

# ANALISI DELL'EVOLUZIONE MICROSTRUTTURALE DURANTE IL PROCESSO DI ESTRUSIONE DELLA LEGA AA6060 MEDIANTE SIMULAZIONI FEM

M. El Mehtedi, L. Donati, S. Spigarelli, L. Tomesani

*La previsione della microstruttura finale dopo l'estrusione delle leghe di alluminio è un argomento che ha suscitato un grande interesse negli ultimi anni, visto che le proprietà meccaniche e la qualità degli estrusi sono fortemente dipendenti dall'evoluzione e del tipo di microstruttura. Questo lavoro pone come obiettivo lo studio dell'evoluzione microstrutturale della lega di alluminio AA6060 durante l'estrusione, mediante simulazioni FEM utilizzando il Codice Deform 3D. Allo scopo di determinare i coefficienti dei modelli di ricristallizzazione da inserire nel codice FEM, sono state prodotte delle prove sperimentali mediante l'estrusione inversa di coppe a diverse temperature e velocità di deformazione. Dall'analisi metallografica dei campioni estrusi è stato possibile determinare i coefficienti del modello dinamico di ricristallizzazione in dotazione al codice FEM Deform 3D. Le coppe sono state successivamente trattate termicamente in forno per far avvenire la ricristallizzazione statica, e sono stati determinati i coefficienti del modello di ricristallizzazione statica. Una volta convalidati i modelli, si è passato alla simulazione del processo reale di estrusione di una billetta cilindrica. L'evoluzione della microstruttura presenta delle zone con dei grani allungati ed altre con dei grani ricristallizzati con fenomeni di accrescimento. I risultati delle simulazioni sono stati confrontati con le microstrutture delle billette estruse, mostrando una buona corrispondenza.*

**PAROLE CHIAVE:** alluminio e leghe, estrusione, deformazioni plastiche, simulazione numerica, processi

## INTRODUZIONE

I modelli di previsione della microstruttura hanno suscitato un grande interesse da parte delle industrie negli ultimi anni, specialmente per quanto riguarda le leghe leggere ove le proprietà meccaniche sono fortemente dipendenti dalla microstruttura finale [1,2]. Inoltre è ben noto come la dimensione del grano e la precipitazione di fasi secondarie influenzano diversi aspetti del prodotto finale, quali, ad esempio, l'effetto estetico, la resistenza a trazione, la formabilità, la resistenza a fatica e a corrosione. La struttura a grana fine è particolarmente richiesta specialmente quando il prodotto viene sottoposto ad elevati carichi di fatica oppure viene messo in opera in atmosfera corrosiva [3,4]. Le proprietà meccaniche dei profilati in alluminio sono fortemente legate all'evoluzione della microstruttura du-

rante tutto il ciclo produttivo, dalla billetta prodotta per fusione fino al ciclo di invecchiamento per le leghe da trattamento termico [5]; precipitati intermetallici grossolani, zone libere da precipitati (Precipitate Free Zones), la distribuzione e le dimensioni dei grani, l'ingrossamento del grano rappresentano alcuni problemi legati all'evoluzione microstrutturale delle leghe di alluminio che possono indurre ad un prodotto finito povero dal punto di vista meccanico. L'ottenimento della microstruttura ottimale si è spesso basato sull'esperienza tramandata e solo di recente l'interesse verso i processi di simulazione è significativamente aumentato.

La ricristallizzazione nelle leghe di alluminio è stata studiata in maniera molto approfondita negli ultimi decenni, soprattutto per gli aspetti legati al comportamento di queste leghe durante la deformazione a caldo [7,8], ma non esiste nessun lavoro fornisce delle equazioni affidabili oppure dei coefficienti da utilizzare nei sistemi di simulazione con gli elementi finiti. Durante tutto il processo termo-meccanico avvengono diversi meccanismi metallurgici come la ricristallizzazione statica (SRX), ricristallizzazione dinamica (DRX), la ricristallizzazione geometrica dinamica (GDRX), la crescita dei grani ed infine la precipitazione di fasi secondarie [9,10]. Durante il processo di lavorazione delle leghe di alluminio ed in particolare le leghe

M. El Mehtedi, S. Spigarelli

Dipartimento di Meccanica, Università Politecnica delle Marche,  
60131 Ancona, Italia - e-mail: [elmehtedi@univpm.it](mailto:elmehtedi@univpm.it)

L. Donati, L. Tomesani

DIEM, Università degli studi di Bologna, 40136 Bologna, Italia

della serie 6XXX, i grani vengono fortemente deformati lungo una direzione principale con un corrispondente assottigliamento lungo l'altra direzione; inoltre il bordo del grano diventa ondulato, e quando lo spessore del grano raggiunge l'ordine di grandezza di quello del sottogranulo, ogni grano allungato si trasforma in diversi piccoli nuovi grani. Questo fenomeno viene chiamato ricristallizzazione geometrica dinamica (GDRX), per distinguerlo dalla classica ricristallizzazione dinamica (DRX) ove avviene la nucleazione di nuovi grani lungo il bordo di grano deformato. Altri fenomeni come la ricristallizzazione statica e l'accrescimento del grano avvengono a deformazione compiuta (all'uscita dallo stampo) e non risulta facile capire il contributo di ogni fenomeno separatamente.

Lo scopo di questo lavoro è quello di prevedere le dimensioni e la distribuzione dei grani di un profilato estruso della lega AA6060; a tale proposito, il lavoro è stato suddiviso in tre diverse fasi.

Nella prima fase sono stati prodotti mediante estrusione inversa dei bicchierini allo scopo di analizzare il fenomeno della ricristallizzazione lungo le diverse sezioni. I bicchierini sono stati realizzati a diverse temperature e velocità in modo di coprire il più possibile le condizioni reali di un processo industriale di estrusione, e i campioni sono stati spenti immediatamente in acqua dopo la deformazione per conservare la microstruttura. Nella seconda fase i campioni sono stati trattati termicamente tenendo sotto controllo l'evoluzione della microstruttura; la variazione delle dimensioni dei grani è stata analizzata ad ogni step allo scopo di ricavare i diversi coefficienti delle equazioni che descrivono i diversi fenomeni di ricristallizzazione grazie ad un'accurata analisi numerica. Nella terza fase, il modello è stato implementato in un simulatore FEM per la produzione di un tondino estruso in AA6060, e i risultati delle simulazioni sono stati confrontati con i dati sperimentali e discussi.

### AMBIENTE FEM

La previsione della ricristallizzazione è stata implementata all'interno dell'ambiente DeformTM 3D grazie alla disponibilità di equazioni generali che descrivono l'evoluzione metallurgica [11]. Deform è un codice FEM accoppiato termomeccanico basato sull'approccio Lagrangiano: questo metodo è molto utile nella previsione metallurgica in quanto permette di monitorare l'evoluzione e l'andamento della deformazione, della velocità di deformazione e la temperatura durante tutte le fasi del processo.

In Deform, la ricristallizzazione dei metalli è suddivisa in tre grandi categorie [12]:

- Ricristallizzazione dinamica (DRX): è una ricristallizzazione che avviene durante la deformazione al raggiungimento di una deformazione critica  $\epsilon_c$ .

- Ricristallizzazione statica (SRX): è una ricristallizzazione che avviene dopo la deformazione oppure nell'intertempo tra una lavorazione ed un'altra.

- Accrescimento del grano, che avviene prima della ricristallizzazione oppure a ricristallizzazione completata.

In questo lavoro, in accordo con la classificazione dei meccanismi appena citati che possono avvenire durante la deformazione delle leghe di alluminio, il modello della ricristallizzazione dinamica adottato, incorpora tutti i diversi meccanismi di ricristallizzazione che avvengono durante la deformazione durante le prove sperimentali. Infatti, la ricristallizzazione geometrica dinamica, la ricristallizzazione dinamica e la ricristallizzazione continua dinamica saranno considerati dal modello come un unico effetto con diversi contributi. Inoltre, come ver-

rà spiegato di seguito, i modelli analitici di previsione della ricristallizzazione (in particolare quella statica SRX), disponibili nell'ambiente FEM usato, sono fortemente dipendenti dal diametro medio del grano iniziale; per ovviare a questa lacuna, verrà considerato in questo lavoro solo il modello di crescita del grano (accoppiato con quello della ricristallizzazione dinamica) per descrivere anche l'effetto della ricristallizzazione statica.

Ricristallizzazione Dinamica (DRX): questo meccanismo avviene durante la deformazione ed inizia al raggiungimento di una deformazione critica che rappresenta la forza trainante per il moto e l'arrangiamento delle dislocazioni. Quindi, per studiare il fenomeno, bisogna avere dei dati sperimentali ottenuti a diversi valori di deformazione, velocità di deformazione e temperatura. La deformazione critica  $\epsilon_c$  è di solito una frazione della deformazione di picco  $\epsilon_p$  che rappresenta il valore della deformazione corrispondente al valore massimo della tensione di flusso  $\sigma_p$  (seguito da una fase di softening dovuta alla ricristallizzazione dinamica).

$$(1) \quad \epsilon_c = a_2 \epsilon_p$$

Il valore di  $\epsilon_p$  viene determinato per vie sperimentali ed è una funzione dipendente dalla velocità di deformazione, dalla temperatura e dal diametro medio del grano iniziale:

$$(2) \quad \epsilon_p = a_1 d_0^{n_1} \dot{\epsilon}^{m_1} \exp(Q_1 / RT) + c_1$$

L'equazione di Avrami è stata utilizzata per descrivere la relazione tra la frazione volumetrica ricristallizzata dinamicamente e la deformazione effettiva:

$$(3) \quad X_{drx} = 1 - \exp \left[ -\beta_d \left( \frac{\epsilon - a_{10} \epsilon_p}{\epsilon_{0.5}} \right)^{k_d} \right]$$

ove  $\epsilon_{0.5}$  indica la deformazione al 50% della ricristallizzazione:

$$(4) \quad \epsilon_{0.5} = a_5 d_0^{n_5} \dot{\epsilon}^{m_5} \exp(Q_5 / RT) + c_5$$

Il diametro medio del grano ricristallizzato dinamicamente viene espresso come segue:

$$(5) \quad d_{drx} = a_8 d_0^{h_8} \epsilon^{n_8} \dot{\epsilon}^{m_8} \exp(Q_8 / RT) + c_8$$

Ove se  $d_{drx} > d_0$  allora  $d_{drx} = d_0$ .

Crescita del grano: il modello della crescita del grano si riferisce allo stato del materiale lontano dalle fasi di deformazione, per esempio nella fase di riscaldamento prima della deformazione oppure dopo la ricristallizzazione. Perciò è stata adoperata la relazione classica la cui cinetica è descritta dall'equazione:

$$(6) \quad d_{ggave} = \left[ d_{ave}^{m_9} + a_9 t \exp \left( -\frac{Q_9}{RT} \right) \right]^{1/m_9}$$

ove  $d_{ggave}$  rappresenta il diametro medio dei grani dopo la fase di crescita,  $a_9$  e  $m_9$  sono costanti del materiale e  $Q_9$  è l'energia di attivazione.

Temperatura Limite: la temperatura limite è la temperatura più bassa a cui avvengono meccanismi evolutivi dei grani; al di sotto di questa temperatura i grani rimangono stabili.

Diametro Medio del Grano: la legge impiegata per il calcolo del diametro medio del grano ricristallizzato in caso di non completa ricristallizzazione era la seguente:

$$(7) \quad d_{ave} = X_{rex} d_{rex} + (1 - X_{rex}) d_0$$

Nelle precedenti relazioni il significato dei vari simboli è il seguente:

T - temperatura in (K); R - costante dei gas (8.314 J/(K · mol));

t – tempo (sec);  $d_0$  – diametro iniziale del grano ( $\mu\text{m}$ ); d – diametro del grano ( $\mu\text{m}$ );  $d_{\text{rex}}$  – diametro del grano ricristallizzato ( $\mu\text{m}$ );  $d_{\text{ave}}$  – diametro medio del grano ( $\mu\text{m}$ ); X – frazione in volume ricristallizzata ( $X_{\text{dirx}}$  dinamica, per X=0 non è avvenuta ricristallizzazione; per X=1, la struttura è al 100% ricristallizzata);  $\epsilon$  – deformazione reale;  $\epsilon_c$  – deformazione critica (al di sopra della quale inizia la ricristallizzazione dinamica);  $\epsilon_p$  – deformazione di picco (corrispondente al valore massimo di tensione);  $\epsilon_{0.5}$  – deformazione al 50% ricristallizzato;  $\dot{\epsilon}$  – velocità di deformazione (sec-1);  $t_{0.5}$  – tempo al 50% ricristallizzato (sec);  $a_{1-10}$  – coefficienti del materiale ottenuti sperimentalmente;  $h_{1-8}$ ,  $n_{1-8}$  e  $m_{1-9}$  sono gli esponenti del grano, della deformazione e della velocità di deformazione rispettivamente;  $Q_{1-8}$  – energie di attivazione;  $\beta_d$  - kd sono dei coefficienti del materiale ottenuti sperimentalmente.

**PROCEDURE SPERIMENTALI E DISCUSSIONE**

**Prima fase-prove di laboratorio**

Nella prima fase, è stata messa a punto una procedura sperimentale allo scopo di valutare la distribuzione e la grandezza dei grani dopo deformazione della lega AA6060 ricevuta allo stato di omogeneizzazione con la seguente composizione chimica (% peso):

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Cr	Ti	Al
0.43	0.21	0.02	0.03	0.48	0.02	0.0012	0.01	Bal.

Grazie alla strumentazione mostrata in Fig. 1, sono state prodotte delle coppe a spessore variabile mediante estrusione inversa alle temperature 250, 350, 450 e 550° C con diverse velocità di traversa 0.1 e 5 mm/sec.

Le condizioni di prova sono state scelte per ottenere una deformazione locale compresa tra 0-3.88 con una velocità di deformazione 0-5 s-1; la temperatura dei campioni era tipica dei processi di estrusione al livello industriale. Lo stampo ed il campione sono stati scaldati in un forno a resistenza e la temperatura del campione veniva controllata mediante termocoppia a contatto. I campioni sono stati spenti in acqua immediatamente dopo deformazione per conservare la microstruttura inalterata. I campioni deformati sono stati tagliati, inglobati e lucidati; per l'osservazione al microscopio ottico con luce polarizzata, i campioni sono stati attaccati elettroliticamente con l'attacco Barker, infine è stata effettuata un'analisi accurata della distribuzione e della grandezza dei grani. In parallelo, è stato simulato tutto il processo sperimentale di deformazione mediante simulatore di elementi finiti FEM Deform 3D allo scopo di valutare la distribuzione della deformazione e la velocità di deformazione in tutti i campioni. Grazie al confron-

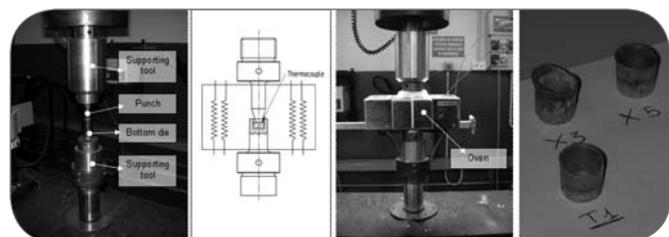


Fig. 1

**Strumentazione dell'estrusione inversa.**

*Inverse extrusion equipment.*

Legna	Temperatura	$n_8$	$m_8$	$a_8$
AA6060	250° C	-0.364	-0.213	1.93E+15
	350° C	-0.985	-0.105	7.22E+12
	450° C	-0.722	-0.084	1.34E+11
	550° C	-0.420	0.046	8.26E+09

▲  
Tab. 1

**Coefficienti ottenuti dall'equazione (5).**

*Regressed coefficientst of equation (5).*

to delle misurazioni sperimentali dei grani con le condizioni locali di deformazione sono stati ricavati i diversi coefficienti del modello di ricristallizzazione dinamica:  $a_2=0.05$ ,  $\epsilon_{0.5}=0.15$ ,  $a_5=0.15$ ,  $\beta_d=1$  kd=1,  $a_{10}=1$ ,  $n_8$ ,  $m_8$ ,  $a_8$  (Tab. 1),  $h_5=n_5=m_5=Q_5=0$ . Una più ampia e dettagliata descrizione della procedura di calcolo dei coefficienti è riportata da Donati et.al. [13].

La microstruttura del materiale allo stato di fornitura è costituita da grani ben definiti ed equiassici con un diametro medio di circa 135  $\mu\text{m}$  decorati da grosse particelle lungo il bordo di grano; si nota inoltre la presenza di composti intermetallici all'interno dei grani. La Fig. 2a mostra la distribuzione della microstruttura nei campioni deformati, si nota la presenza di grani fortemente allungati in prossimità del punzone dove il valore stimato della deformazione è 2.5-3.88, mentre nelle zone vicine allo stampo si ha una struttura meno deformata e più equiassica con valori della deformazione minori a 0.8; si evidenzia una riduzione nello spessore dei grani passando dalla zona vicina al punzone da 20-50  $\mu\text{m}$  fino alla zona a contatto dello stampo con valori di 80-110  $\mu\text{m}$ . Questa diminuzione è dovuta al tipo di deformazione che ha subito il materiale (lungo la direzione assiale), mentre solo in alcune piccole zone si vede l'effetto della ricristallizzazione geometrica dinamica (GDRX) che ha generato nuovi grani senza nucleazione; infatti, i grani sono fortemente deformati lungo la direzione di estrusione e quando lo spessore del grano raggiunge quello del sottograno si formano questi nuovi grani equiassici.

Confrontando i risultati sperimentali delle dimensioni dei grani e la loro distribuzione con i dati forniti da modello di previsione FEM (fig.2b) lungo tutta la sezione dei campioni, si ha un errore medio di circa il 12% con una massima deviazione del 57%, conseguendo un interessante accordo con i dati sperimentali, come riportato in [13]. La maggior deviazione si trova alle basse temperature di deformazione e nella zona alta delle coppe dove un non perfetto centraggio del punzone (nelle prove sperimentali) potrebbe indurre a delle deformazioni non omogenee producendo degli spessori diversi.

**Seconda fase - Trattamento termico**

In questa seconda fase, sono stati trattati termicamente 8 campioni in forno a 550°C per 30 minuti; tali campioni, raffreddati in aria, successivamente sono stati riportati a 180°C per 10 ore. Seguendo la stessa procedura della prima fase, i campioni sono stati preparati per l'analisi metallografica per la misura del diametro medio del grano. Fig. 3 mostra la presenza di grani equiassici in tutti i campioni trattati, si nota la completa ricristallizzazione statica ed un aumento del diametro medio del grano; in particolare si nota una crescita dei grani nei campioni deformati alle basse velocità ed alle alte temperature, e a temperature superiori a 450°C siamo in presenza di una crescita abnorme dei grani nella zona interna del bicchierino (PCG) (Fig. 3-c). A 350°C il diametro medio del grano va da 155  $\mu\text{m}$  vicino al punzone fino a 220  $\mu\text{m}$  sul fondo del bicchiere

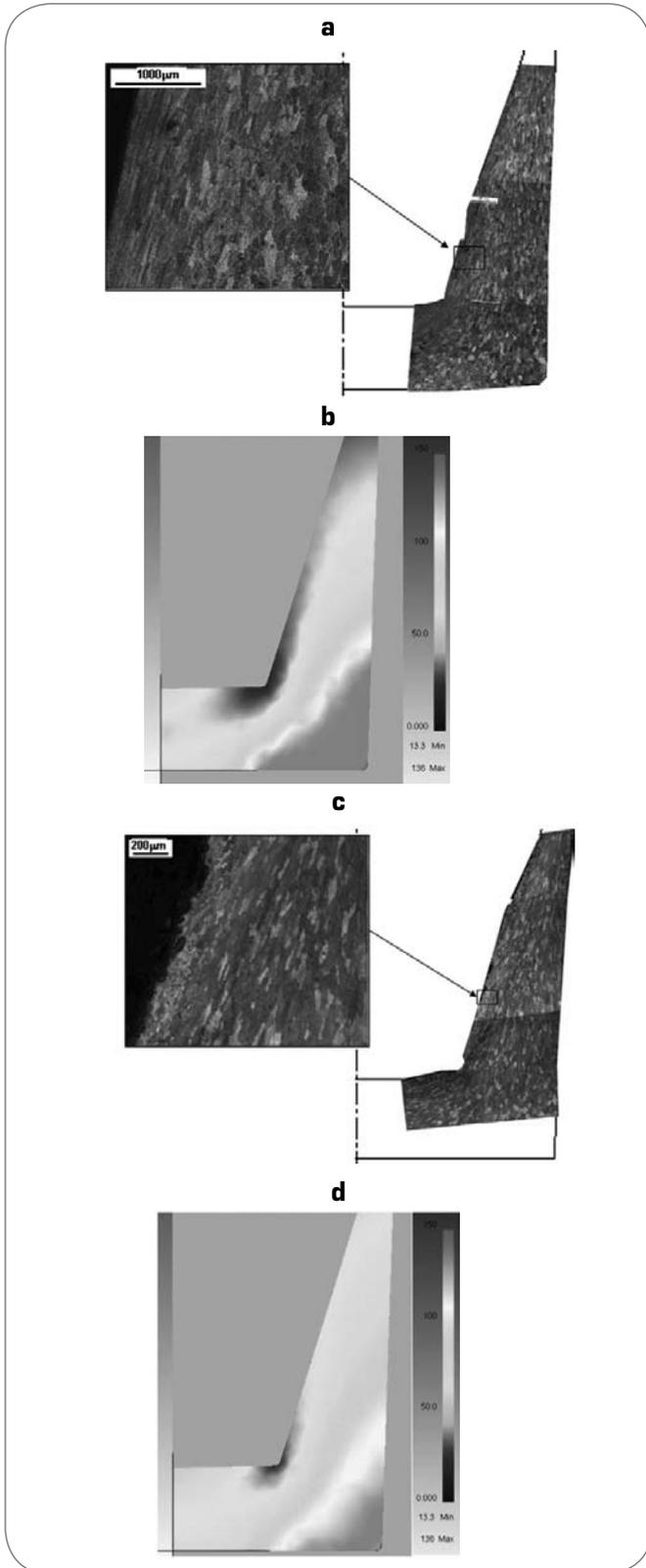


Fig. 2

Temperatura=350° C, velocità=0.1 mm/s:

a) microstruttura all'ottico; b) simulazione FEM;  
 Temperatura=550° C, velocità=0.1 mm/s: c) microstruttura all'ottico; d) simulazione FEM.

Temperature=350° C, speed=0.1 mm/sec: a) Optical Micrograph;  
 b) Simulated grain size; Temperature=550° C, speed=0.1 mm/sec: c) Optical Micrograph; d) Simulated grain size.

(Fig. 3-a). La dimensione dei grani dipende fortemente dalle condizioni di prova, come temperatura e deformazione: infatti a 450°C e nella zona maggiormente deformata notiamo la crescita abnorme dei grani fino a raggiungere un grano medio di 1500 µm. Alle basse temperature la crescita abnorme dei grani è limitata alle zone con valori di deformazione  $\epsilon > 2$ , mentre questo fenomeno compare a  $\epsilon \geq 0.6$  alle alte temperature.

Lo stesso ciclo termico è stato simulato mediante codice FEM ricavando i parametri dell'equazione (6) ( $a_9=14$ ,  $Q_9=47600$  and  $m_9=0,8$ ). Il risultato delle simulazioni utilizzando il modello di crescita del grano in dotazione al software è riportato nelle figure 3-b e 3-c. Il modello sviluppato descrive molto bene la crescita dei grani in funzione della temperatura e della velocità di prova; l'errore medio globale è del 14%, escludendo però l'errore prodotto dalle zone interessate dall'accrescimento abnorme. Infatti, il modello di crescita del grano descritto nell'equazione (6), non tiene conto dell'aumento dell'energia immagazzinata durante la lavorazione precedente (dislocazioni,..) e del tasso di deformazione subita nella fase precedente, quindi tutti i grani crescono allo stesso modo indipendentemente dal tasso di deformazione e dalla loro storia precedente. Inoltre, le zone interessate dal PCG (Peripheral Coarse Grain) richiedono un valore minimo di deformazione, valore di cui il modello numerico non tiene conto.

### Terza fase- estrusione di un profilo cilindrico e simulazione FEM

Per le prove di estrusione, si è adottato uno stampo di forma assialsimmetrica, onde garantire una distribuzione simmetrica della microstruttura. La barra da estrudere in lega di alluminio AA6060 aveva un diametro iniziale di 36mm con un rapporto di estrusione  $R=14.7$ , con una velocità del punzone di 0.3mm/s (la velocità bassa è stata scelta per ridurre l'effetto del riscaldamento adiabatico di deformazione). La temperatura è stata controllata in maniera accurata durante tutta la fase di estrusione, visto che essa influenza in maniera significativa sia la ricristallizzazione sia la crescita dei grani. Lo schema del processo di estrusione comprendeva un riscaldamento della billetta in forno fino a 550°C, l'introduzione nel contenitore e la fase di estrusione; all'uscita la temperatura della billetta era di 400°C, mentre le temperature del container e della matrice erano 450°C e 380°C rispettivamente. Il tempo necessario per estrarre la billetta era di 15 minuti, durante i quali la parte

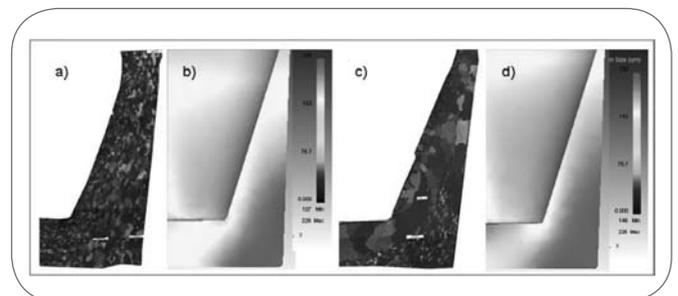


Fig. 3

la microstruttura e simulazione FEM dopo trattamento termico dei campioni deformati a 350°C-0.1mm/s (a), (b) ed a 550°C-0.1 mm/s (c), (d) rispettivamente.

Specimens after heat treatment: a) 350°C-0.1 mm/sec, b) 350°C-0.1 mm/sec simulated, c) 550°C-0.1 mm/sec, d) 550°C-0.1 mm/sec simulated.



▲  
Fig. 4

**Mostra alcune billette estruse a 0.3 mm/s.**  
*the billets extruded at 0.3 mm/s.*

della billetta in uscita iniziava immediatamente a raffreddarsi mentre la parte rimasta all'interno del container rimaneva ancora calda fino alla totale estrazione. Vista l'impossibilità di raffreddare immediatamente la billetta dopo l'estrazione si è tenuto conto durante le successive analisi sia della ricristallizzazione statica (dovuta alla prolungata permanenza a circa 450°C) sia dell'accrescimento del grano. Il carico massimo raggiunto durante la fase di estrusione era di 3MN. Il flusso del materiale e la struttura cristallina sono stati analizzati in tutte le zone della billetta, poiché l'estrazione è stata fermata al raggiungimento del 50% dell'altezza della billetta come corsa del punzone (Fig. 4).

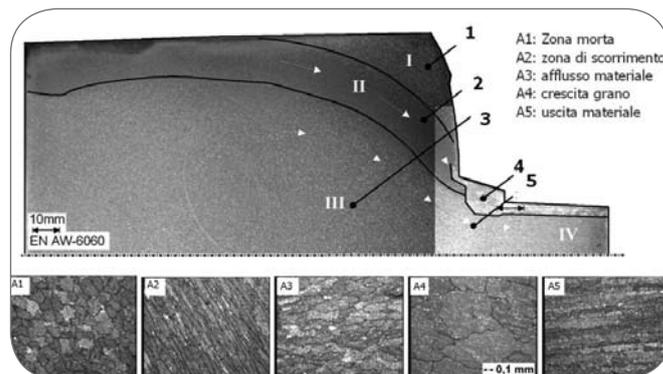
Le billette sono state tagliate lungo un piano di simmetria e preparate per le macro e micro analisi; come si vede in Fig. 5, la macro struttura dimostra una morfologia diversa dei grani a seconda della posizione in cui si trovano. Sono state individuate 4 zone:

zona I, detta zona morta; in questa zona il materiale non subisce scorrimento né deformazioni significative all'avanzare del pistone (esclusa la fase iniziale del processo). La microstruttura nella zona (A1) (Fig. 5), è dominata da grani equiassici con un diametro medio 110 μm, non si evidenzia presenza di ricristallizzazione né fenomeni di accrescimento vista la quasi assenza della deformazione.

Zona II, in cui il materiale subisce un forte scorrimento; i grani sono sottoposti a una deformazione di taglio a causa delle condizioni al contorno. I grani nella zona (A2) risultano molto deformati ed allungati lungo le linee di flusso del materiale ed orientati verso il foro di uscita della matrice, hanno lunghezza media 320 μm e spessore medio di 54 μm, con un valore del diametro medio equivalente di circa 120 μm. Non risultano fenomeni significativi di ricristallizzazione e di crescita dei grani deformati.

Zona III; al contrario della zona II il ma-

teriale scorre direttamente verso il foro di uscita della matrice, e i grani vengono semplicemente traslati fino al foro di uscita; il materiale in questa zona è soggetto ad elevata pressione idrostatica ed elevata temperatura, mentre la deformazione e la velocità di deformazione aumentano man mano che il materiale si avvicina al foro di uscita. All'uscita (A5), il materiale presenta una struttura composta da grani ricristallizzati con un diametro medio di 50 μm, ma persiste la presenza di grani fortemente allungati di spessore medio pari a circa 100 μm, come si vede anche in modo chiaro dall'analisi EBSD fatta nella stessa zona (A5), mostrata in Fig. 6.



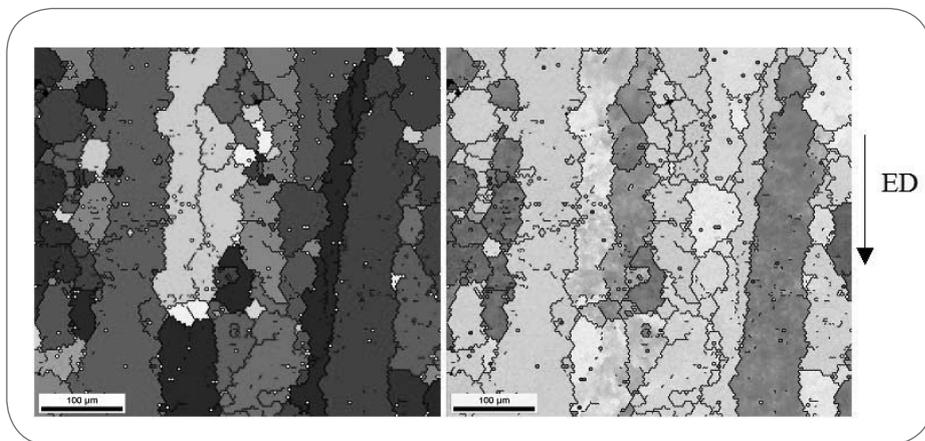
▲  
Fig. 5

**Macro e micro analisi lungo una sezione della billetta estrusa.**

*Macro and micro analysis of the extruded rest.*

teriale scorre direttamente verso il foro di uscita della matrice, e i grani vengono semplicemente traslati fino al foro di uscita; il materiale in questa zona è soggetto ad elevata pressione idrostatica ed elevata temperatura, mentre la deformazione e la velocità di deformazione aumentano man mano che il materiale si avvicina al foro di uscita. All'uscita (A5), il materiale presenta una struttura composta da grani ricristallizzati con un diametro medio di 50 μm, ma persiste la presenza di grani fortemente allungati di spessore medio pari a circa 100 μm, come si vede anche in modo chiaro dall'analisi EBSD fatta nella stessa zona (A5), mostrata in Fig. 6.

Infine, nella zona IV (zona di uscita dallo stampo), a causa dell'influenza dei valori elevatissimi di tutti i parametri del processo visti finora, la struttura si presenta abbastanza complessa; al centro valgono le condizioni descritte per la zona (A5), mentre vicino alla superficie, siamo in presenza di una corona composta da grani completamente ricristallizzati con una crescita abnorme (A4) con dei grani che raggiungono i 1300 μm di diametro medio. Questo fenomeno è causato dalle condizioni estreme di deformazione, velocità di deformazione, elevato attrito (che causa un aumento della temperatura nella zona periferica) e di raffreddamento. Lo stesso fenomeno è stato osservato nelle prove fatte sui bicchierini nella fase pre-



▲  
Fig. 6

**analisi EBSD della zona (A5).**  
*EBSD analysis of (A5) location.*

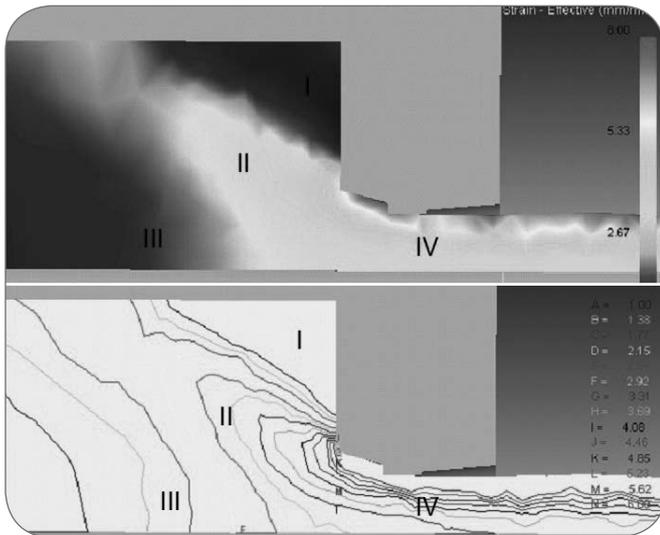


Fig. 7

### Distribuzione della deformazione all'interno della billetta.

*Distribution of strain in the billet rest.*

cedente, come dimostrato dalla Fig. (3-c).

I parametri ottimizzati nelle prime 2 fasi sono stati introdotti in input per le simulazioni agli elementi finiti FEM, e, considerando le stesse condizioni del processo di estrusione da simulare, è stata scelta come condizione di attrito la completa aderenza [15]. Inoltre è stata simulata anche la permanenza del materiale per 15 minuti alla temperatura del container per tener conto del tempo di estrazione descritto precedentemente, e le condizioni di raffreddamento in aria.

La Fig. 7 mostra la distribuzione della deformazione all'interno della billetta durante l'estrusione, anche in questa figura sono state evidenziate le 4 zone. Nella zona I abbiamo bassi valori di deformazione, inferiori a 1, con una velocità di scorrimento prossima allo 0. Nella zona II, abbiamo valori elevati di deformazione (1.7-4.5), ma la velocità di deformazione risulta bassa (0.2-0.4 mm/s); anche nella zona III siamo in presenza di bassi valori di deformazione, inferiore a 1.2, e la velocità è quella del pistone (0.3 mm/s); infine, nella zona IV abbiamo una velocità di scorrimento del materiale molto elevata ed uniforme su tutta la sezione (4.1 mm/s), mentre la deformazione nella zona interna (vicino all'asse) risulta più bassa (circa 2.7) rispetto alla superficie, dove raggiunge i suoi massimi valori (circa 7). La temperatura all'uscita risulta essere relativamente bassa (400°C), a causa del raffreddamento della billetta in contatto con la matrice (380°C).

Questi risultati spiegherebbero grani grossolani in superficie presenti in Fig. 5-(A4); per far avvenire la completa ricristallizzazione e la successiva crescita dei grani bisognerebbe avere contemporaneamente un elevato valore di deformazione e velocità di deformazione (la zona A4). Nelle zone (A2) e (A5), pur avendosi elevati valori di deformazione, la ricristallizzazione non ha avuto luogo a causa dei bassi valori di velocità di deformazione.

La Fig. 8 mostra l'andamento simulato del diametro medio dei grani, nella zona I (punto 1): abbiamo un diametro del grano (FEM) di circa 105  $\mu\text{m}$ , un valore quasi identico a quello ottenuto sperimentalmente 110  $\mu\text{m}$ ; nei punti 2 e 3 la simulazione ha dato lo stesso valore del diametro medio pari a 116  $\mu\text{m}$ , anche se, dai risultati sperimentali, la zona 2 presentava dei

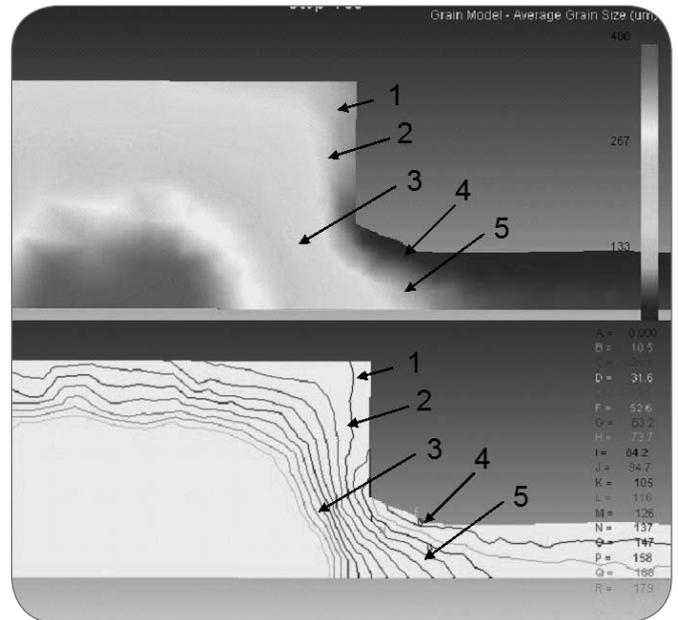


Fig. 8

### Andamento del diametro medio del grano nella billetta.

*Distribution of average grain size in the billet rest.*

grani fortemente allungati. Per questo, se si confronta lo spessore del grano ottenuto sperimentalmente (54  $\mu\text{m}$ ) con il valore delle simulazioni, ci si trova di fronte a un forte disaccordo, mentre se si considera il diametro medio del grano (120  $\mu\text{m}$ ), la discordanza è quasi nulla. Nella zona a sinistra del punto 3, ci troviamo in una situazione di disaccordo tra i dati delle simulazioni (190  $\mu\text{m}$ ) e quelli misurati (120  $\mu\text{m}$ ). Questa differenza tra i risultati deriva dai limiti del modello di crescita dei grani adottato nel codice FEM, che purtroppo non tiene in considerazione l'effetto della deformazione subita dal materiale, e quindi tende a sovrastimare il valore del diametro medio dei grani, come è stato dimostrato anche con i bicchierini prodotti nella seconda fase del lavoro. Infine, nella zona IV (punti 4 e 5) i valori delle simulazioni sono 120 e 70  $\mu\text{m}$ , a fronte di valori misurati di 1000 e 50-100  $\mu\text{m}$  rispettivamente. In base alle osservazioni fatte sopra, visto che la presenza dei grani abnormi avviene a temperature superiori a 450°C e con deformazione superiore a un valore critico, e che questo valore critico della deformazione aumenta al diminuire della temperatura, si giunge alla conclusione che il modello di crescita dei grani presente nel codice FEM Defrom 3D è inadeguato a prevedere in maniera affidabile il diametro medio del grano e che andrebbe modificato considerando il contributo della deformazione e dell'energia di deformazione.

## CONCLUSIONI

Prove sperimentali di estrusione inversa sono state condotte allo scopo di analizzare l'evoluzione microstrutturale, evidenziando fenomeni di crescita abnorme a temperature superiori a 450°C, specialmente nella parte a contatto col punzone. Tutte le prove sperimentali sono state simulate mediante il codice FEM Deform 3D ricavando le condizioni locali in termine di deformazione, velocità di deformazione e temperatura. Un set completo di coefficienti delle equazioni dei modelli è stato ricavato ed implementato all'interno dell'ambiente FEM per

simulare un processo reale di estrusione. Dal confronto tra i risultati sperimentali e quelli delle simulazioni, risulta che i dati delle simulazioni hanno una buona concordanza con quelli sperimentali, eccetto che nelle zone periferiche dove appaiono fenomeni di accrescimento del grano, che dimostrano una carenza del codice.

#### RIFERIMENTI BIBLIOGRAFICI

- 1] T. Sheppard, 2006. Prediction of structure during shaped extrusion and subsequent static recrystallisation during the solution soaking operation, *Journal of Materials Processing Technology* vol.177, pp. 26-35.
- 2] A.R. Bandar, S. R. Claves, J. Lu, K. Matous, W. Z. Misiolek, A. M. Maniatty 2004 "Microstructural Evaluation of 6xxx Aluminum Alloys for Computer-Simulated Texture Prediction", *Aluminum Extrusion Technology Seminar ET 2004*, Orlando, vol 1, pp169-176.
- 3] B. Dixon, "Extrusion of 2xxx and 7xxx alloys", *Aluminum Extrusion Technology Seminar*, Chicago,2000, vol1, pp281-2940.
- 4] T. Sheppard, "Development of structure recrystallization kinetics and prediction of recrystallised layer thickness in some Al-alloys", *Aluminum Extrusion Technology Seminar*, Chicago,1996, vol1, pp163-170.
- 5] J.M.C. Mol, J. van de Langkruis, J.H.W. de Wit and S. van der Zwaag "An integrated study on the effect of pre- and post-extrusion heat treatments and surface treatment on the filiform corrosion properties of an aluminium extrusion alloy" *Corrosion Science*, Volume 47, Issue 11, November 2005, Pages 2711-2730
- 6] F. J. Humphreys, M. Hatherly "Recrystallization and Related Annealing Phenomena" Pergamon Press Inc, Oxford, 1995 ISBN 978-0080418841
- 7] Gourdet, S. Montheillet, F. "Experimental study of the recrystallization mechanism during hot deformation of aluminium" *Materials Science and Engineering A: Structural Materials: Properties, Microstructure and Processing*, v 283, n 1-2, May, 2000, p 274-288
- 8] J. G. Byrne, Recovery, Recrystallization, and Grain Growth, (New York: MacMillan, 1965), 93-109.
- 9] R. D. Doherty, D. A. Hughes, F. J. Humphreys, J. J. Jonas, D. Juul Jensen, M. E. Kassner, W. E. King, T. R. McNelley, H. J. McQueen and A. D. Rollett "Current issues in recrystallization: a review" *Materials Science and Engineering A*, Volume 238, Issue 2, 15 November 1997, Pages 219-274
- 10] T. Pettersen, B. Holmedal, E. Nes, "Microstructure development during hot deformation of aluminum to large strains" *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, v 34, n 12, December, 2003, p 2737-2744
- 11] J. Fluhner, "DEFORMTM 3D User's Manual Version 6.0" Scientific Forming Technologies Corporation, 2006
- 12] G. Shen, S.L Semiatin, and R. Shivpuri, "Modeling Microstructure Development during the Forging of Waspaloy", *Metallurgical and Materials Transactions A*, 26A (1995), 1795-1803.
- 13] L. Donati, J. Dzwonczyk, J. Zhou, L. Tomesani "Microstructure prediction of hot-deformed aluminum alloys" accepted for publication on *Key Engineering Materials (Proceedings of Extrusion Workshop and Benchmark 2007)*, *Trans Tech* (2007);
- 14] T. Sheppard, *Metallurgical Aspects of Direct and Indirect Extrusion*, Proc. of the 4th Aluminum Extrusion Technology Seminar, (1984), 107-124
- 15] M. Schikorra, L. Donati, L. Tomesani, M. Kleiner "The role of friction in the extrusion of AA6060 aluminum alloy, process analysis and monitoring", *Journal of Materials Processing Technology*, 191 (2007) pp. 288-292.

## ABSTRACT

### **ANALYSIS OF THE MICROSTRUCTURAL EVOLUTION DURING HOT EXTRUSION OF AA6060 BY MEANS OF FEM SIMULATION**

**Keywords:** FEM, recrystallization, extrusion, aluminium alloy

*In this work an experimental methodology to evaluate the prediction of recrystallized structures in aluminum extrusion was presented and validated. In the first part of the work an experimental procedure to investigate the evolution of recrystallization in aluminum alloys is presented and discussed. Several cups, obtained by means of inverse extrusion, were produced at different temperatures and process speeds. The specimens were analyzed in order to examine the grain size distribution. The coefficients for dynamic recrystallization models were obtained by regression*

*analysis after thermo-mechanical FEM simulations of the experiments realized with the code Deform 3D. A complete set of coefficients was regressed for the available microstructure evolution models inside the code environment. The specimens were then heated in a furnace and cooled in order to reproduce static recrystallization of the material. The grain distribution was examined and the coefficients for the equation for static recrystallization prediction were regressed, too. In the second part of the work the extrusion of a round-shaped profile is described and the grain size distribution on the profile and on the billet rest is analyzed. The obtained models were applied to the real extrusion of a round profile and a comparison between experimental measurements and simulation results was performed. The simulated results were in very good agreement with experimental data, except in zones where peripheral coarse grain and grain growth appeared. Here, a further investigation effort and specific modeling equations are required.*