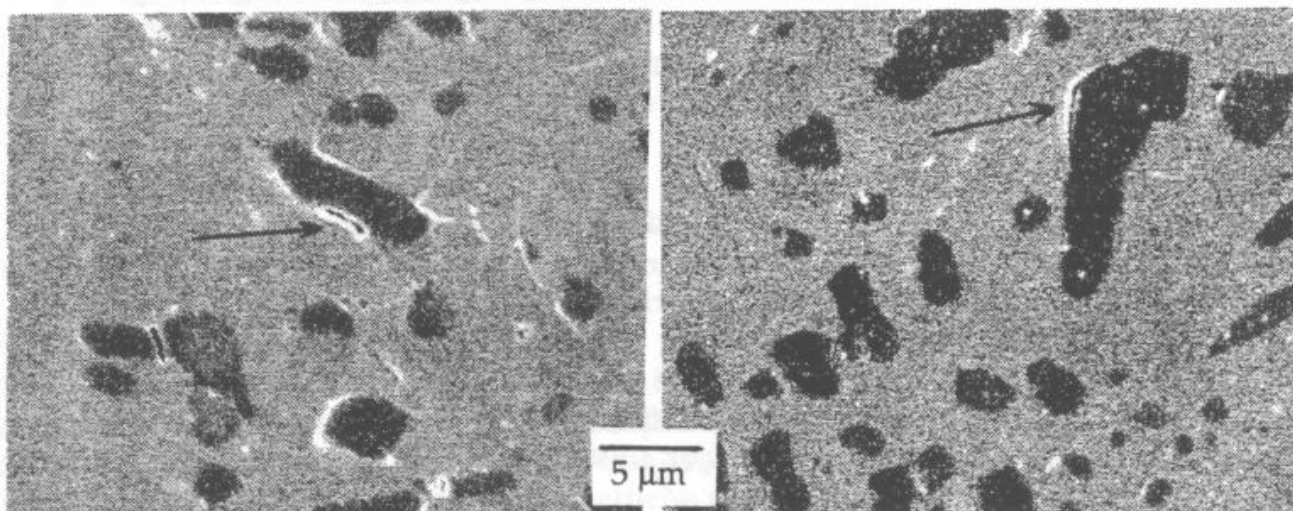


Figura 5: decoesioni interfacciali pure (vedere le frecce).

Rice e Tracey (26) o di Gurson (27). Il progredire della deformazione macroscopica produce la formazione di nuovi microvuoti, ma non l'allargamento di quelli già esistenti, finché un processo d'instabilità plastica localizzata causa il collasso repentino dei legamenti fra le rotture e crea quindi la microcricca. Questa propagherà poi con un meccanismo del tutto analogo.

L'esistenza di cricche che si propagano all'interno del materiale spiega l'assenza di strizione macroscopica. La strizione è un processo d'instabilità plastica che genera la localizzazione della deformazione in una zona macroscopica limitata del campione; esso non ha il tempo di concretizzarsi se delle cricche all'interno della lega, che implicano deformazione plastica concentrata su scala molto più ridotta, portano la provetta a frattura per instabilità plastica alla lacerazione (tearing instability).

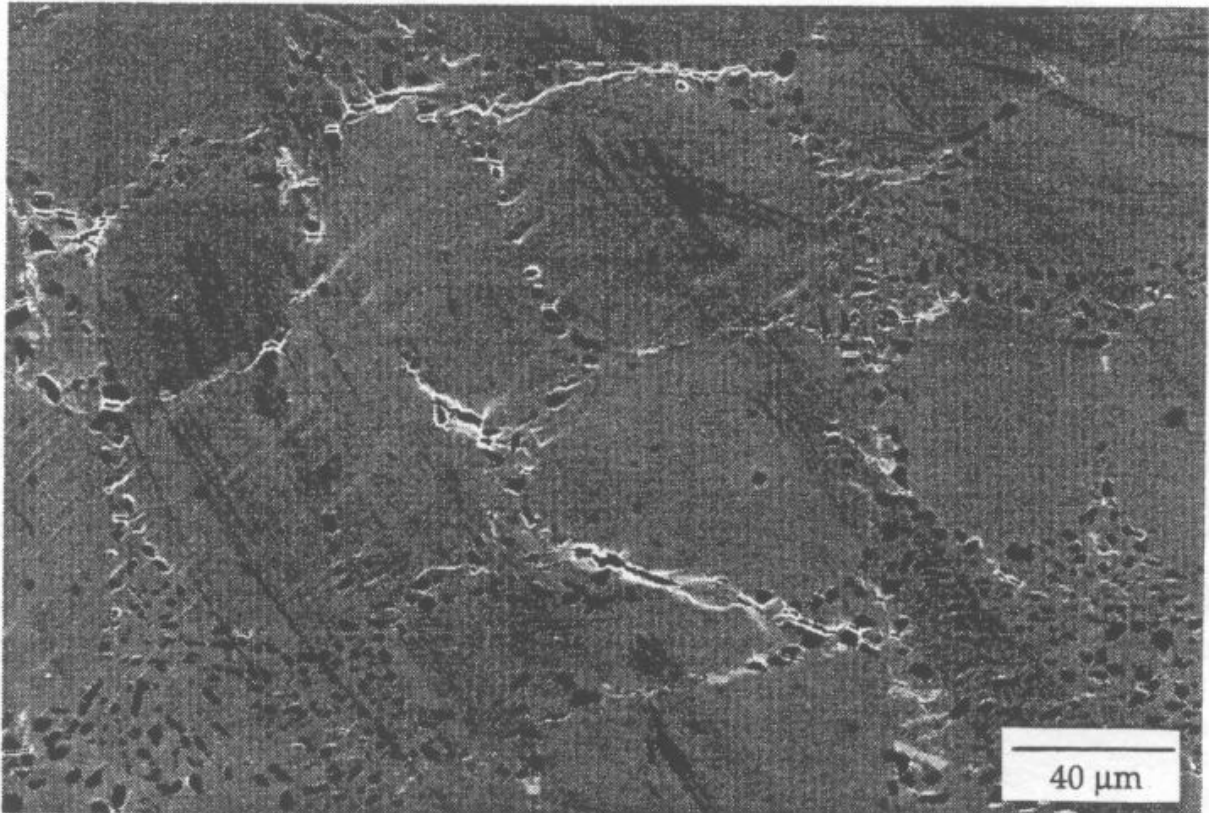


Figura 6: reticolo di microcricche localizzato soprattutto nei canali interdendritici perpendicolari alla direzione del carico.

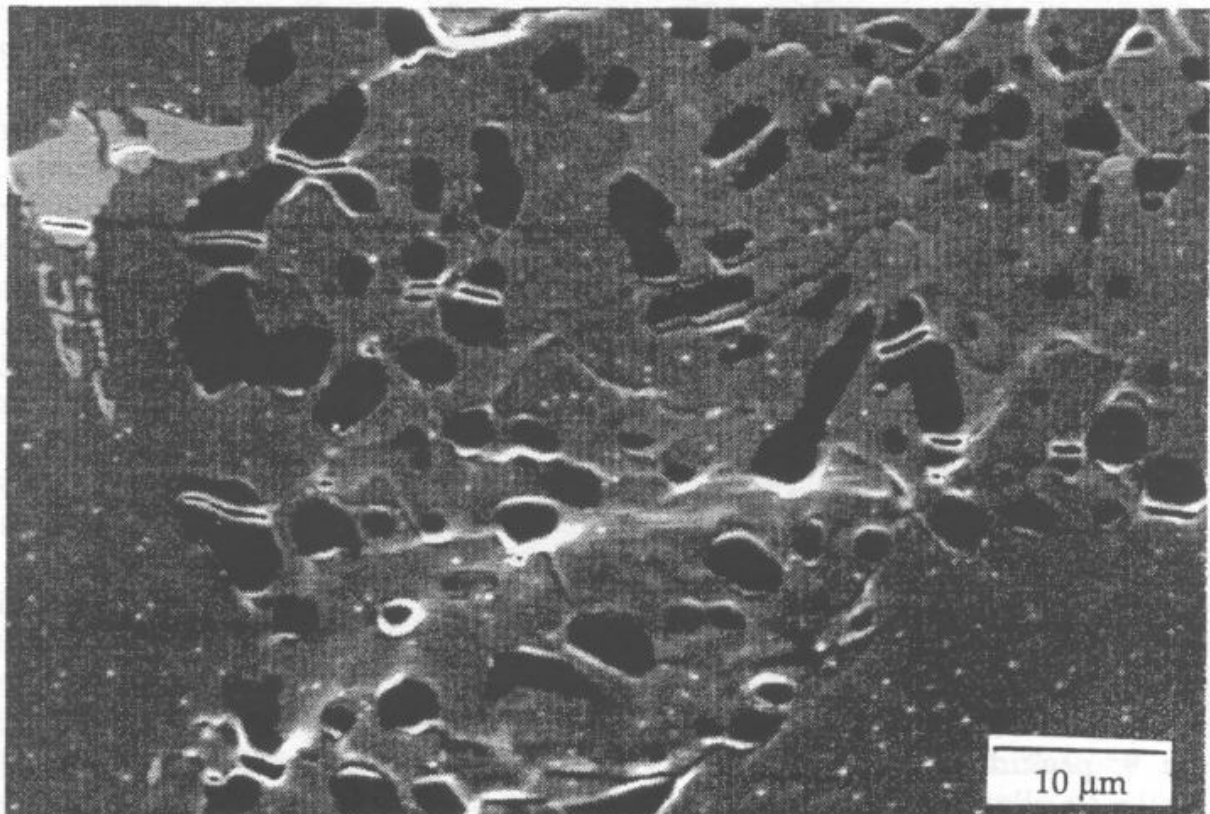


Figura 7: rotture e deformazione plastica diffusa negli ammassi interdendritici.

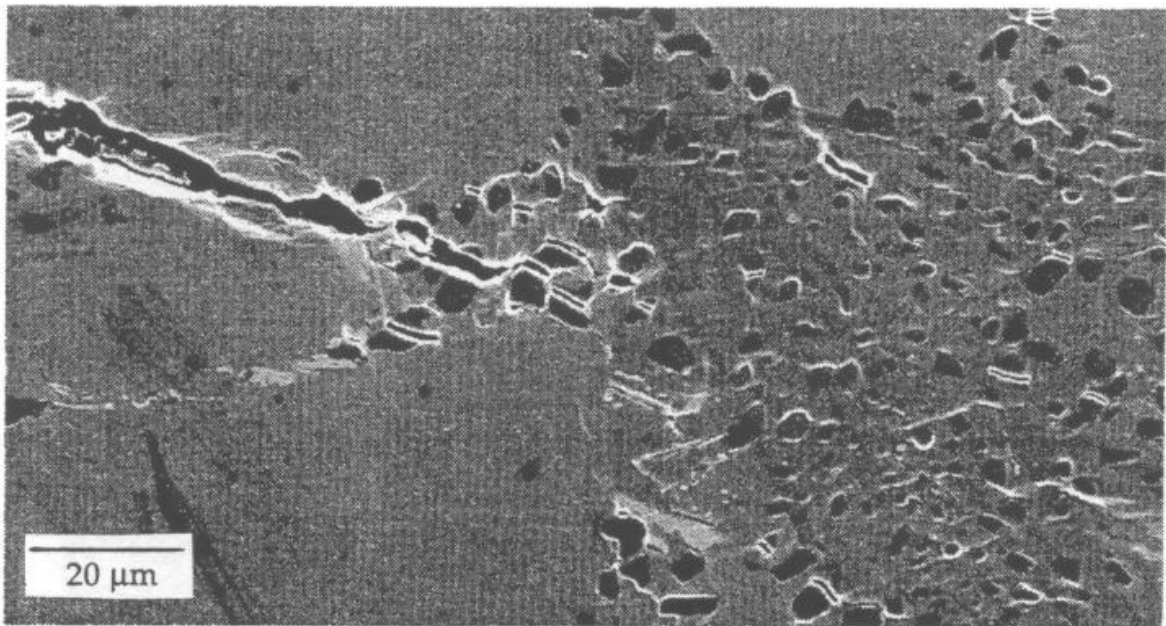


Figura 8: arresto delle microcricche agli ammassi di particelle di Si.

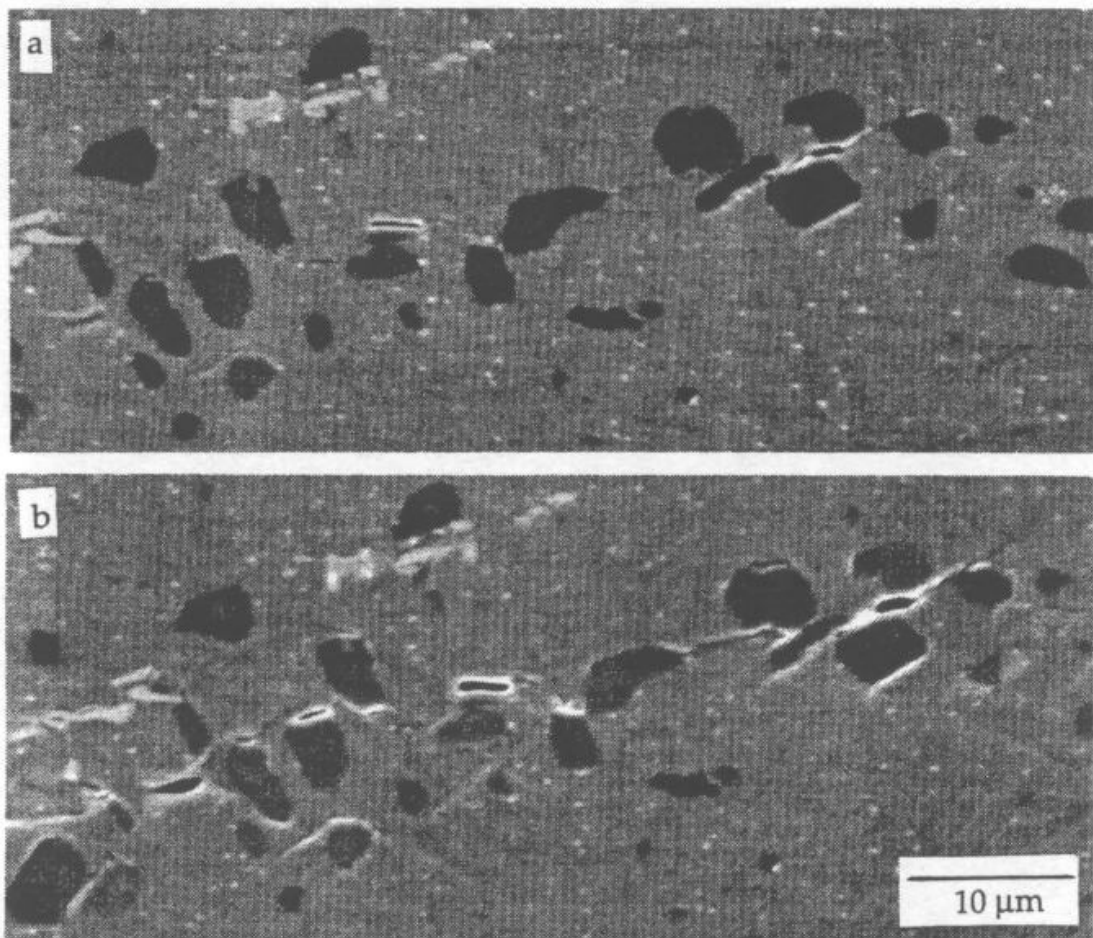


Figura 9: prelude alla formazione delle microcricche nei canali; le rotture si moltiplicano all'aumentare della deformazione plastica (a: eps. plast. = 2,8%; b: eps. plast. = 5,2%) ma le cavità create non crescono.

L'analisi quantitativa delle percentuali di particelle rotte ha permesso di mettere in luce altri importanti dettagli del meccanismo di danneggiamento. L'analisi non è stata spinta oltre valori di deformazione plastica superiori al 5%, oltre i quali il fenomeno di danneggiamento è dominato dalla formazione e dalla propagazione di microcricche. Facendo riferimento alla Figura 10, si conferma che la decoesione interfacciale sugli intermetallici a base Fe è dominante nel fenomeno di rottura all'interfaccia a bassi valori della deformazione plastica. A più alti carichi, l'energia di deformazione accumulata è sufficiente ad attivare anche la decoesione pura. Le curve di frazione di particelle che hanno dato decoesione sugli intermetallici a base Fe dipendono in realtà dalla percentuale di quest'ultimo, e si spostano verso l'alto al crescere del tenore del metallo. Le curve riportate in Figura 10 valgono per una colata in conchiglia con Fe = 0,30% dove, per l'alta velocità di solidificazione, gli intermetallici sono piccoli e numerosi, e quindi alla fine non troppo dannosi. In sabbia, la minor velocità di solidificazione impone la formazione di particelle di $FeSiAl_5$ più grandi e meno numerose, e perciò capaci di fratturarsi in maniera fragile dando luogo a vere e proprie microcricche a causa della loro conformazione spesso a lamella. In quest'ultimo caso il fenomeno cambia quindi natura, implicando un vero e proprio effetto d'infragilimento macroscopico, quale si riscontra in colate eccezionalmente ricche in ferro (Fe = 0,6-0,8%). Per concludere sull'effetto del Fe, si conferma che ad alte percentuali esso è fortemente negativo perchè infragilisce i getti mentre, a basse percentuali (0,3% o meno), e soprattutto se la colata è realizzata con forte velocità di raffreddamento, si rivela abbastanza modesto. Considerando infatti la Figura 11, valida per un getto in conchiglia, si nota come siano i fenomeni di rottura per clivaggio a dominare la percentuale globale di particelle che danno luogo a microcavità: la differenza fra le due curve di Figura 11 è infatti data dalla decoesione, della quale solo una parte non preponderante è dovuta alla presenza di Fe.

Un confronto generale riassuntivo fra la generazione di microcavità in conchiglia e in sabbia, e fra il comportamento dei canali e degli ammassi interdendritici è tentato in Figura 12. Paragonando le curve relative agli ammassi in sabbia e conchiglia, stupisce a prima vista il fatto che in quest'ultimo caso le rotture inizino per valori di deformazione più bassi e che la curva si mantenga più alta rispetto a quella rappresentativa del getto in sabbia per tutti i valori di deformazione plastica. Ciò significa che in conchiglia una parte di energia superiore a quella in sabbia viene assorbita per dare fenomeni di rottura che in realtà, diminuiscono la frazione di energia spesa per formare microcricche, e che quindi sono da ritenere benefici. Tale conclusione è dunque coerente con la maggiore tenacità e allungamento a rottura dei getti ottenuti in conchiglia. Confrontando ora le curve di generazione di microcavità di getti in sabbia relative ai canali e agli ammassi, si evidenzia che, sebbene il numero assoluto di rotture sia più grande negli ammassi a causa della maggiore quantità di particelle ivi contenute, in realtà la frazione percentuale locale delle rotture sia più importante nei canali che negli ammassi. Immediato è ora il collegamento logico fra maggiore tendenza alle rotture nei canali e la successiva generazione di microcricche. La stessa conclusione si può ritenere valida anche per i getti in conchiglia. I risultati esposti mettono l'accento e

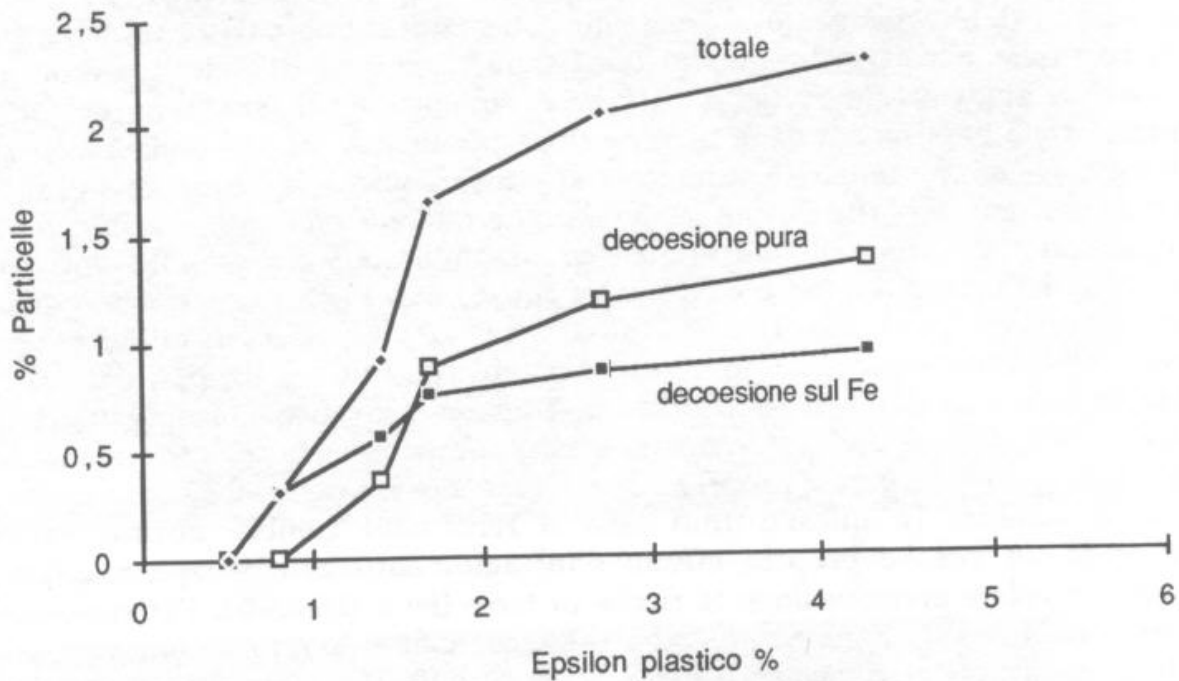


Figura 10: andamento della decoesione interfacciale delle particelle degli ammassi in un getto di A356 colato in conchiglia con Fe = 0,3%.

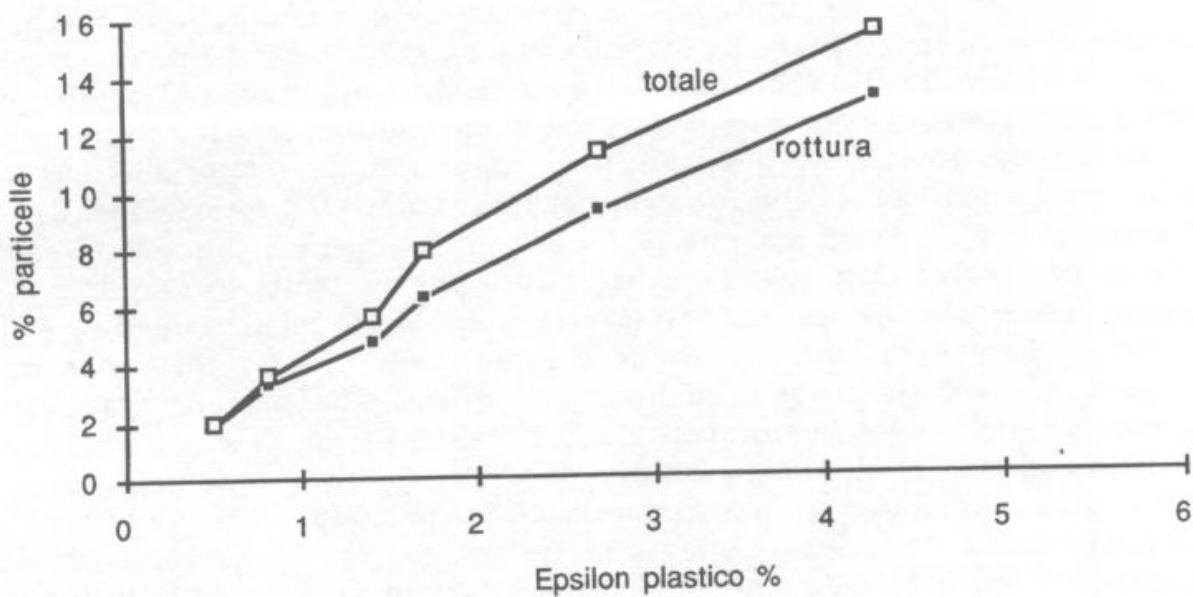


Figura 11: andamento delle rotture di particelle di Si e della percentuale globale di particelle che danno luogo a microcavità negli ammassi interdendritici in un getto di A356 colato in conchiglia con Fe = 0,3%.

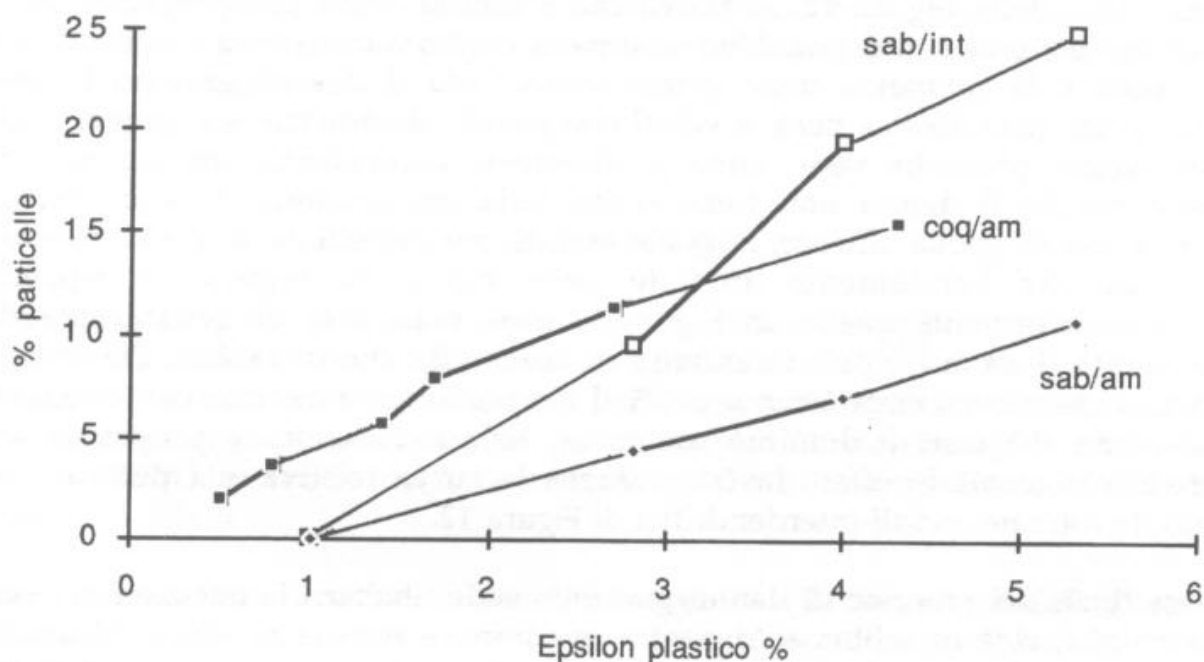


Figura 12: generazione di microcavità in canali (int) e ammassi (am) interdendritici in sabbia (Sab) e conchiglia (Coq); le percentuali di particelle rotte (comprenditive di clivaggio del Si e delle decoesioni interfacciali) sono calcolate con riferimento al numero totale di particelle dell'insieme dal quale provengono (o canali o ammassi).

sul diverso ruolo di canali e ammassi nel meccanismo di danneggiamento e frattura; a questo tema ulteriori approfondimenti saranno dedicati nel capitolo di discussione finale.

L'EVOLUZIONE MACROSCOPICA DEL DANNO

Per seguire l'evoluzione macroscopica del danno sono state condotte prove di trazione fino a rottura in regime quasistatico effettuando periodicamente scarichi parziali e ricarichi. Dalla pendenza degli scarichi, e tenendo conto dell'effettiva riduzione della sezione delle provette in campo plastico a causa dell'effetto Poisson, si è calcolato il modulo elastico vero E , la cui diminuzione causa il crescere del parametro del danno D . Detta $F(N)$ la forza applicata dalla macchina ed e la deformazione ingegneristica (sono le due grandezze lette comunemente nel corso delle prove di trazione), se E_0 è il modulo elastico iniziale ed S_0 il valore della sezione iniziale del campione, il parametro del danno è semplicemente calcolato come segue:

$$D = 1 - E/E_0 = 1 - (1+e)^2/E_0 S_0 \cdot dF/de$$

Si riporta dunque in diagramma **D** in funzione della deformazione ingegneristica **e**. I risultati sono illustrati nella Figura 13. Coerentemente con i dati quantitativi di meccanismo della Figura 12, si rileva che il danno inizia più precocemente nel materiale colato in conchiglia. Non vi è piena corrispondenza fra i punti di inizio del danno e la comparsa delle prime microcavità (i due diagrammi hanno in ascissa grandezze diverse però, a valori così piccoli, deformazioni ingegneristiche e deformazioni plastiche vere sono praticamente coincidenti), ma ciò non deve stupire perchè il danno non tiene conto della diminuzione di area resistente effettiva, ma di quella efficace, la quale non risente dell'effetto di poche rotture. Si nota poi che l'andamento iniziale delle curve in Figura 13 riproduce approssimativamente quello di Figura 12, cioè nella fase di generazione delle microcavità il danno è più accentuato in conchiglia che in sabbia. Per valori di deformazione situati circa attorno al 5% il comportamento dei due casi si equivale, precludendo alla fase di dominio sul danno della nucleazione e propagazione di microcricche, come in effetti lascia presagire la curva relativa alla percentuale di particelle rotte nei canali interdendritici di Figura 12.

La fase finale del processo di danneggiamento vede ribaltarsi le posizioni fra sabbia e conchiglia, cioè in sabbia si riscontra una minore resistenza alla nucleazione e propagazione delle microcricche, il che porta ad una più rapida crescita del danno fino alla saturazione e alla rottura. Il processo è invece più graduale in conchiglia e la frattura si verifica per valori di deformazione plastica maggiori. Si conferma quindi l'importanza della conformazione del solido eutettico nel determinare la resistenza a frattura: i pochi e lunghi canali interdendritici che si trovano nei getti in sabbia sono in grado di offrire solo una modesta resistenza alla propagazione delle microcricche.

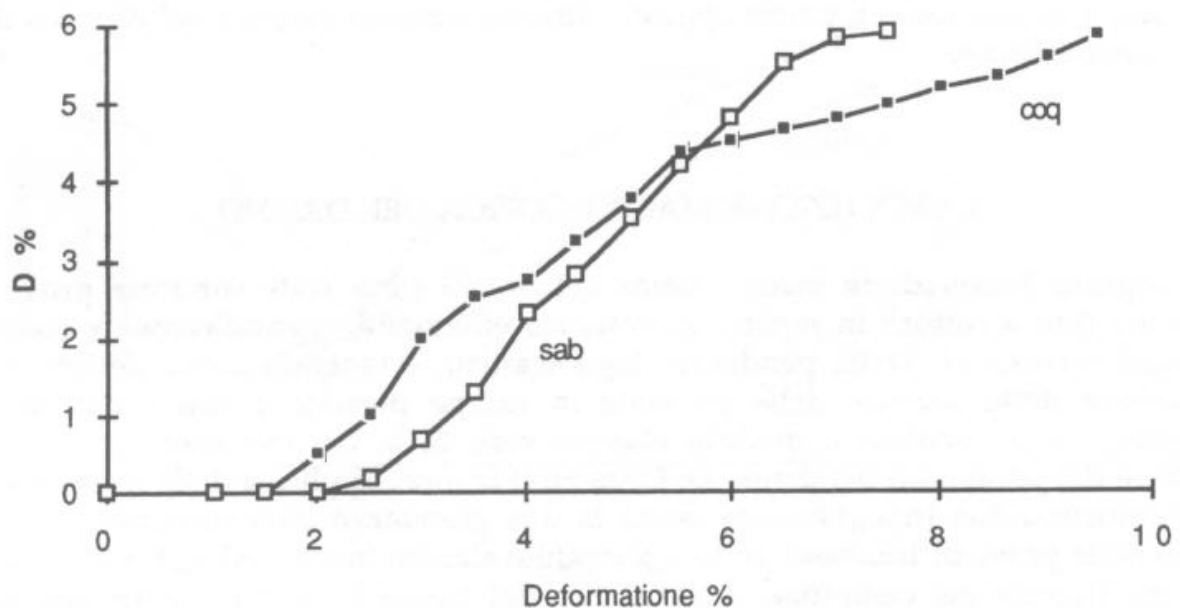


Figura 13: andamento del danno in funzione della deformazione ingegneristica per getti di lega A356 colati in sabbia (sab) e conchiglia (coq).

E' infine interessante notare che il collasso finale si produce nei due casi per lo stesso valore critico del parametro del danno ($D_c = 5,9\%$) in corrispondenza di due diversi allungamenti a rottura, come se la frattura, che si verifica a differenti valori di K_{Ic} per sabbia e conchiglia, avvenisse all'incirca per la stessa lunghezza critica di cricca equivalente.

DISCUSSIONE

Il problema centrale di questo lavoro, nel tentativo di approfondire le attuali conoscenze sulla correlazione fra la microstruttura e le proprietà meccaniche della lega A356, è d'individuare quali sono i parametri microstrutturali controllanti gli stadi del danneggiamento fra quelli qui caratterizzati, cioè la taglia media delle dendriti (SIM), la taglia (d_{eq}), la morfologia (F) e l'interspazio (s) medi delle particelle di silicio.

Il primo fenomeno importante di danno è la rottura o la decoesione delle particelle di Si. I risultati sperimentali indicano inequivocabilmente che, in ordine d'importanza decrescente, i fattori controllanti sono: 1) la presenza d'intagli, 2) la grandezza della particelle (d_{eq}), 3) gl'intermetallici a base di Fe. Gli ultimi due erano già riconosciuti come importanti in letteratura, e le normative sulle leghe di Al da getto, pur tollerando ampi limiti di variazione alla percentuale di Fe, ne raccomandano bassi contenuti per ottenere buona tenacità dei getti. Per quanto riguarda la taglia delle particelle, i risultati sperimentali confermano che quanto più il d_{eq} è elevato, tanto più le rotture sono probabili. E' noto che il trattamento di solubilizzazione ha un'influenza determinante su tale grandezza, ma per il momento non ci sono evidenze dirette sulla possibilità di calibrare il trattamento per ottenere particelle fini, conseguendo un aumento di tenacità a pari resistenza. Ulteriori ricerche su questo punto sono necessarie.

Caratterizzare invece la presenza di intagli, e la probabilità che essi siano favorevolmente disposti rispetto alla direzione del carico, è un'impresa che ha ben poche speranze di riuscita. I fattori di forma, come comunemente vengono definiti, sono assolutamente indifferenti al concetto di concentrazione di sforzo. L'introduzione di funzioni di forma analoghe a quelle che si usano nel campo della meccanica della frattura porrebbe enormi difficoltà a causa delle forme così bizzarre e mutevoli delle particelle, senza tenere in conto dell'estrema variabilità dei campi di tensione e deformazione locali.

Un ulteriore punto di discussione potrebbe essere quello dell'influenza della morfologia e distribuzione di canali ed ammassi interdendritici sulla creazione di microcavità. I risultati sperimentali indicano che le rotture tendono a concentrarsi nei canali, favorendo la nascita locale di microcricche. In mancanza di dati quantitativi di microstruttura, l'approfondimento di questo problema è demandato a future ricerche.

La germinazione delle microcricche è strettamente legata allo stadio di danno discusso in precedenza. Il fenomeno d'instabilità dei legamenti fra le microcavità non è ancora chiarito, ed è difficile prevedere quali possano essere i parametri microstrutturali controllanti. Con i dati sperimentali a disposizione si potrebbero suggerire la taglia delle particelle d_{eq} , l'interspazio medio fra esse s , o ancora il rapporto s/d_{eq} . Il dibattito sul ruolo di questi parametri è molto attuale nella letteratura specifica, ma è mancata finora la consapevolezza del fatto che essi vanno visti come localizzati soprattutto nei canali interdendritici. Per la mancanza di dati precisi sul fenomeno dell'instabilità, la questione rimane aperta.

La propagazione delle microcricche ha due aspetti differenti e complementari. Il primo riguarda il meccanismo di propagazione, che è lo stesso che agisce al momento della nucleazione, cioè l'instabilità elastoplastica dei legamenti fra le microcavità. Come già discusso nel paragrafo precedente, i dettagli di questo meccanismo sono per il momento sconosciuti, e perciò la questione su qual è il parametro microstrutturale controllante rimane aperta. E' invece abbastanza chiaro il secondo aspetto della propagazione, quello del percorso delle microcricche. Queste avanzano nei canali interdendritici, si arrestano in corrispondenza degli ammassi di particelle, e tendono a ramificarsi ai giunti multipli dei canali formando reticoli, diminuendo così i fattori locali d'intensità delle tensioni. In prima approssimazione, il fattore che controlla il grado di dispersione e ramificazione delle microcricche è la finezza della microstruttura a livello delle dendriti, ben espressa dal SIM. Evidentemente, più piccole sono le dendriti, e quindi il SIM, più ampio sarà il reticolo di cricche, più energia sarà consumata prima dell'evento di frattura. Ne conseguirà un maggiore allungamento a rottura. Il SIM è qui in realtà l'approssimazione di qualche entità microstrutturale meno definita e più sfuggibile e cioè, ancora una volta, taglia, morfologia e distribuzione di canali ed ammassi interdendritici. Se vi sono nel materiale numerosi, corti e ramificati canali interdendritici, accompagnati da numerosi ammassi ben distribuiti, si otterrà la maggior resistenza possibile alla propagazione delle cricche e alla formazione di un difetto macroscopico critico.

Infine si può affermare che per descrivere e modellizzare compiutamente i fenomeni di danneggiamento e frattura tensili di leghe Al-Si ipoeutettiche, è necessario fare ricorso a parametri microstrutturali che riguardano sia le particelle di Si, sia le dendriti di Al e la conformazione del solido eutettico. Nessuno dei parametri di metallografia quantitativa oggi comunemente impiegati in letteratura è perfettamente adeguato alla descrizione dei fenomeni citati. I risultati sperimentali di quest'indagine sembrano mettere di più l'accento sullo stadio di propagazione delle microcricche, visto come lo stadio critico di danneggiamento che maggiormente condiziona l'allungamento a rottura o la tenacità a frattura. Per il momento, il parametro microstrutturale che in questo contesto ed in prima approssimazione può essere definito controllante è il SIM, anche se rivela la sua inadeguatezza a descrivere un'entità microstrutturale complessa. E' necessario perciò indirizzare i prossimi sforzi di ricerca in questa direzione, al fine di poter dare un'adeguata rappresentazione della microstruttura, che possa cogliere in maniera quantitativa l'evolversi dei fenomeni di danno e frattura.

CONCLUSIONI

L'indagine microstrutturale, le prove di trazione e l'analisi dei meccanismi di danneggiamento hanno permesso, per la lega Al-Si da getto A356-T6, di chiarire in buona parte il legame esistente tra alcune grandezze rappresentative della microstruttura e la duttilità dei getti. In particolare si è dimostrato che:

- 1) il fenomeno di rottura e decoesione delle particelle di Si rappresenta il primo stadio del danneggiamento, ed è governato dalla taglia delle particelle (qui espressa come diametro equivalente d_{eq}) e dalla presenza di intagli nelle medesime. Il fattore di forma, che misura di quanto la forma delle particelle si allontani da quella sferica, sembra avere una scarsa importanza, almeno fino a che il suo valor medio non è troppo distante dal valor unitario.
- 2) la rottura delle particelle inizia prima nei getti in conchiglia che in quelli in sabbia, ma presto l'andamento si ribalta per il concentrarsi delle rotture nei canali interdendritici, dove la situazione è più sfavorevole alle colate in sabbia.
- 3) lo stadio critico del processo di danneggiamento è la propagazione delle microcricche nei canali interdendritici, che si oppongono efficacemente all'avanzamento dei difetti solo se sono numerosi, corti e ramificati. La grandezza microstrutturale dominante è in prima approssimazione la taglia delle dendriti (qui espressa come SIM). Si giustifica così il miglior allungamento a rottura dei getti in conchiglia rispetto a quelli in sabbia.

Dallo svolgimento delle indagini e dalla discussione dei risultati è anche emersa la necessità di condurre ulteriori ricerche, allo scopo di approfondire lo studio sui dettagli di nucleazione delle microcricche e di descrivere in modo quantitativo e più adeguato la struttura complessa del solido eutettico, che sembra giocare un ruolo fondamentale in tutti gli stadi del processo di danneggiamento.

RINGRAZIAMENTI

Si ringrazia il Consorzio PSA per aver fornito i materiali e per aver parzialmente finanziato la ricerca. Si ringrazia inoltre la SMS di Moncalieri (To) per aver gentilmente stampato il manoscritto.

BIBLIOGRAFIA

- (1) S. Shivkumar, L. Wang, D. Apelian "Molten Metal Processing of Advanced Cast Aluminum Alloys", JOM, jan 1991, pp. 26-32.
- (2) K. T. Kashyap, S. Murali K. S. Raman, K. S. S. Murthy "Casting and heat treatment variables of Al-7Si-Mg alloy", Mat. Sci. Tech., vol. 9, mar 1993, pp.189-203
- (3) L. Qiyang, L. Qingchun, L. Qifu "Modification of Al-Si Alloys with Sodium", Acta Met. Mat., vol. 39 no. 11, 1991, pp. 2497-2502.
- (4) F. Paray, J. E. Gruzleski "Effect of modification on aluminium matrix of Al-Si-Mg alloys", Mat. Sci. Tech., vol. 10, sep. 1994, pp. 757-761.
- (5) M. Garat "Maîtrise de la structure eutectique et des caractéristiques mécaniques des aluminium silicium hypoeutectiques", Revue de l'Aluminium, dec. 1979, pp. 499-510.
- (6) S. Jacob, M. Richard "Relations structures-propriétés dans les alliages d'aluminium moulés", Fonderie-Fondeur D'Aujourd'Hui, vol. 58, oct. 1986, pp. 10-21.
- (7) A. Er, V. Kondic, M. Sayehbani "Mechanical properties and microstructure of AlSi7 alloy cast in sand and in polystyrene-containing sand moulds", Cast Metals, vol.7 no.1, pp. 41-50.
- (8) V. Laurent, C. Rigaut, P. Laty "Prevision de la Microporosité des Alliages d'Aluminium Moulés", Hommes et Fonderie, oct. 1993, pp. 21-25.
- (9) F. Chiesa, R. Fuoco, J. E. Gruzleski "Porosity distribution in directionally solidified test bars sand cast from a controlled A356 melt", Cast Metals, vol. 7 no. 2, pp. 113-122.
- (10) M. K. Surappa, E. Blank, J. C. Jaquet "Effect of Macro-Porosity on the Strength and Ductility of Cast Al-7Si-0.3Mg Alloy", Scripta Met., vol. 20 no. 9, 1986, pp. 1281-1286.
- (11) M. S. Misra, S. D. Lemeschewsky, D. Bolstad "Fracture Toughness Evaluation of Premium Quality A357-T6 Castings", AFS Trans., 82-26, pp. 257-262.
- (12) O. Vorren, J. D. Evensen, T. B. Pedersen "Microstructure and Mechanical Properties of Al-Si (Mg) Casting Alloys", Metallurgical Research and Development Center Report, Norway, 1980.
- (13) G. B. Salas, J. V. Ramirez, M. E. A. Noguez, T. N. Robert "Dendrite arm spacing - local solidification time relationship: an experimental model for a 70-30 brass and its comparison with some theoretical models", Scripta Met. Mat., vol. 32 no. 2, 1995, pp. 295-299.
- (14) J. Charbonnier "Microprocessor Assisted Thermal Analysis Testing of Aluminum Alloy Structures", AFS Trans., 84-133, pp. 907-922.
- (15) Z. Fan, A. P. Miodownik, P. Tsakiroopoulos "Microstructural characterization of two phase materials", Mat. Sci. Tech., vol 9, dec. 1993, pp. 1094-1100.
- (16) O. Pompe "Quantitative Microstructural Analysis of Aluminium-Silicon Cast Alloys", Prakt. Metallog., vol. 31, jun. 1994, pp. 274-283.
- (17) "Atlas Métallographique des Alliages d'Aluminium Moulés", Editions Techniques des Industries de la Fonderie, Sèvres février 1989.
- (18) M. Richard "Atlas Macrographique des Alliages d'Aluminium de Fonderie", Editions Techniques des Industries de la Fonderie, Sèvres 1990.
- (19) "Atlas de Micrographie Quantitative des A-S7 G", Editions Techniques des Industries de la Fonderie, Paris 1976.
- (20) B. I. Edelson, W. M. Baldwin Jr. "The Effect of Second Phases on the Mechanical Properties of Alloys", Trans. ASM vol. 55, 1962, pp. 230-250.
- (21) F. Paray, J. E. Gruzleski "Microstructure-mechanical property relationships in a 356 alloy. Part I: Microstructure", Cast Metals, vol. 7 no. 1, pp. 29-40.
- (22) M. F. Hafiz, T. Kobayashi "A study on the microstructure-fracture behavior relations in Al-Si casting alloys", Scripta Met. Mat., vol. 30 no. 4, 1994, pp. 475-480.
- (23) M. F. Hafiz, T. Kobayashi, N. Fat-Halla "Role of microstructure in relation to the toughness of hypoeutectic Al-Si casting alloy", Cast Metals, vol. 7 no. 2, pp. 103-111.
- (24) A. Saigal "Stress and Strain Distributions in Two-Phase Aluminum-Silicon Alloys", AFS Trans., 86-43, pp. 219-224.
- (25) A. Saigal, J. T. Berry "Study of the Effects of Volume Fraction, Size and Shape of Silicon Particles on Mechanical Properties in Al-Si Alloys Using Finite Element Method", AFS Trans., 85-101, pp. 699-704.
- (26) J. R. Rice, D. M. Tracey "On the ductile enlargement of voids in triaxial stress fields", J. Mech. Phys. Solids, vol. 17, 1969, pp. 201-207.
- (27) A. L. Gurson "Continuum theory of ductile rupture by void nucleation and growth: part I - yield criteria and flow rules for porous ductile media", J. Engng. Mater. Technol., vol. 99, 1977, pp. 2-15.