

Esperienze di produzione mediante tecnica Equal Channel Angular Pressing e proprietà di leghe di alluminio massive a struttura ultrafine

P. Bassani, M. Cabibbo, E. Evangelista, M. Vedani

In questa memoria viene descritto il comportamento della lega di alluminio AA6082 durante la pressatura mediante ECAP (Equal Channel Angular Pressing), tecnica atta a ridurre le dimensioni del grano cristallino a livelli submicroscopici, impartendo un elevato tasso di deformazione plastica a temperatura ambiente. Allo scopo è stato predisposto uno stampo con due canali che si intersecano a 90° entro i quali viene forzato un provino cilindrico. L'andamento delle curve di carico durante la pressatura ha mostrato un andamento ripetibile durante i vari cicli del processo con due diverse tipologie di curve. È stato possibile correlare l'insorgere delle differenze riscontrate con la geometria del contatto tra le provette inserite in successione nel canale di ingresso dello stampo. Analisi condotte su campioni ricavati da prove interrotte hanno mostrato come nel punto di intersezione tra i due canali, il materiale sia soggetto ad un complesso campo di deformazione e non solo a pure deformazioni per scorrimento, come ipotizzato da studi teorici. Dalle caratteristiche tensili dei campioni ottenuti si è inoltre valutata l'entità del miglioramento delle caratteristiche meccaniche ottenibili per le diverse condizioni microstrutturali e di processo indagate.

Parole chiave: alluminio e leghe, affinazione, metallurgia fisica

INTRODUZIONE

Le tecniche di maggiore interesse e possibilità di sviluppo industriale atte ad ottenere strutture ultrafini (nano o submicroscopiche, a seconda dei materiali utilizzati) in materiali massivi sono basate su processi di deformazione plastica severa (SPD). Con appropriati metodi è possibile sottoporre i materiali ad elevati tassi di deformazione plastica anche a freddo senza modificarne sostanzialmente la geometria macroscopica. Questo effetto può essere ottenuto con particolari processi di deformazione: ECAP, torsione in condizioni di alta pressione (High pressure torsion), tecniche di co-laminazione successiva (Accumulative Roll Bonding). Di questi il processo ECAP è particolarmente promettente per le possibili applicazioni industriali in quanto, è stato recentemente dimostrato come possa essere applicato anche a billette di grandi dimensioni, consentendo di ottenere microstrutture particolarmente fini e omogenee [1-5].

La deformazione imposta con il ripetuto passaggio attraverso una matrice con due canali che si intersecano secondo un angolo predefinito provoca una prima riduzione della dimensione del grano attraverso la frammentazione dei grani originali in colonie di sottograni tra loro paralleli. I sottograni così formati evolvono nel corso delle passate successive creando una struttura pressoché omogenea di grani ad alto angolo equiassici e molto fini [6]. E' anche stato dimostrato che, ruotando rispetto al proprio asse i campioni prima di ogni successiva passata, il materiale evolve molto più rapi-

damente verso una struttura equiassica, ottenendosi risultati ottimali già dopo soli quattro passi con rotazioni costanti di 90° tra ogni pressatura [6-8].

Le attrezzature per eseguire il processo ECAP correntemente utilizzate nei laboratori di ricerca consistono in una matrice sagomata con due canali aventi lo stesso diametro e con assi incidenti e formanti un angolo α . Un secondo angolo β viene comunemente utilizzato per definire la curvatura dell'area di raccordo tra i due canali. I campioni utilizzati, lavorati in modo da avere un diametro coincidente con quello dei canali, sono inseriti nella matrice e pressati in essa mediante un punzone. Il processo viene ripetuto inserendo un nuovo campione, che completa l'espulsione del precedente. I campioni già deformati possono essere reintrodotti più volte fino ad ottenere il grado di deformazione desiderato.

La deformazione teorica accumulata con il passaggio attraverso la matrice può essere stimata utilizzando l'equazione di Iwahashi che ipotizza condizioni ideali di puro scorrimento e deformazione omogenea lungo la sezione trasversale del provino [9]:

$$\epsilon_N = \frac{N}{\sqrt{3}} \left(2 \cot \left(\frac{\Phi}{2} + \frac{\Psi}{2} \right) + \Psi \operatorname{cosec} \left(\frac{\Phi}{2} + \frac{\Psi}{2} \right) \right) \quad (1)$$

dove N è il numero di passi e Φ ed Ψ sono gli angoli definiti in precedenza.

Tuttavia studi dettagliati sul reale processo di deformazione hanno mostrato che al crescere dell'angolo di raccordo Ψ si manifestano diverse altre componenti di deformazione, specialmente lungo la zona di curvatura del provino [10-13]. Inoltre i fenomeni di attrito possono giocare un ulteriore ruolo, alterando l'omogeneità di distribuzione delle deformazioni nelle zone adiacenti alla superficie della billetta [10,14,15].

Nonostante il numero elevato di articoli che trattano leghe e metalli puri processati mediante ECAP, non è ancora facile

P. Bassani, M. Vedani
Politecnico di Milano, Dipartimento di Meccanica

M. Cabibbo, E. Evangelista
INFN, Università di Ancona, Dipartimento di Meccanica

Memoria presentata al 29° Convegno nazionale AIM, Modena, 13-15 novembre 2002

reperire informazioni circa le caratteristiche costruttive delle matrici e i dettagli operativi della deformazione. Per quanto noto agli autori, sono comunque disponibili in letteratura lavori che riportano le curve di carico (forza applicata al punzone vs. posizione dello stesso durante l'operazione di deformazione) ottenibili sperimentalmente oppure attraverso simulazioni agli elementi finiti [4,12,14]. Gli studi sperimentali pubblicati da Horita e collaboratori [3,4] hanno inoltre dimostrato che tra le possibili sequenze di deformazione, quella definita come route C (rotazioni del campione di 180° tra ogni passata) richiede i valori minimi di carico applicato in quanto la deformazione diventa ridondante ogni 2 inversioni del provino. Dal punto di vista dell'efficacia sul materiale, i migliori risultati in termini di omogeneità strutturale si ottengono invece con la sequenza B_C (rotazioni di 90° nello stesso senso tra ogni passata).

Dall'analisi della pur vasta letteratura disponibile, emerge comunque che il processo ECAP non è ancora stato esaustivamente esplorato sia rispetto ai parametri di processo sia rispetto alle proprietà dei materiali processati. Scopo di questo lavoro è quello di definire alcune le modalità di prova adatte al processo ECAP di una lega di alluminio AA6082 e indagare il comportamento del materiale durante e dopo la deformazione.

MATERIALI E PROCEDURA SPERIMENTALE

I campioni per le prove sono stati ottenuti da barre estruse del diametro di 10 mm in lega AA6082. I materiali sono stati studiati in due stati di riferimento differenti: un primo lotto di campioni è stato solubilizzato a 530°C per 2 ore e in seguito temprato in acqua mentre un secondo lotto è stato ricotto a 530°C per 2 ore e raffreddato lentamente in forno.

Per le prove ECAP si è utilizzata una matrice a due gusci simmetrici lavorati da blocchi di acciaio per utensili X37Cr-MoV5-1 successivamente trattati per raggiungere una durezza nominale di 45 HRC. Il profilo ricreato con i due semigusci era costituito da due canali cilindrici di diametro 10 mm disposti ad angolo retto ($\Phi = 90^\circ$) e raccordati con un angolo $\Psi = 20^\circ$, quest'ultimo corrispondente ad un raggio di raccordo di 3 mm. Per ridurre i fenomeni di attrito, al termine della lavorazione meccanica i due semistampi sono stati sottoposti a nitrurazione ionica. Le due metà sono state assemblate tramite l'utilizzo di due spine di centraggio e fissate con 6 bulloni del diametro di 20 mm, ottenendo un ingombro totale pari a circa 160x160x185 mm³. Per completare l'attrezzatura è stato inoltre sviluppato un apposito punzone fissato alla cella di carico ed un sistema di centraggio per allineare matrice e punzone prima di ogni prova. In figura 1 è riportata un'immagine del sistema di prova installato sul telaio di una macchina di prova universale.

Le prove ECAP sono state condotte a temperatura ambiente. I vari campioni sono stati pressati in successione e ripetutamente per ottenere sequenze complete di materiali variando la deformazione accumulata e la procedura di rotazione dei campioni tra una passata e la seguente: in totale sono state effettuate fino a 6 passate con la route C e fino a 4 passate con la route B_C. Si precisa che, secondo l'equazione 1, la deformazione teorica accumulata ad ogni passata è pari a 1,055. Durante le prove è stato registrato l'andamento del carico imposto al punzone in funzione della sua corsa. Infine sono state condotte anche prove interrotte, con estrazione del provino deformato solo per il 50% della lunghezza.

Al termine della deformazione, alcuni provini sono stati sezionati longitudinalmente e preparati per le osservazioni al microscopio ottico e per le prove di microdurezza. Sono state condotte anche osservazioni al TEM sezionando trasversalmente dai provini dischetti di spessore 1mm, riducendone lo spessore dapprima manualmente su carte abrasive ed infi-

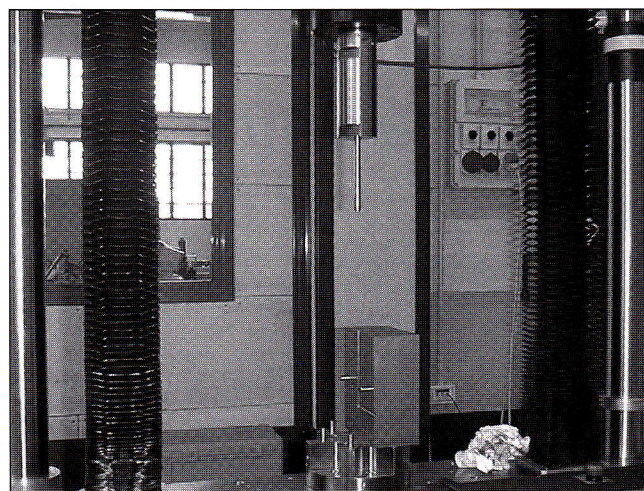


Fig. 1. Sistema di prova per pressatura mediante metodo ECAP. Per chiarezza è stato installato un solo semistampo sul supporto di centraggio

Fig. 1. ECAP testing device. For sake of clarity, only one of the two halves of the die was shown

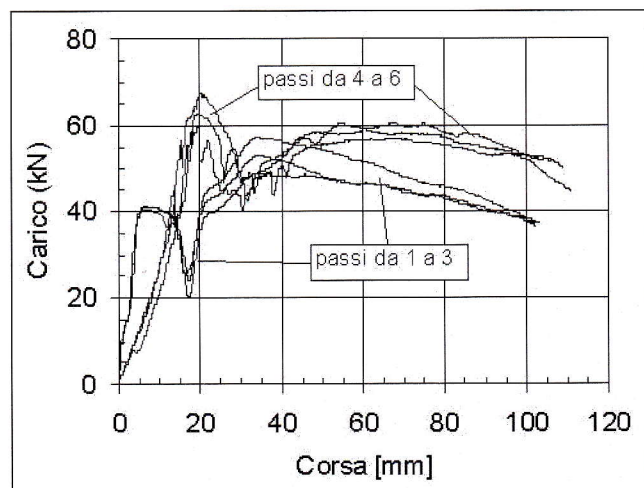


Fig. 2. Curve di carico dei provini di lega AA6082 allo stato solubilizzato, processati con route C

Fig. 2. Loading curves of the solution treated AA 6082 alloy samples processed by route C.

ne mediante assottigliamento elettrolitico a doppio getto, a -35°C in soluzione al 30% di HNO₃ in etanolo con tensione applicata di 18V.

Le prove meccaniche sono state condotte a temperatura ambiente e alla velocità di deformazione di 1,5·10⁻³ s⁻¹ su provini cilindrici ottenuti torcendo dai campioni deformati un tratto utile di lunghezza 30 mm e diametro 6 mm.

RISULTATI E DISCUSSIONE

Comportamento durante il processo

La Figura 2 riporta l'andamento generale del carico di pressatura rilevato per i provini preventivamente solubilizzati e in seguito processati con route C. In generale, la lega AA6082 si è rivelata un materiale adatto ad essere sottoposto a processo ECAP; i campioni allo stato ricotto si sono potuti processare per il numero di passaggi previsto senza alcun inconveniente; al contrario, il materiale allo stato solubilizzato, risultando meno duttile, ha consentito di eseguire i passaggi con route C ma ha mostrato evidenti cedimenti durante il processo con route B_C. Dalla figura si nota che la forma generale delle curve ha un

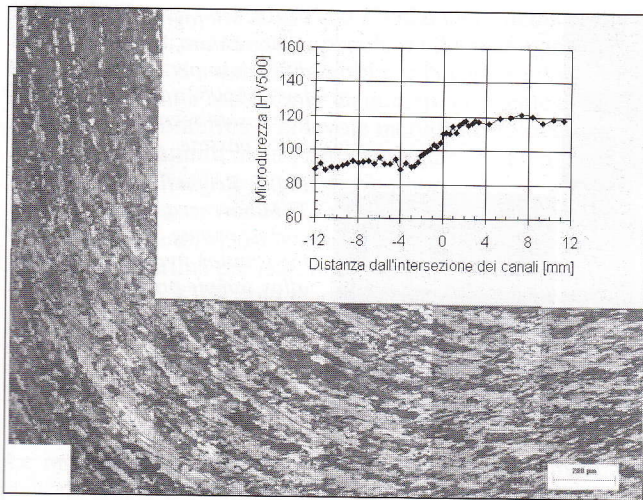


Fig. 3. Evoluzione della microstruttura durante il passaggio attraverso la curva del canale e profilo di microdurezza lungo l'asse del provino

Fig. 3. Microstructural evolution across the channel intersection and microhardness profile along the billet axis

andamento caratteristico, interpretabile con il supporto di alcuni lavori pubblicati da Shan e co-autori [14] e dei risultati delle simulazioni mediante FEM pubblicate in [16]. L'iniziale rampa di rapida crescita del carico corrisponderebbe alle prime fasi del contatto tra provino e la regione curva del canale nello stampo, con un progressivo aumento del volume di materiale interessato al processo di deformazione. Il seguente picco minimo indica l'instaurarsi di un flusso continuo e regolare a cui fa seguito un nuovo e progressivo aumento del carico di pressatura per l'attrito che man mano si stabilisce tra il provino ormai deformato e la superficie del canale di uscita [12].

È particolarmente interessante rilevare come il fascio delle curve di pressatura ai vari passi sia in realtà costituito da due tipologie di curve differenti: per le prove con route C, le curve dal passo 1 fino al 3 hanno caratteristiche tra loro molto simili, seppure con qualche progressiva modificazione legata al differente stato di incrudimento del materiale, mentre le curve dei passi da 4 a 6 sono sistematicamente caratterizzate da una minore pendenza del tratto iniziale, dal raggiungimento di un picco massimo seguito da un minimo relativo a valori maggiori e da una fase di plateau finale più estesa. Queste differenze, peraltro sempre riscontrate in forme simili, anche su provini ricotti e in prove mediante la route B_C, si suppone siano imputabili agli effetti di estremità dei provini tra loro a contatto all'interno del canale dello stampo. Durante il primo passaggio la coda del primo provino viene spinta dal punzone attraverso un piano di appoggio costituito dal contatto delle due basi cilindriche regolari; all'uscita, sia la testa che la coda del primo provino si troveranno deformate e

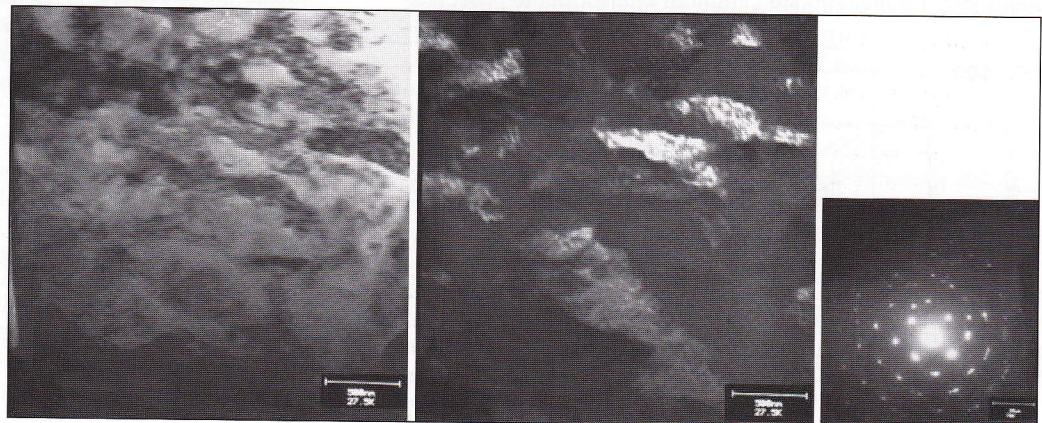
disposte inclinate a 45° per la prevalente azione delle deformazione per taglio. Durante il secondo passaggio nello stampo di questo provino la sua testa, ruotata di 180° per la route C, appoggerà agevolmente sulla coda dell'ultimo provino processato al primo passaggio consentendo un buon trasferimento di carico; lo stesso avverrà per i provini a seguire, con il risultato di una ottima ripetibilità e omogeneità del processo di pressatura. Le irregolarità riscontrate dopo il terzo passo sono legate al deteriorarsi della geometria delle estremità dei provini per le ripetute ed alternate deformazioni per taglio subite. Dalle presenti prove si è riscontrato che, esattamente dopo i 3 passaggi nella route C, le estremità cessavano di avere forma regolare ed inoltre apparivano cricche localizzate. Si suppone quindi che tali imperfezioni siano responsabili di un maggiore cedimento iniziale del provino (minore pendenza della curva) e di un trasferimento del carico tra provini meno regolare e con maggiori attriti lungo il canale (valori più alti dei picchi massimo e minimo). Osservazioni analoghe sono applicabili alla pressatura dei provini secondo la route B_C con la differenza che, essendo i provini ruotati di soli 90° tra i vari passaggi, già durante il secondo passaggio si generano irregolarità nel contatto tra le estremità dei provini che modificano la forma delle curve in modo analogo a quanto descritto in precedenza.

Microstruttura

L'evoluzione della microstruttura durante la pressatura è stata studiata sezionando provini ottenuti da prove interrotte (pressando parzialmente un cilindretto attraverso la curva del canale, interrompendo la prova ed estraendo il provino dopo avere aperto i gusci dello stampo) durante il primo passaggio. In Figura 3 si riporta un montaggio di micrografie a cavallo della regione processata e un corrispondente profilo di microdurezza ottenuto a cavallo della bisettrice tra i due canali. Si nota che, con gli angoli caratteristici $\Phi = 90^\circ$ and $\Psi = 20^\circ$ e le particolari condizioni di attrito presenti, la lega è soggetta ad un campo di deformazioni non solo per puro taglio ma con componenti flessionali, come desumibile dalla curvatura assunta dalla struttura. Tale conclusione è peraltro in pieno accordo con dati teorici ottenuti in base a calcoli FEM [10,12,15] secondo i quali le ideali condizioni di pura sollecitazione per taglio sono ottenibili solo con angoli Ψ tendenti a 0 e in condizioni di attrito nullo. In condizioni sperimentali più reali, la zona di processo, che idealmente dovrebbe essere confinata in una regione molto ristretta attorno alla bisettrice dei due canali, tende ad espandersi. Il profilo di microdurezza consente di valutare l'estensione della zona di processo in 3 mm verso il canale di ingresso e 2 mm verso quello di uscita. Le analisi al TEM svolte sui campioni solubilizzati sottoposti a pressatura ECAP fino a 6 passate hanno evidenziato che la microstruttura della lega dopo una passata è costituita dalla diffusa presenza di bordi di sottogranio all'interno dei grani che non sono più equiassici, come nel materiale di partenza (si veda la figura 4), ma assu-

Fig. 4. Micrografie TEM in campo chiaro, campo scuro e diffrazione per i campioni della lega AA6082 solubilizzata nello stato originale

Fig. 4. Bright field, dark field TEM micrographs and corresponding SAED pattern of the solution treated AA6082 alloy sample in the starting condition



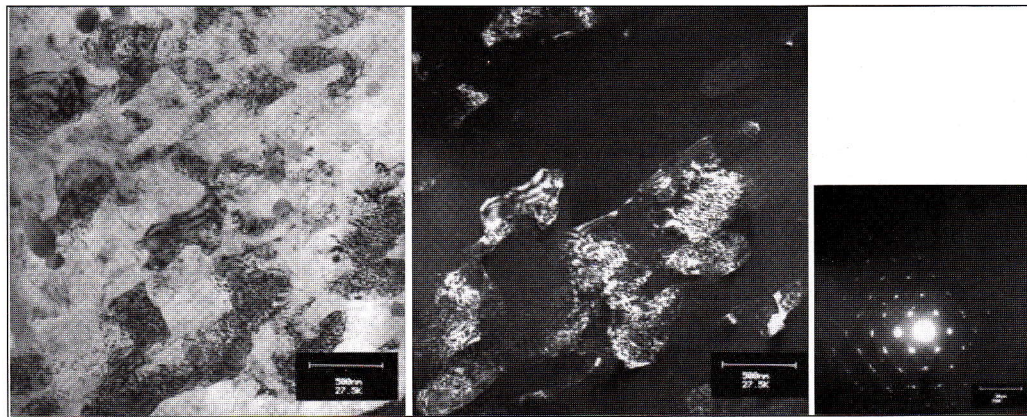


Fig. 5. Micrografie TEM in campo chiaro, campo scuro e diffrazione per i campioni della lega AA6082 solubilizzata e processata secondo la route C con 4 passate

Fig. 5. Bright field, dark field TEM micrographs and corresponding SAED pattern of the solution treated AA6082 alloy sample processed according to route C at four passes

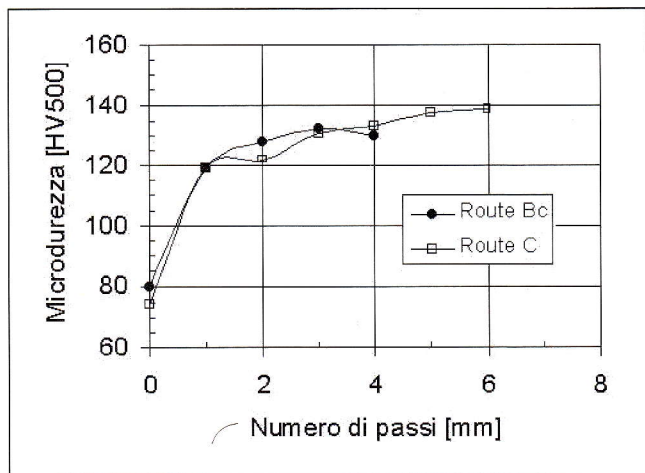


Fig. 6. Andamento della microdurezza in funzione del numero di passate per la lega AA6082 processata secondo le route C e B_C

Fig. 6. Microhardness evolution as a function of number of passes for the AA6082 alloy processed according to routes C and B_C

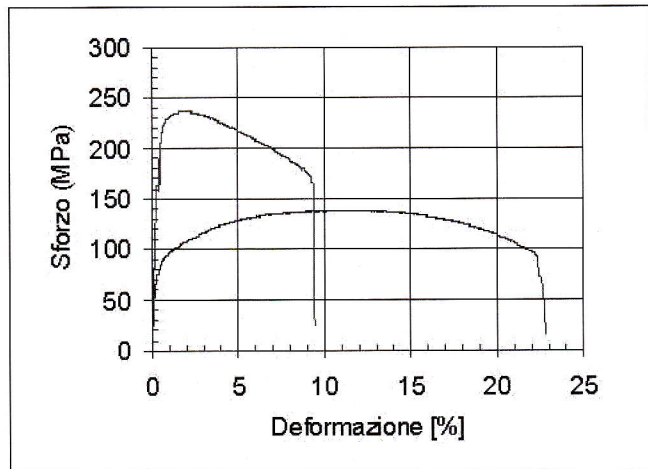


Fig. 8. Curve di trazione della lega AA6082 ricotta nella condizione originale e dopo 4 passate mediante la route B_C

Fig. 8. Tensile curves of the annealed AA6082 alloy in the starting condition and after four passes according to route B_C

mono una forma leggermente allungata. I sottograni sono presenti anche dopo 2 passate. La natura dei loro bordi, ovvero la loro bassa disorientazione, documentata mediante SAEDP (Selected Area Electron Diffraction Pattern) registrate in corrispondenza dei bordi e all'interno dei grani, conferisce loro le caratteristiche fisiche e metallurgiche di sottograno.

Dopo 4 passate la microstruttura comincia progressivamente a cambiare generando grani equiassici a più alto angolo di disorientazione reciproca tra quelli che, fino alle 2 precedenti passate, erano unicamente sottograni. Ovvero, il materiale che ha subito 4 passate attraverso lo stampo ECAP presenta una microstruttura costituita da bordi di grano all'interno di quelli già preesistenti nel materiale originale, come illustrato in Figura 5. È pertanto possibile stabilire che 4 passate sono sufficienti ad affinare in modo considerevole il grano del materiale. Le indagini sui campioni ulteriormente processati

fino a 6 passate hanno infatti dimostrato che la microstruttura del materiale non presentava significative differenze in termini di dimensioni medie dei grani rispetto al valore medio dei grani del materiale dopo 4 passate.

Proprietà meccaniche

L'incremento di durezza ottenibile dopo processo ECAP della lega AA6082 solubilizzata in funzione del numero di passate e della route seguita è riportato nel diagramma di Figura 6.

I dati dimostrano come una sola passata sia in grado di incrementare significativamente la durezza della lega e come le ulteriori passate portino ad un progressivo assestamento dei valori verso durezza variabili tra 130 e 140 HV. Apparentemente, le due diverse modalità di rotazione dei provini tra una passata e la successiva non sembrano impartire sostanziali differenze di comportamento.

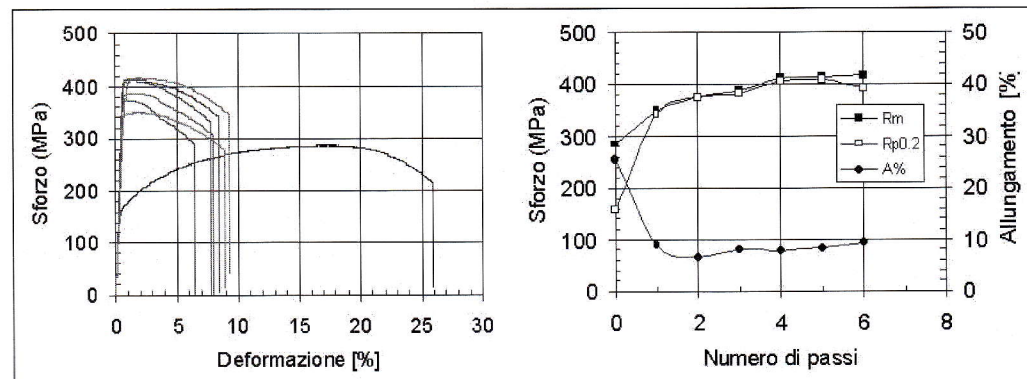


Fig. 7. Curve caratteristiche e proprietà a trazione in funzione del numero di passate della lega AA6082 solubilizzata e processata mediante la route C

Fig. 7. Tensile curves and properties as a function of number of passes for the solution treated AA6082 alloy processed according to route C

Infine, le figure 7 e 8 illustrano l'andamento delle curve di trazione e i dati caratteristici per alcuni dei campioni studiati. La sequenza dei dati disponibili per la lega solubilizzata e pressata mediante route C per un numero crescente di passate (Figura 7) conferma il notevole incrudimento ricevuto dai materiali soprattutto nella prima pressatura e la tendenza alla saturazione delle caratteristiche dopo circa 4 passate. È inoltre interessante notare come i valori dell'allungamento a rottura subiscano, rispetto alla condizione iniziale un netto calo dopo la prima passata, ma si attestino poi su valori variabili tra il 6 e il 9%, indipendentemente dal numero di passi successivamente subiti.

CONCLUSIONI

Le indagini sperimentali, dedicate alla pressatura mediante metodo ECAP di leghe AA6082 ed alla caratterizzazione dei materiali ottenuti, hanno consentito di trarre le seguenti conclusioni.

- Il comportamento in pressatura dei campioni ha potuto essere interpretato in funzione dell'andamento delle variazioni del carico rispetto della corsa del punzone. In tutte le condizioni è stato possibile processare le leghe con carichi moderati. Alcune variazioni non secondarie nella forma della curva sono state correlate con le condizioni di scorrimento all'interno dello stampo generate in fase di contatto tra i provini immessi in successione.
- La pressatura secondo la route C si è rivelata meno critica rispetto alla route B_C per la presente lega. Con la prima è stato possibile processare campioni sia ricotti che solubilizzati fino a 6 passate mentre con la seconda i campioni solubilizzati, meno deformabili rispetto ai ricotti, hanno mostrato evidenti segni di cricatura già al secondo passaggio.
- Le indagini microstrutturali sono state condotte su campioni ottenuti da prove interrotte a cavallo della zona di processo e da varie serie di campioni prelevati dopo un numero di passate crescente. È stato possibile dedurre come lo stato di deformazione imposta al passaggio attraverso il canale curvo non sia puramente di taglio, come generalmente teorizzato in letteratura, ma abbia componenti flessionali di significativa importanza. Inoltre, dopo 4 passate ECAP, la microstruttura della lega risulta composta da grani equiassici ad alto angolo di disorientazione reciproca sostituendo quelli che, fino alla seconda passata, erano sottograni.

- Le prove di microdurezza e di trazione hanno dimostrato che la lega subisce un drastico incrudimento durante la prima pressatura mentre le seguenti passate consentono di accumulare piccoli incrementi di resistenza, fino ad arrivare ad una saturazione attorno alla quarta passata. Va infine sottolineato che i rilevanti valori di resistenza misurati per la lega processata ECAP possono essere ulteriormente migliorati sfruttando il meccanismo di invecchiamento dei provini preventivamente solubilizzati.

RIFERIMENTI BIBLIOGRAFICI

- [1] R.Z. Valiev. Mater. Sci. Engng., vol. A234-236 (1997) 59-66
- [2] R.Z. Valiev, R.K. Islamgaliev, I.V. Alexandrov. Prog. Mater. Sci., vol. 45 (2000) 103-189
- [3] Z. Horita, M. Furukawa, M. Nemoto, T.G. Langdon. Mater. Sci. Techn., vol. 16, n. 11-12 (2000) 1239-1245
- [4] Z. Horita, T. Fujinami, T.G. Langdon. Mater. Sci. Engng., vol. A318 (2001) 34-41
- [5] M. Furukawa, Z. Horita, M. Nemoto, T.G. Langdon. J. Mater. Sci., vol. 36 (2001) 2835-2843
- [6] Y. Iwahashi, Z. Horita, M. Nemoto, T.G. Langdon. Acta Mater., vol. 45, n. 11 (1997) 4733-4741
- [7] Y. Iwahashi, Z. Horita, M. Nemoto, T.G. Langdon. Acta Mater., vol. 46, n. 9 (1998) 3317-3331
- [8] K. Oh-Ishi, Z. Horita, M. Furukawa, M. Nemoto, T.G. Langdon. Metall. Mater. Trans., vol. 29A (1998) 2001-2013
- [9] Y. Iwahashi, J. Wang, M. Horita, M. Nemoto, T.G. Langdon. Scripta Mater., vol. 35 (1996) 143-146
- [10] J.-W. Park, J.-Y. Suh. Metall. Mater. Trans., vol. 32A, n. 12 (2001) 3007-3014
- [11] Y. Wu, I. Baker. Scripta Mater., vol. 37, N. 4 (1997) 437-442
- [12] H.S. Kim. Mater. Sci. Engng., vol. A315 (2001) 122-128
- [13] H.S. Kim, M.H. Seo, S.I. Hong. J. Mater. Proc. Techn., vol. 113 (2001) 622-626
- [14] A. Shan, I.-G. Moon, J.-W. Park. J. Mater. Proc. Techn., vol. 122 (2002) 255-259
- [15] S.L. Semiatin, D.P. DeLo, E.B. Shell. Acta Mater., vol. 48 (2000) 1841-1851
- [16] D.P. DeLo, .L. Semiatin. Metall. Mater. Trans., 30A (1999) 1391-1402

A B S T R A C T

PROCESSING OF ULTRAFINE ALUMINIUM ALLOYS BY EQUAL CHANNEL ANGULAR PRESSING AND RELATED PROPERTIES

In this contribution the behaviour of the AA6082 aluminium alloy during ECAP (Equal Channel Angular Pressing) is described. This technique allows to reduce the alloy grain size to submicrometer level by inducing severe plastic deformation at room temperature. The used die was made up of two channels intersecting at 90°, through which cylindrical samples were forced to flow. The loading curves recorded during pressing featured a characteristic profile which was correlated to the geometry of the sample edges while contacting each other in the inlet die channel during pressing. Pressing performed according route C (rotation by 180° of the samples before each pass) revealed to be less critical with respect to route B_C (alternate rotation by 90° of the samples before each pass). By route C it was possible to process both annealed and solution treated samples for up to six passes whereas by route B_C the solution treated sam-

ples cracked just after the second pass. Analyses carried out on samples extracted during interrupted tests showed that in the intersection zone between the two channels, the material underwent a complex deformation pattern differing from pure shear, as stated in theoretical studies. After four passes the microstructure of the processed billets was made up of equiaxed grains separated by high angle boundaries, that substituted the subgrain structure observed up to the second ECAP pass. Microhardness and tensile tests performed on samples machined from processed billets demonstrated that the AA6082 alloy underwent a marked workhardening during the first pass while in the following passes only small increments in hardening could be accumulated. A saturation point was eventually reached at about the fourth pass. It must also be emphasized that the strength of the ECAP processed alloy can potentially be further improved also by exploiting the aging behaviour of the solution treated and ECAP processed billets.