

COMPORTAMENTO AD IMPATTO DI DIFFERENTI LEGHE FERROSE SINTERIZZATE

Giovanni Straffelini, Vigilio Fontanari

Dipartimento di Ingegneria dei Materiali
Università di Trento

SOMMARIO

Mediante prove di impatto strumentato su provini non intagliati e provini contenenti intagli di tipo Charpy-V è stato studiato il comportamento ad impatto di leghe sinterizzate a base Fe-Mo legate con diverse quantità di fosforo (0,3-0,7%). Le energie di nucleazione e propagazione della cricca di frattura sono state correlate con le caratteristiche frattografiche e microstrutturali dei materiali con l'intento di spiegare l'effetto del contenuto di fosforo e della presenza dell'intaglio sul comportamento ad impatto di questa nuova classe di leghe sinterizzate per impieghi strutturali.

INTRODUZIONE

Le leghe ferrose sinterizzate prodotte con le tecniche convenzionali di semplice pressatura e successiva sinterizzazione sono caratterizzate dalla presenza di porosità residua che ne riduce le proprietà meccaniche. Mediante metodi che aumentano l'intensità della sinterizzazione, la quantità di porosità residua può essere ridotta e la morfologia dei pori migliorata (in particolare resa più arrotondata). Si ottengono così benefici sia per quanto riguarda la resistenza che la duttilità /1/.

La sinterizzazione in fase liquida e la stabilizzazione di fase sono due di questi metodi disponibili /2/. Mediante l'opportuna aggiunta di elementi in lega, si può indurre la formazione di fase liquida alla temperatura di sinterizzazione; il liquido penetra nella porosità aumentando così la cinetica dei processi diffusivi e promuovendo la densificazione mediante l'azione delle forze capillari. Opportune aggiunte di elementi in lega possono anche stabilizzare alla temperatura di sinterizzazione una determinata fase nella quale risultano particolarmente intensi i processi di autodiffusione del ferro.

Con l'intento di perseguire questi obiettivi sono state recentemente proposte delle leghe sinterizzate basate sul sistema Fe-Mo-P /3/. Il fosforo infatti aggiunto al ferro forma fase liquida per temperature superiori a 1050°C; inoltre, diffondendo nel ferro il fosforo stabilizza alle alte temperature la fase Fe- α nella quale gli atomi di ferro autodiffondono con una cinetica 100 volte maggiore che nel Fe- γ . Il molibdeno stabilizza a sua volta la ferrite e la indurisce per soluzione solida e inoltre limita gli effetti negativi sulle proprietà meccaniche connessi con la segregazione del fosforo ai bordi dei grani.

Nel presente lavoro viene studiato il comportamento ad impatto di una serie di leghe Fe-Mo-P caratterizzate dalla presenza di diversi contenuti di fosforo. Le prove sono condotte sia su provini non intagliati (come è usuale per i materiali sinterizzati porosi) che contenenti un intaglio di tipo Charpy-V, in modo da evidenziare la sensibilità all'intaglio di questi materiali. Le prove sono state condotte impiegando un pendolo strumentato che permette di ottenere l'andamento nel tempo delle forze applicate al provino e quindi di descrivere in dettaglio il comportamento a deformazione e rottura dei materiali.

MATERIALI E PROCEDURE SPERIMENTALI

I provini di impatto ($10 \times 10 \times 55 \text{ mm}^3$) sono stati prodotti compattando polveri atomizzate di AstaloyMo (Fe-1.5%Mo, prodotte dalla Hoganas, Svezia) e polveri di fosforo di ferro aggiunte in quantità tali da avere quattro composizioni finali con contenuto nominale di 0,3, 0,5, 0,6 e 0,7 % in fosforo (i valori reali misurati sono risultati leggermente inferiori: 0,27, 0,44; 0,53 e 0,62%). La pressione di compattazione è stata di 600 MPa. La sinterizzazione è stata condotta a 1120°C per 30 minuti in una atmosfera di ammoniaca dissociata.

Su alcuni provini sono stati eseguiti degli intagli di tipo Charpy-V (profondità 2 mm; raggio di fondo intaglio 0.25 mm) mediante elettroerosione; è stato verificato in precedenti lavori che mediante taglio per elettroerosione si evitano i fenomeni di densificazione superficiale tipici delle lavorazioni meccaniche sui sinterizzati porosi e si induce solo un lieve incremento di microdurezza superficiale, limitato ai primi 10-15 mm dalla radice dell'intaglio /4/.

Le prove di impatto strumentato sono state condotte a temperatura ambiente. Per i provini non intagliati è stata usata una energia iniziale di 300 J e una velocità di impatto di 5.52 m/s. Nel caso dei provini intagliati, per ridurre l'intensità degli effetti inerziali che tendono a mascherare la curva di impatto è stata scelta una energia iniziale di 50 J e una velocità di impatto di 2.2 m/s.

Sui provini non intagliati sono state eseguite anche delle prove di flessione in tre punti in modo da avere delle informazioni di riferimento (carico di snervamento e carico di rottura) sul comportamento meccanico dei materiali sollecitati in modo quasistatico.

Le morfologie di frattura sono state indagate usando un microscopio stereografico e un microscopio elettronico a scansione.

RISULTATI E DISCUSSIONE

Microstruttura

La microstruttura dei materiali è risultata completamente ferritica, come mostrato a titolo di esempio dalla Fig.1 che si riferisce al materiale contenente 0.5%P. Sono stati riscontrati tuttavia due tipi di ferrite a causa del fatto che durante la permanenza alla temperatura di sinterizzazione il fosforo non ha il tempo sufficiente per diffondere in modo omogeneo nella matrice ferritica /5,6/; si hanno quindi aree di ferrite ricca in fosforo (essenzialmente nelle zone vicine a dove era presente una particella di fosforo di ferro prima della sinterizzazione; microdurezza tra i 230 e 240 HV 0.02) ed aree di ferrite povera in fosforo (microdurezza intorno ai 200 HV 0.02).

La densità finale dei materiali è risultata 7.1 g/cm^3 per la lega contenente lo 0.3%P e circa 7.3 g/cm^3 per le altre composizioni. Questo è dovuto all'effetto del ritiro dei materiali dovuto alla presenza di fase liquida alla temperatura di sinterizzazione.

Prove di flessione in tre punti

In Fig.2 sono riportati i risultati delle prove di flessione in tre punti. Si può notare come sia il carico di snervamento che quello a rottura aumentino all'aumentare del contenuto in fosforo; questo è dovuto sia all'aumento della densità che all'intenso effetto di indurimento per soluzione solida esercitato dal fosforo.

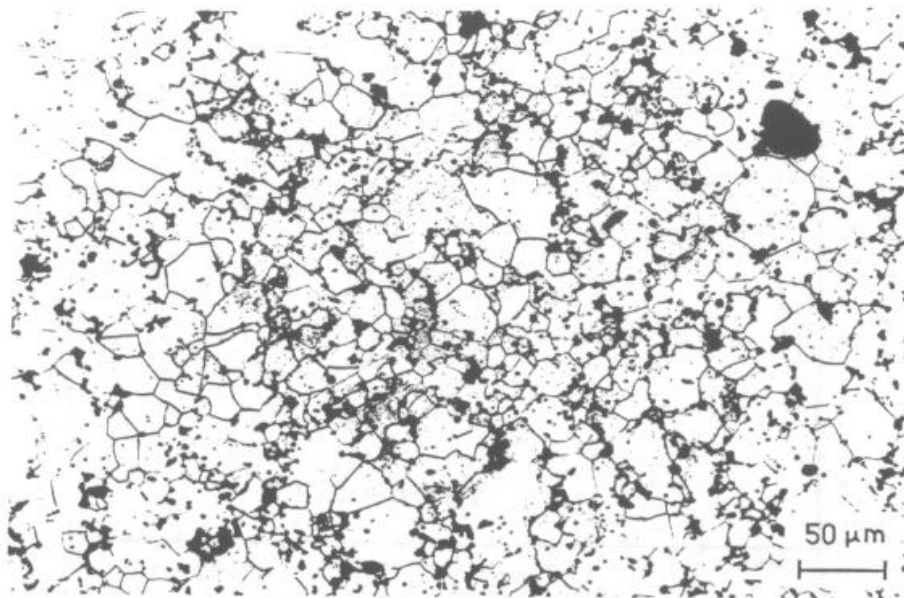


Fig.1: Microstruttura del materiale AstaloyMo contenente 0.5% in fosforo.

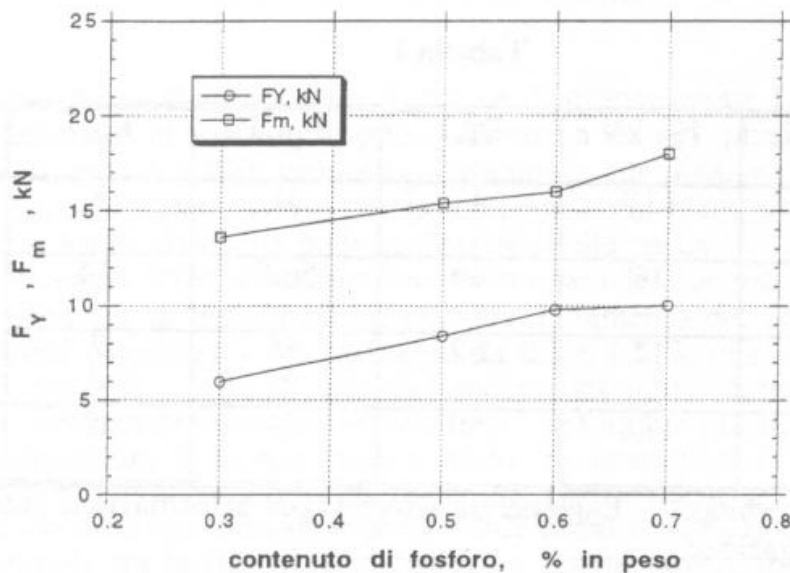


Fig.2: Carico di snervamento e rottura determinati con prove di flessione in tre punti in funzione del contenuto di fosforo.

Prove di impatto su provini non intagliati

In Fig.3 è riportata, a titolo di esempio, la curva di impatto relativa al materiale contenente lo 0.3%P, ottenuta nel caso di provini non intagliati. Sulla curva sono indicati il carico di snervamento F_Y e il carico massimo F_M , che rappresenta il carico in corrispondenza del quale si ha la nucleazione della cricca di frattura [7]. L'area sottesa dalla curva è significativa dell'energia assorbita; l'energia assorbita fino a F_M corrisponde quindi all'energia necessaria per la nucleazione della cricca mentre l'energia assorbita dopo F_M è significativa dell'energia necessaria per la propagazione della cricca stessa. In Tab.I sono riportati tutti i parametri significativi ricavati dalle curve di impatto.

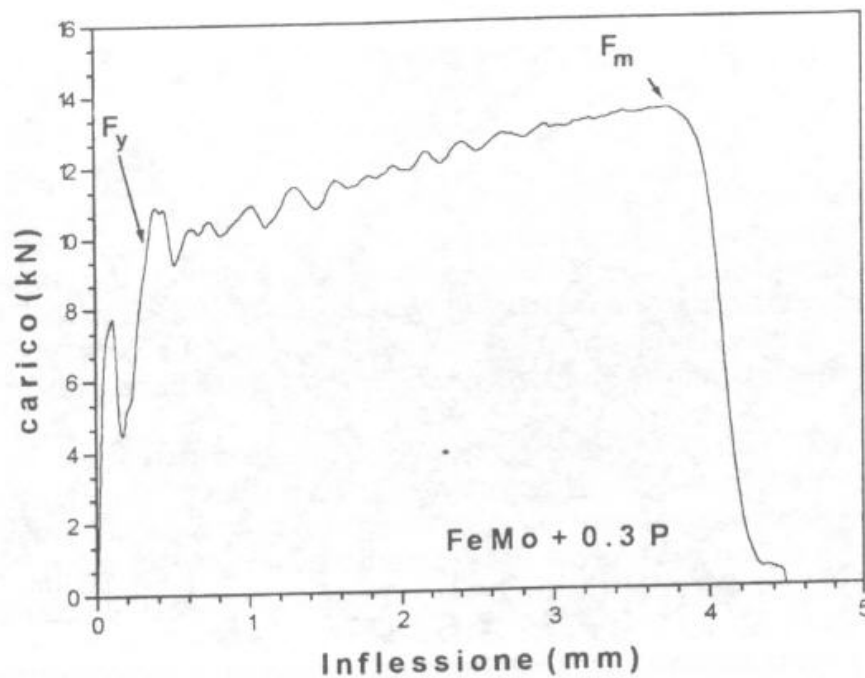


Fig.3: Curva di impatto del materiale contenente 0.3%P (provino non intagliato).

Tabella I

Materiale	F _Y , kN	F _m , kN	E _T , J	E _{pl} , J	E _p , J	f, mm
AMo-0,3P	10	13,7	47	38	8	8
AMo-0,5P	11,5	16	64	56,5	7,5	6,1
AMo-0,6P	12	17	62	55	7	5,8
AMo-0,7P	12	17,8	59	54	5	2,4

E_T=energia totale assorbita; E_{pl}=energia assorbita per deformazione plastica;
E_p=energia di propagazione.

I valori del carico di snervamento e del carico di rottura sono rappresentati in Fig.4 in funzione del contenuto di fosforo. Il confronto con la Fig.2 mostra che i carichi di rottura F_m determinati dalle prove di impatto sono analoghi a quelli determinati nelle prove quasistatiche mentre il carico di snervamento F_Y è superiore. Questi risultati sono in accordo con il fatto che l'accresciuta velocità di deformazione nelle prove di impatto aumenta il limite di snervamento delle leghe metalliche /8/.

Per quanto riguarda i due diversi contributi all'energia totale assorbita, si può notare come l'energia per la nucleazione della cricca (cioè l'energia di deformazione plastica del provino, E_{pl}) costituisce la componente principale mentre l'energia di propagazione rappresenta una frazione inferiore (dal 10 al 15 %), come già riscontrato in altre leghe sinterizzate /9,10/, in quanto il sistema di pori interconnessi fornisce un cammino energeticamente favorevole per la propagazione della cricca.

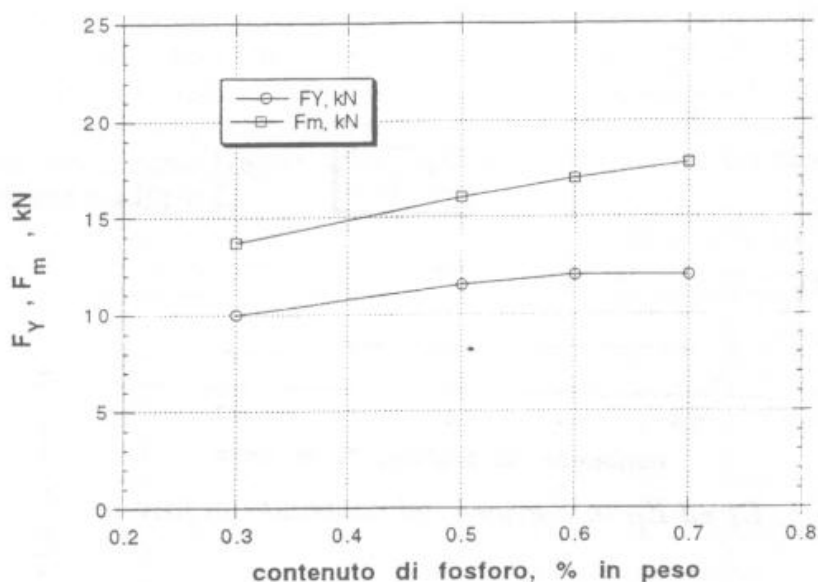


Fig.4: Carico di snervamento e rottura determinati con prova di impatto in funzione del contenuto di fosforo.

In Fig.5 l'energia totale assorbita E_T e l'energia di propagazione E_P sono riportate in funzione del contenuto in fosforo. Si può osservare come E_T presenti un massimo in corrispondenza di circa il 0.5%P mentre E_P diminuisca continuamente all'aumentare del contenuto in fosforo. Questo diverso comportamento è correlato con i diversi processi deformativi che si hanno prima e dopo la nucleazione della cricca.

Come già rilevato sopra, E_T è principalmente determinato dall'energia di nucleazione della cricca cioè dall'energia di deformazione plastica. L'aumento del contenuto in fosforo aumenta la densità (soprattutto nel passaggio da 0.3 e 0.5 % in fosforo) e il grado di sinterizzazione (cioè il livello di arrotondamento dei pori); entrambi questi fattori comportano un aumento dell'energia necessaria per deformare plasticamente i materiali. L'aumento del contenuto di fosforo induce anche un aumento del contenuto di ferrite ricca in fosforo che riduce la duttilità del materiale; l'esistenza di un punto di massimo è quindi correlato col fatto che le migliori proprietà di duttilità si hanno in corrispondenza di un rapporto ottimale tra ferrite ricca in fosforo e ferrite povera in fosforo, come già riscontrato in leghe Fe-P /5/ e Fe-C-P /11/.

Per interpretare la dipendenza di E_P con il contenuto in fosforo è utile fare riferimento alla frattografia ottenuta con il microscopio stereografico riportata in Fig.6. Come si può notare la superficie di frattura risulta divisa in due zone distinte /3,10/: vicino alla zona delle fibre tese (dove è nucleata la cricca) la frattura è prevalentemente duttile mentre in corrispondenza della zona con le fibre inizialmente compresse esiste una notevole quantità di clivaggi, come dimostrato dall'elevata presenza di zone chiare. In Fig.7 è mostrata una frattografia ottenuta al microscopio elettronico in corrispondenza delle zone compresse che chiarisce le caratteristiche morfologiche della superficie di frattura. Questo comportamento è spiegabile tenendo conto che durante la propagazione il fronte della cricca va incontro ad uno stato di sforzo caratterizzato da una triassialità e da una velocità di deformazione crescenti. Questo implica che in vari punti del materiale in prossimità dei pori e in corrispondenza delle aree ferritiche ricche in fosforo possono essere raggiunte le condizioni locali per avere frattura fragile per clivaggio.

Dalle frattografie ottenute con il microscopio stereografico sono state quindi determinate le lunghezze f significative dell'estensione della zona duttile; si veda la Fig.6. I valori di f

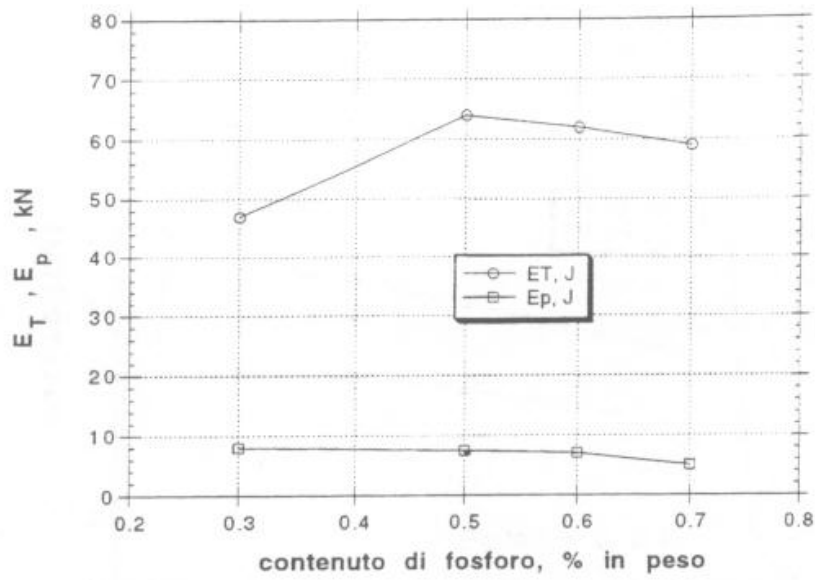


Fig.5: E_T ed E_p in funzione del contenuto in fosforo.

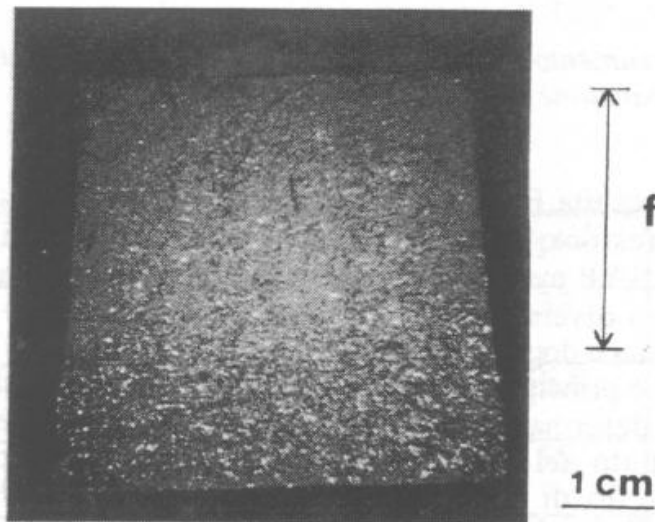


Fig.6: Superficie di frattura del provino contenente 0,6%P. E' indicata anche la determinazione della lunghezza f .

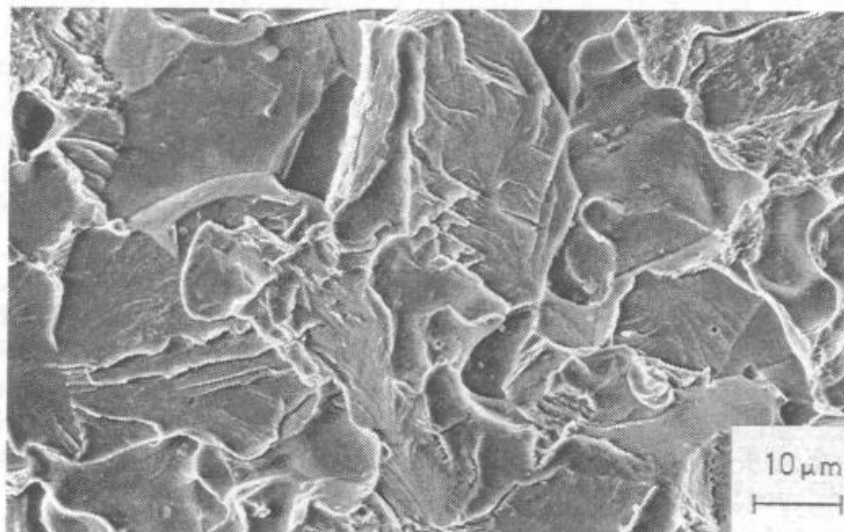


Fig.7: Frattografia SEM del provino contenente 0,6%P.

così ottenuti sono inclusi in Tab.I; si può notare come f diminuisca all'aumentare del tenore in fosforo cioè all'aumentare del numero di aree di ferrite ricca in fosforo.

In Fig.8 sono quindi riportati i valori di E_p in funzione dei valori di f determinati sperimentalmente. Si nota l'esistenza di una proporzionalità diretta tra f ed E_p a dimostrazione del fatto che l'energia di propagazione diminuisce all'aumentare dell'estensione delle zone fragili sulla superficie di frattura. La stessa proporzionalità non esiste chiaramente tra E_T e f .

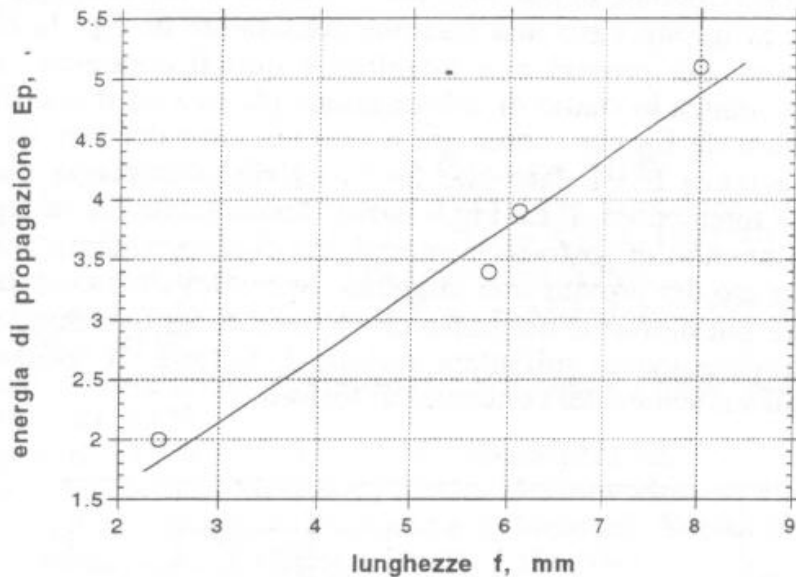


Fig.8: E_p in funzione delle lunghezze f .

Prove di impatto su provini intagliati

In Tab.II sono riportati i parametri principali ricavati dalle curve di impatto relative ai provini intagliati.

Tabella II

Materiale	F_Y , kN	F_m , kN	E_T , J	E_{pl} , J	E_p , J
AMo-0,3P	6	7,15	6,5	1,4	5,1
AMo-0,5P	6,8	8	6	2,1	3,9
AMo-0,6P	7,2	7,9	5,4	2	3,4
AMo-0,7P	7,3	8,6	3,8	1,8	2

Anche in questo caso F_Y e F_m aumentano all'aumentare del contenuto di fosforo sebbene i valori siano chiaramente inferiori (soprattutto F_m) di quelli determinati nelle prove con provini non intagliati. E' da notare tuttavia che in altre leghe sinterizzate [12] si è riscontrata l'assenza di un preciso carico di snervamento F_Y .

Come ci si aspettava, si osserva inoltre una elevata riduzione dell'energia di rottura rispetto ai provini non intagliati a testimonianza della ben nota elevata sensibilità all'intaglio nelle prove ad impatto dei materiali porosi sinterizzati. Questo è dovuto alla scomparsa (o comunque notevole riduzione) della fase di intensa deformazione plastica prima della rottura. Questo comportamento è connesso all'elevato stato di triassialità degli sforzi presente alla radice dell'intaglio che riduce notevolmente la deformazione critica per avere rottura; questa deformazione critica può essere quindi raggiunta prima che il materiale possa andare incontro ad una notevole deformazione plastica [12].

In Fig.9 E_T ed E_p sono riportate in funzione del contenuto di fosforo. Si nota innanzitutto che E_p rappresenta in questo caso una frazione consistente di E_T ; la riduzione di E_T rispetto alla situazione dei provini non intagliati è quindi connessa con il fatto che l'intaglio rimuove in pratica lo stadio di deformazione plastica ed il contributo principale ad E_T proviene quindi da E_p che, come già notato nel caso dei provini non intagliati, assume valori abbastanza bassi dato che la cricca riesce a propagare agevolmente seguendo la porosità interconnessa. La Fig.9 mostra anche come E_T ed E_p diminuiscano all'aumentare del contenuto di fosforo, mostrando un comportamento analogo a quanto mostrato da E_p nel caso dei provini non intagliati. In questo caso però la morfologia di frattura risulta essere più uniforme nel senso che le aree di frattura duttile e di clivaggio sono distribuite omogeneamente sull'intera sezione di frattura. Il numero delle aree di clivaggio aumenta all'aumentare del contenuto di fosforo.

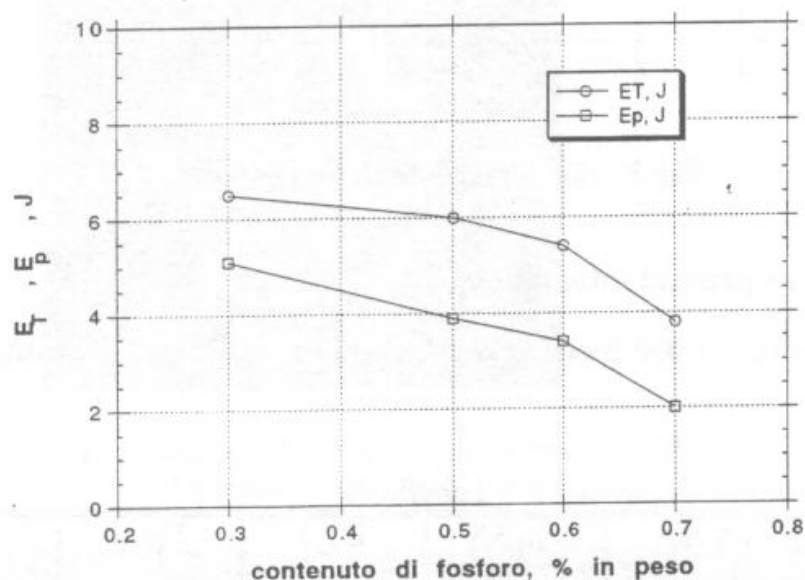


Fig.9: E_t e E_p in funzione del contenuto in fosforo.

CONCLUSIONI

Relativamente all'effetto del fosforo sul comportamento ad impatto dei materiali in studio nel caso di provini non intagliati, si possono evidenziare due conclusioni importanti:

- avendo riscontrato che l'energia totale assorbita è determinata essenzialmente dal contributo di deformazione plastica prima della nucleazione della cricca, l'effetto dell'aggiunta di fosforo fino a tenori dello 0.5% è positivo in quanto aumenta la densità e il grado di sinterizzazione e quindi la capacità di deformazione plastica dei materiali;
- la morfologia di frattura di tipo fragile (almeno parzialmente nei provini a minore tenore in fosforo) è significativa del processo di propagazione della cricca di frattura; poiché la fase di propagazione costituisce in generale per i materiali ferrosi sinterizzati lo stadio a

minor assorbimento di energia nel processo di frattura, le caratteristiche morfologiche di fragilità non sono significative di un effettivo comportamento fragile indotto dal fosforo. Come già riscontrato in altre leghe sinterizzate, la presenza di un intaglio è assai deleteria in quanto l'intaglio causa la scomparsa della fase di elevata deformazione plastica prima della frattura. L'elevata sensibilità all'intaglio di questi materiali è quindi connessa col fatto che l'energia assorbita si riduce all'energia di deformazione elastica e a quella di propagazione della cricca. La dipendenza quindi dell'energia di impatto con il contenuto in fosforo segue lo stesso andamento dell'energia di propagazione della cricca nel caso dei provini non intagliati.

BIBLIOGRAFIA

- /1/ F.V. Lenel: 'Powder Metallurgy', 1980, Princeton, MPIF.
- /2/ R.M. German: 'Liquid phase sintering', 1985, New York, Plenum Press.
- /3/ C. Lindberg: *Advances in Powder Metallurgy*, Vol.3, 1992. 99-108.
- /4/ V. Fontanari, Tesi di dottorato, 1995, Università di Pisa.
- /5/ P. Engdahl: *Modern Development in Powder Metallurgy*, Vol.20, 655-665, 1988, MPIF.
- /6/ A. Molinari, G. Straffelini, V. Fontanari e R. Canteri: *Powder Metallurgy*, Vol.35, 285-291, 1992.
- /7/ T.J. Koppenaal: STP 563, 92-117, 1974, Philadelphia PA.
- /8/ G.E. Dieter: 'Mechanical Metallurgy', 1986, McGraw-Hill.
- /9/ G. Straffelini, C. Lindberg, V. Fontanari e A. Molinari: Atti del 1993 PM World Congress, Kyoto, Giappone, JPMA, 1071-1074.
- /10/ G. Straffelini, V. Fontanari e A. Molinari: *Powder Metallurgy*, Vol.38, 45-51, 1995.
- /11/ G. Straffelini, V. Fontanari, A. Molinari e B. Tesi: *Powder Metallurgy*, Vol. 36, 135-141, 1993.
- /12/ G. Straffelini, V. Fontanari, A. Molinari e R. Roberti: presentato a Euromat 95, AIM e FEMS.