

# Produzione e caratterizzazione di schiume metalliche in acciaio dual phase

C. Mapelli, A. Gruttadauria, D. Mombelli, E. Castrodeza

*Con l'intento di ampliare il panorama dei lavori e delle ricerche riguardanti le schiume metalliche, oggi più che mai di grande interesse per diversi settori industriali, e di aumentare la lista dei materiali utilizzati, ad oggi formata prevalentemente da leghe leggere, sono state prodotte e caratterizzate delle schiume metalliche in acciaio dual phase, mettendo a punto un processo produttivo dedicato, modificando le caratteristiche di un metodo in uso a livello industriale, noto come DUOCELL® Process. La caratterizzazione metallurgica e meccanica ha dimostrato come il metodo utilizzato sia efficace per produrre schiume in materiale alto fondente con densità relativa pari al 0,6. Sono stati studiati gli effetti della temperatura di tempra intercritica sulla percentuale di martensite presente in struttura e sono state comparate tra loro tre diverse porosità a parità di densità relativa. Sono stati inoltre posti a confronto due acciai a diversa composizione chimica per verificare gli effetti degli elementi di lega sulla struttura dual phase ottenibile.*

## Parole chiave:

Schiume metalliche, processo DUOCELL®, acciaio dual phase, tempra intercritica

## INTRODUZIONE

Il sempre più crescente interesse da parte dell'industria per le schiume metalliche ha spinto alla messa a punto di un metodo che permettesse di creare schiume in metalli "alto fondenti", come l'acciaio, in grado di garantire caratteristiche meccaniche superiori alle attuali schiume commerciali (tipicamente in alluminio), senza penalizzare una delle caratteristiche peculiari che le strutture cellulari possiedono: la leggerezza.

E' stato dunque messo a punto un processo produttivo, basato sul DUOCELL PROCESS®, per la produzione di schiume in acciaio dual phase a celle aperte. L'idea di creare un materiale con le caratteristiche meccaniche di un dual phase, unitamente alla diminuzione di peso che una schiuma comporta, risulta essere in linea con le nuove esigenze ambientali che richiedono macchine sempre più leggere e funzionali con l'obiettivo di ridurre i consumi ed abbattere l'inquinamento.

Il possibile campo di applicazione quindi delle dual phase steel foam appare fin da subito essere quello strutturale, impiegandole ad esempio come riempitivi di profilati cavi, come assorbitori d'urto o in quelle applicazioni che richiedono un componente che resista a carichi elevati senza incrementare il peso di tutta la struttura.

## PROCESSO PRODUTTIVO

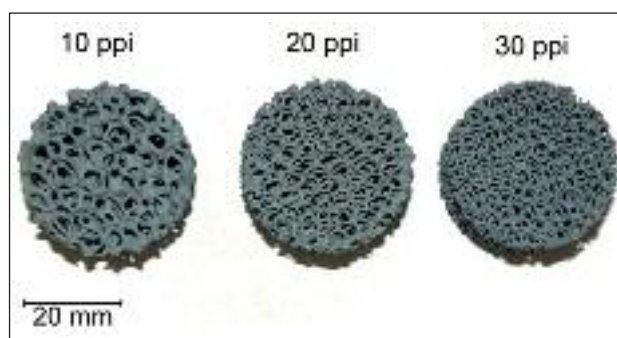
Il metodo DUOCELL® [1] sfrutta una sagoma ceramica di determinate caratteristiche, quali porosità, morfologia delle celle e densità relativa, nella quale colare il metallo da trasformare in schiuma.

Prof. Carlo Mapelli, PhD. Andrea Gruttadauria,  
PhD. Davide Mombelli

Sezione Materiali per Applicazioni Meccaniche  
Dipartimento di Meccanica, Politecnico di Milano  
Via La Masa 34, 20156 Milano (ITALY)

Prof. Enrique Castrodeza

COPPE/Universidade Federal do Rio de Janeiro  
Caixa Postal 68505, 21949-970 Rio de Janeiro, RJ, (BRAZIL)



**FIG. 1** Filtri ceramici Vukopor®S in SiC a differenti porosità.

*SiC ceramic filters Vukopor®S featured by different porosities.*

Una volta solidificato il metallo, il supporto refrattario viene rimosso per via meccanica o chimica.

Nel caso in esame sono stati individuati come idonei a fungere da sagoma ceramica dei filtri da fonderia in carburo di silicio, prodotti dalla Lanik - Techservis Boskovice, commercialmente noti come Vukopor® (fig.1).

Il carburo di silicio, in particolare il SiC, per la sua elevata temperatura di fusione (circa 2800°C) [7], per la sua inerzia termica e chimica e per la sua facile rimozione, risulta assolutamente compatibile con le problematiche introdotte dall'utilizzo dell'acciaio, soprattutto per quanto concerne l'elevata temperatura di fusione di quest'ultimo (circa 1500°C). Inoltre, rispetto ad altri materiali ceramici assolutamente inerti, può essere facilmente rimosso tramite dissoluzione chimica in acido fluoridrico o in soda caustica (idrossido di sodio) fusa [2, 3, 4, 5, 6].

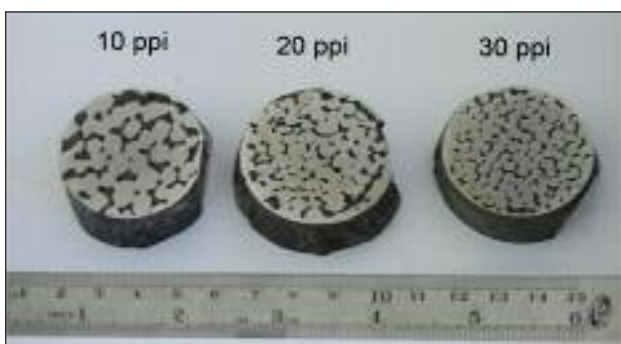
Per agevolare il processo di infiltrazione del metallo liquido all'interno delle porosità del filtro ceramico è stato utilizzato un forno fusorio ad induzione dotato di colata in centrifuga (fig. 2). La sagoma, posta direttamente nella lingottiera di grafite (fig. 3), viene investita dal flusso metallico incandescente accelerato dall'azione centrifuga, garantendo il completo riempimento dello *space holder*.



**FIG. 2** Particolare del crogiolo e della lingottiera.  
Crucible and ingot mold details.



**FIG. 3** Alloggiamento del filtro ceramico nella lingottiera di grafite.  
Ceramic filter placement into graphite ingot mold.



**FIG. 4** Lingotti grezzi ottenuti con filtri a tre diverse.  
Raw ingot obtained using three different porosity filters.

Una volta solidificato, il lingotto, prima di procedere alle operazioni di rimozione del riempitivo ceramico, viene sottoposto ad un trattamento di ricottura completa a 950°C per tre ore, così da annullare la storia termica occorsa durante la rapida solidificazione ed agevolare le successive operazioni di taglio (con la comune tecnologia dei materiali metallici), volte alla produzione dei provini per le prove meccaniche.

Il grezzo, con ancora all'interno il riempitivo, è riportato in fi-



**FIG. 5** Provini in schiuma d'acciaio per prove di porosità compressione monoassiale a tre differenti porosità.

Steel foam compression test specimens featured by three different porosities.

gura 4, mentre in figura 5 sono mostrati tre campioni finiti per prove di compressione monoassiale.

Il metodo messo a punto è risultato efficace per produrre schiume in acciaio, con densità relativa pari a 0,6 e con rapporto superficie/volume dipendente dalla porosità del filtro. Come dimostrano le immagini la morfologia è a celle aperte con i vuoti sono costituiti da una serie di canali intercomunicanti fra loro (*arboreous foam*).

L'utilizzo di filtri a porosità differente permette di mantenere costante la densità relativa, variando unicamente dimensione dei canali cellulari che diminuisce al crescere della porosità.

Per poter ottenere la caratteristica microstruttura bifasica ferrite - martensite, tipica di un acciaio alto resistenziale dual phase, è stato eseguito sui provini finiti un trattamento di tempera intercritica, a tre diverse temperature di stazionamento isoterma, in modo da poter studiare gli effetti che la temperatura, e di conseguenza la frazione di costituente duro, ha sulle caratteristiche meccaniche [8]. Le temperature indagate sono state 770, 800 ed 830°C per due acciai a diversa composizione chimica, indicati con le sigle 500 e 1200, le cui composizioni chimiche sono riassunte in tabella I e II.

Le temperature  $A_1$  ed  $A_3$  che delimitano il campo intercritico sono state definite tramite analisi DSC (*Differential Scanning Calorimetry*) sui campioni ricotti di entrambi gli acciai.

La caratterizzazione delle schiume così prodotte ha riguardato principalmente due aspetti: una caratterizzazione meccanica, volta a definire durezza e comportamento a compressione, ed caratterizzazione di tipo metallurgico, atta a definire la microstruttura e alla ricerca di eventuali tessiture cristallografiche.

## SPERIMENTAZIONE

La tabella III riporta il piano sperimentale, a repliche non costanti, progettato per caratterizzare a compressione monoassiale le schiume ottenute.

## CARATTERIZZAZIONE MECCANICA

### Compressione monoassiale

Si riportano in figura 6 gli andamenti medi per condizione sperimentale esaminata delle caratteristiche a compressione desunte dalle prove eseguite.

In tabella IV e V vengono riassunti i risultati riferiti al modulo elastico, agli sforzi di plateau, alle deformazioni di densificazione e alla stima dell'area sottesa, ricavati dalle curve di compressione medie sopra riportate. Per quanto riguarda la stima dell'energia assorbita è stato calcolato l'integrale della curva sforzo-deformazione a compressione, prendendo come limite superiore  $\epsilon = 0,30$ .

Acciaio 500										
Fe	C	Si	Mn	P	S	N	Cr	Ti	Ni	Cu
98,2	0,0595	0,3082	1,205	0,0073	<0,0050	0,0118	0,0274	0,0022	0,0348	0,0136
Al	Mo	V	Sn	Nb	As	Zr	W	Co	Pb	
0.0325	<0,0010	0,0093	0,0569	0,0569	0,0018	<0,0010	<0,0100	0,0046	<0,0010	

**TAB. I** *Composizione chimica acciaio 500 (% in peso) da analisi quantometrica.*  
500 steel grade chemical composition by means of quantometer (wt.%).

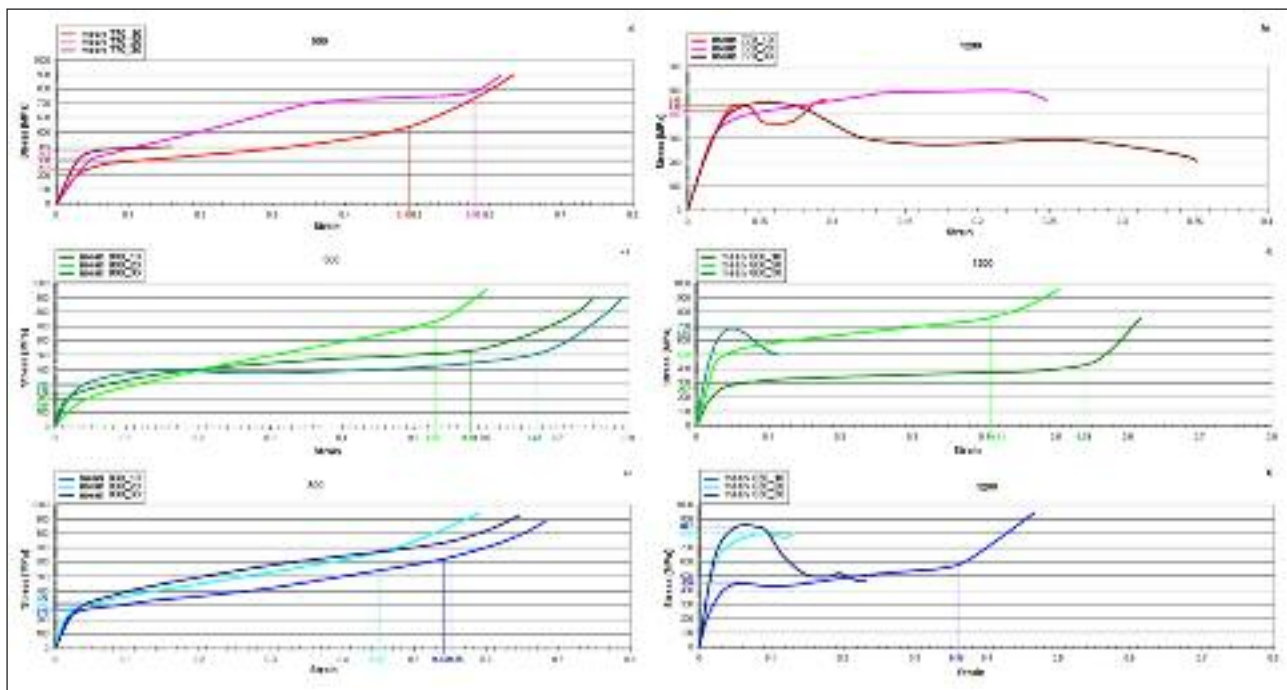
Acciaio 1200										
Fe	C	Si	Mn	P	S	N	Cr	Ti	Ni	Cu
98,0	0,1133	0,1417	1,536	0,0080	<0,0050	0,0144	0,0465	0,0024	0,0334	0,0136
Mo	Al	V	Sn	Nb	As	Zr	W	Co	Pb	
0,0076	0,0279	0,0118	0,0028	0,0169	0,0034	<0,0010	<0,0100	0,0036	<0,0010	

**TAB. II** *Composizione chimica acciaio 1200 (% in peso) da analisi quantometrica.*  
1200 steel grade chemical composition by quantometric analysis (wt.%).

**TAB. III**  
*Piano sperimentale a repliche non costanti per l'esecuzione delle prove di compressione.*

Non-constant number of replicas experiment design to monoaxial compression test execution.

Temp. [°C]	Acciaio 500			Temp. [°C]	Acciaio 1200		
	Porosità [PPI]				Porosità [PPI]		
	10	20	30		10	20	30
770	3	3	2	770	2	3	3
800	3	2	3	800	3	3	2
830	2	3	3	830	3	2	3



**FIG. 6** *Caratteristiche a compressione monoassiale al variare di temperatura e porosità.*  
Monoaxial compression stress-strain curve featured by different temperature and porosities.

Dai dati si evince che:

- il modulo elastico si attesta attorno a valori compresi fra 1/3 ed 1/7 del modulo di Young dell'acciaio (fig. 7c);
- il carico di plateau mostra una dipendenza direttamente proporzionale sia con la temperatura sia con la porosità. In accordo a quanto ci si aspetta, aumentando la temperatura,

crece la frazione di martensite e quindi aumentano le caratteristiche meccaniche, così come diminuendo la dimensione delle porosità, aumentandone d'altro canto la dispersione onde mantenere costante la densità relativa, si ottiene un incremento di prestazione a causa della compattazione della struttura (fig. 7a-b);

Acciaio 500 DUAL PHASE STEEL FOAM: CARATTERISTICHE MECCANICHE						
Classe	Temp. [°C]	Porosità [PPI]	Modulo elastico E [MPa]	Sforzo di plateau $\sigma_{pl}$ [MPa]	Deformazione di densificazione $\epsilon_D$	Energia assorbita $W_y$ [kJ/dm <sup>3</sup> ]
500	770	10	63316±2040	237±57	0.49±0.04	101±16
	770	20	69052±9098	313±29	0.58±0.05	133±10
	770	30	59251±3903	365±35	//	//
	800	10	46673±8440	235±22	0.58±0.04	109±17
	800	20	49365±15139	195±134	0.53±0.01	88±47
	800	30	43038±19322	290±92	0.67±0.04	100±41
	830	10	41825±2263	270±57	0.54±0.18	93±31
	830	20	38280±3778	292±58	0.45±0.04	110±4
	830	30	41462±1479	327±21	0.55±0.01	121±16

TAB. IV *Caratteristiche meccaniche schiume acciaio 500.* Mechanical properties of 500 steel grade foams.

Acciaio 1200 DUAL PHASE STEEL FOAM: CARATTERISTICHE MECCANICHE						
Classe	Temp. [°C]	Porosità [PPI]	Modulo elastico E [MPa]	Sforzo di plateau $\sigma_{pl}$ [MPa]	Deformazione di densificazione $\epsilon_D$	Energia assorbita $W_y$ [kJ/dm <sup>3</sup> ]
1200	770	10	43061±7365	440±85	//	//
	770	20	31952±6138	400±26	//	//
	770	30	39392±891	418±88	//	//
	800	10	40987±12183	267±35	//	80±2
	800	20	45748±1132	500±217	0.54±0.05	105±3
	800	30	46575±2689	685±64	0.41±0.02	152±4
	830	10	57334±11762	450±104	//	//
	830	20	61667±11144	800±14	0.36±0.01	128±3
	830	30	71990±28415	847±76	//	//

TAB. V *Caratteristiche meccaniche schiume acciaio 1200.* Mechanical properties of 1200 steel grade foams.

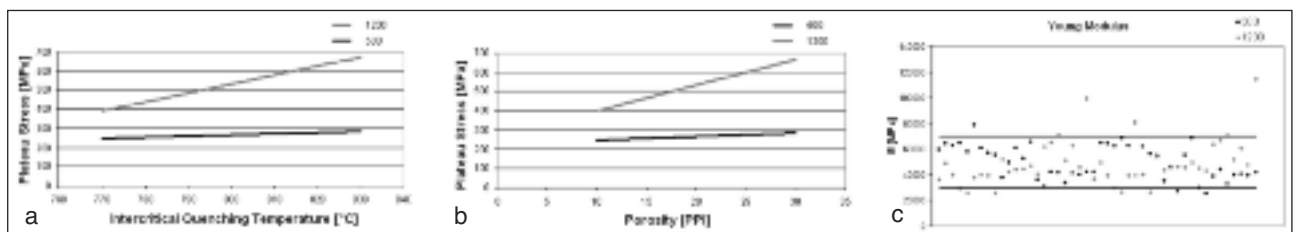


FIG. 7 *Effetto della temperatura sullo sforzo di plateau (a), effetto della porosità sullo sforzo di plateau (b), modulo di Young compreso fra 1/3 ed 1/7 di  $E_{acciaio}$  (c).*

*Intercritical quenching temperature effects on plateau stress (a), porosity effects on plateau stress (b), Young modulus range between 1/3-1/7  $E_{steel}$  (c)*

- dai dati emerge inoltre che l'acciaio 1200, principalmente grazie alla maggior frazione di costituenti duri in microstruttura, raggiunge valori di  $\sigma_{pl}$  superiori a quelli dell'acciaio 500 a parità di condizione sperimentale, anche se quest'ultimo appare decisamente più duttile e con deformabilità maggiore.

#### Microdurezza

Le prove di microdurezza Vickers (fig. 8a-d), eseguite sui campioni prima e dopo le compressioni, mostrano un consistente effetto di incrudimento della struttura durante la deformazione. In figura sono riportati i valori medi rilevati per le singole costituenti strutturali. Non sono stati rilevati i valori per i provini a 770°C dell'acciaio 1200 dopo le compressioni (fig. 8d), in

quanto nessuno di essi ha subito deformazioni confrontabili con quelle che hanno interessato gli altri campioni.

Dalle curve si deduce che all'aumentare della temperatura di temprà diminuisce la durezza dei costituenti duri, martensite e bainite, poiché minore è la ripartizione del carbonio all'interno di tali costituenti strutturali. La ferrite presenta invece durezza pressoché costante.

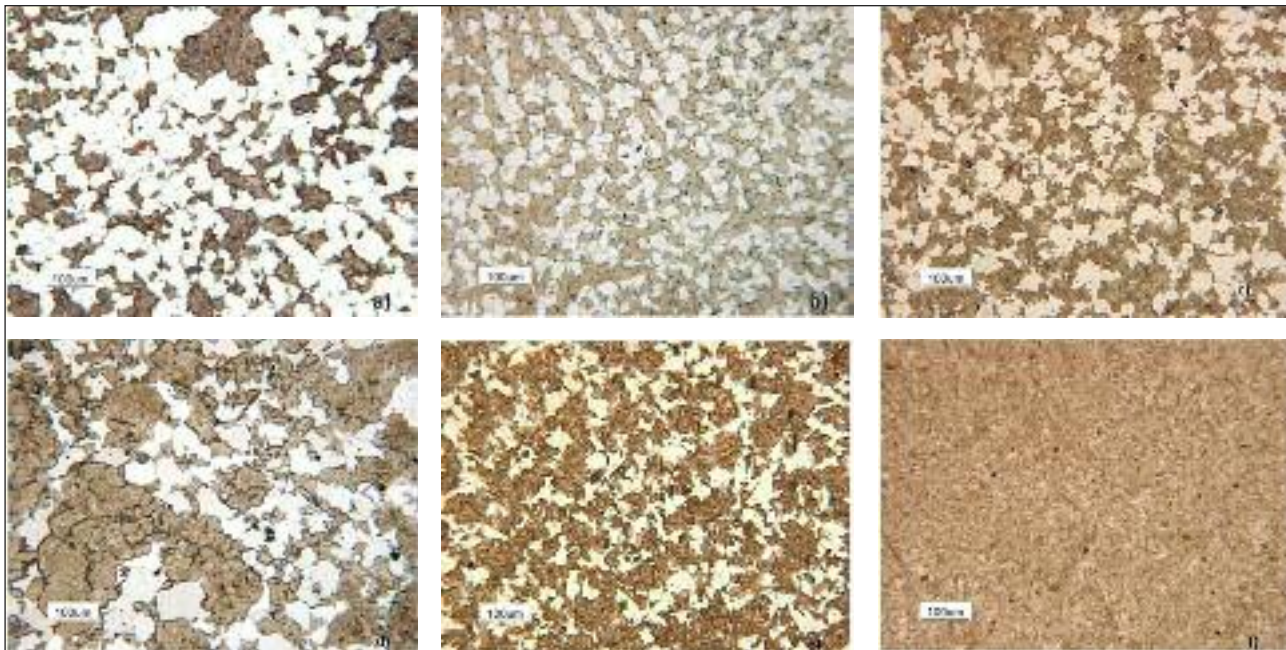
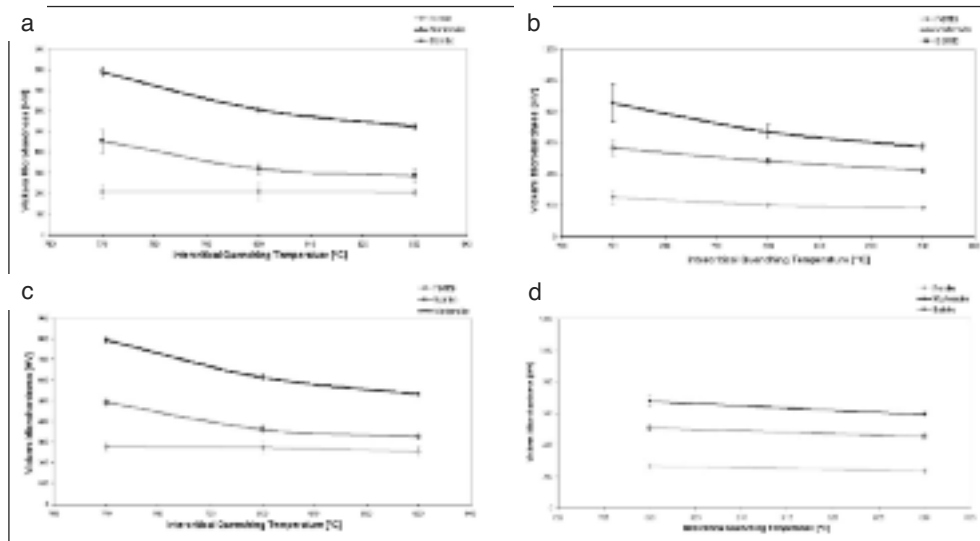
L'acciaio 1200 raggiunge valori di durezza mediamente superiori al grado 500, a parità di condizione sperimentale.

A seguito della compressione si assiste ad un incremento di durezza della ferrite, per entrambi gli acciai esaminati, pari al 30% circa, sintomo di un forte incrudimento del materiale, mentre rimangono pressoché invariati i valori per i costituenti duri.



**FIG. 8**  
**Microdurezze Vickers schiume dual phase prima e dopo compressione: acciaio 500 a) e c); acciaio 1200 b) e d).**

Vickers Microhardness test results on dual phase steel foams before and after compression: 500 steel grade a) and c); 1200 steel grade b) and d).



**FIG. 9** **Micrografie 100x acciaio 500 a 770°C(a), 800°C(c), 830°C(e); acciaio 1200 a 770°C(b), 800°C(d), 830°C(f). In bianco la ferrite, in marrone la martensite. Attacco Nital 2%.**

100x micrographies 500 steel grade at 770°C(a), 800°C(c), 830°C(e); 1200 steel grade at 770°C(b), 800°C(d), 830°C(f). Ferrite in white, martensite coloured one. Etching Nital 2%.

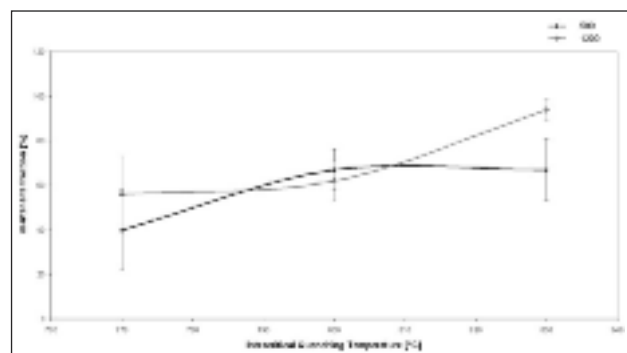
## CARATTERIZZAZIONE METALLURGICA

### Microstruttura

In figura 9 sono riportate le micrografie relative alle due classi di acciaio prese in considerazione, per le diverse temperature intercritiche esaminate. In particolare le fig. 9a e 9b si riferiscono rispettivamente all'acciaio 500 e al 1200 a 770°C, le 9c e 9d a 800°C e infine le 9e e 9f a 830°C.

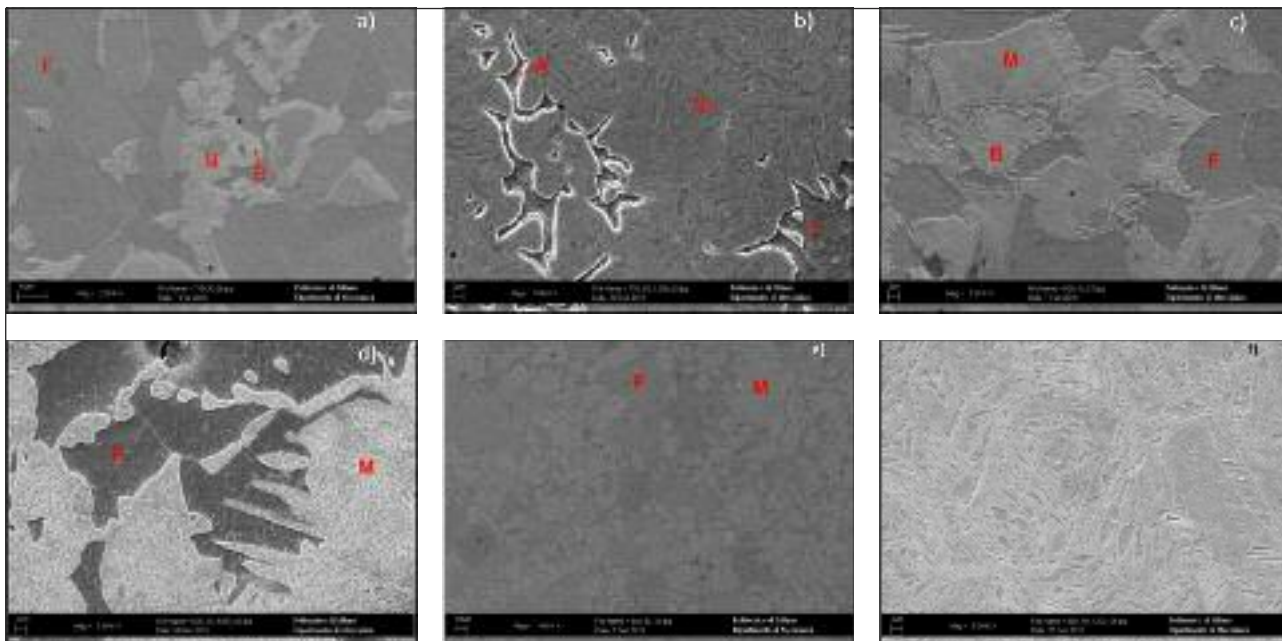
Al crescere della temperatura cresce proporzionalmente la frazione di martensite in microstruttura e per l'acciaio 1200 si osserva una frazione di martensite superiore, a parità di condizione sperimentale, rispetto all'acciaio 500. Il grafico in figura 10 mostra l'andamento delle frazioni di fase (ferrite e martensite+bainite) al crescere della temperatura di tempra intercritica.

Osservando i campioni al microscopio elettronico (SEM) (fig. 11) si nota la presenza di costituenti strutturali secondari quali bainite ed austenite residua, non visibili con la sola indagine al microscopio ottico.



**FIG. 10** **Effetto della temperatura di tempra intercritica sulla frazione di martensite.**

Intercritical quenching temperature effects on martensite volume fraction.



**FIG. 11** Micrografie SEM acciaio 500 a 770 °C (a) 2500x, 800 °C (c) 5000x, 830 °C (e) 1000x; acciaio 1200 5000x a 770 °C (b), 800 °C (d), 830 °C (f). F = ferrite, M = martensite, B = bainite, A = austenite residua.

SEM micrographies 500 steel grade at 770 °C (a) 2500x, 800 °C (c) 5000x, 830 °C (e) 1000x; 1200 steel grade 5000x at 770 °C (b), 800 °C (d), 830 °C (f). F = ferrite, M = martensite, B = bainite, A = residual austenite.

A 830 °C si osserva come per l'acciaio 1200 la struttura sia praticamente martensitica (circa 95%) mentre per il 500 risulta consistente la presenza di austenite residua in quanto non cambia la frazione di martensite tra 800 ed 830 °C.

In conclusione è possibile affermare che le differenti temperature intercritiche di tempra non influenzano la tipologia dei costituenti strutturali ma la loro distribuzione volumetrica.

### Analisi delle tessiture

Sono state eseguite prove EBSD (*Electron Back-Scattered Diffraction*) sia su campioni indeformati sia dopo la compressione per studiare quali tessiture cristallografiche [10] sono presenti nel materiale, al fine di determinare quali piani cristallografici preferenziali vengono richiamati durante il processo deformativo e di stimare l'intensificazione delle tessiture presenti o il formarsene di nuove.

I risultati, riportati nelle figure 12a-e sottoforma di ODF (*Orientation Distribution Function*), relativi alla ferrite e all'austenite residua, mostrano la presenza di tessiture di tipo Cube e rotated Cube piuttosto intense (fig.12a-c) e la presenza di fibra di tipo e (fig.12b-d). All'aumentare della temperatura di tempra intercritica si assiste ad un rafforzamento delle tessiture, in particolare modo delle fibre presenti. Si denota anche l'insorgenza di tessiture di tipo Goss con intensità piuttosto elevata (fig.12c-e). A seguito della compressione, fig.13a-e, si assiste ad un'intensificazione delle tessiture di tipo Goss e fibra (fig.13a-b-d-f), con l'insorgenza di fibre piuttosto intense (fig.13a). Permangono tuttavia, soprattutto nell'austenite intense Cube e rotated Cube (fig.13b-e).

Per quel che concerne la martensite, le figure polari inverse riportate in fig 14a-f, lungo le tre direzioni cristallografiche di riferimento, non mostrano la formazione di alcuna tessitura né prima né dopo la compressione.

Dall'analisi delle tessiture si può dedurre che:

- La presenza di tessiture di tipo Cube e rotated Cube conferisce alla struttura elevata deformabilità. In particolar modo, determinandosi queste maggiormente nella ferrite, garanti-

scono a questa fase la capacità di deformarsi;

- L'insorgere di tessiture di tipo Goss e fibra g conferiscono grande resistenza alla deformazione, intensificandosi man mano che questa avanza, comportando elevate caratteristiche meccaniche. Il fatto che anche per la ferrite si registrino questi tipi di tessiture è sintomo dell'incrudimento che la interessa al procedere della deformazione;
- L'assenza di tessiture preferenziali per la martensite indica che tutta la deformazione è a carico della ferrite, che scorre sui grani martensitici accollandosi interamente l'onere di sopportare la deformazione.

### CONCLUSIONI

Dal punto di vista del processo produttivo si può affermare che [9]:

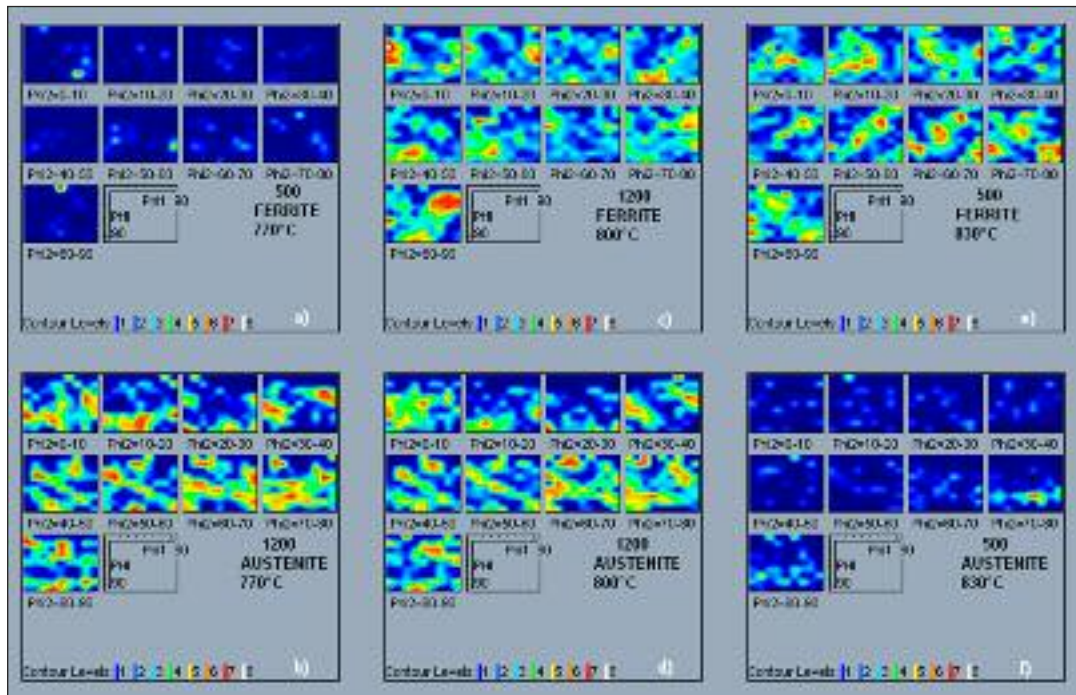
- è risultato efficace per produrre schiume metalliche a celle aperte ed è adatto a processare la maggior parte dei metalli di interesse ingegneristico;
- le caratteristiche morfologiche della schiuma dipendono imprescindibilmente da quelle della sagoma ceramica che si utilizza: pertanto la scelta di una diversa tipologia di forma potrà consentire di ottenere schiume con differenti morfologie di cella e quindi con diverse proprietà;
- per quanto riguarda la produzione di steel foam, il carburo di silicio è risultato il materiale refrattario che più si presta ad essere impiegato come space holders, in quanto non si degrada alle temperature di processo, non interagisce con il metallo ed è di facile rimozione.

Per quel che riguarda la caratterizzazione delle schiume prodotte, si osserva che [9]:

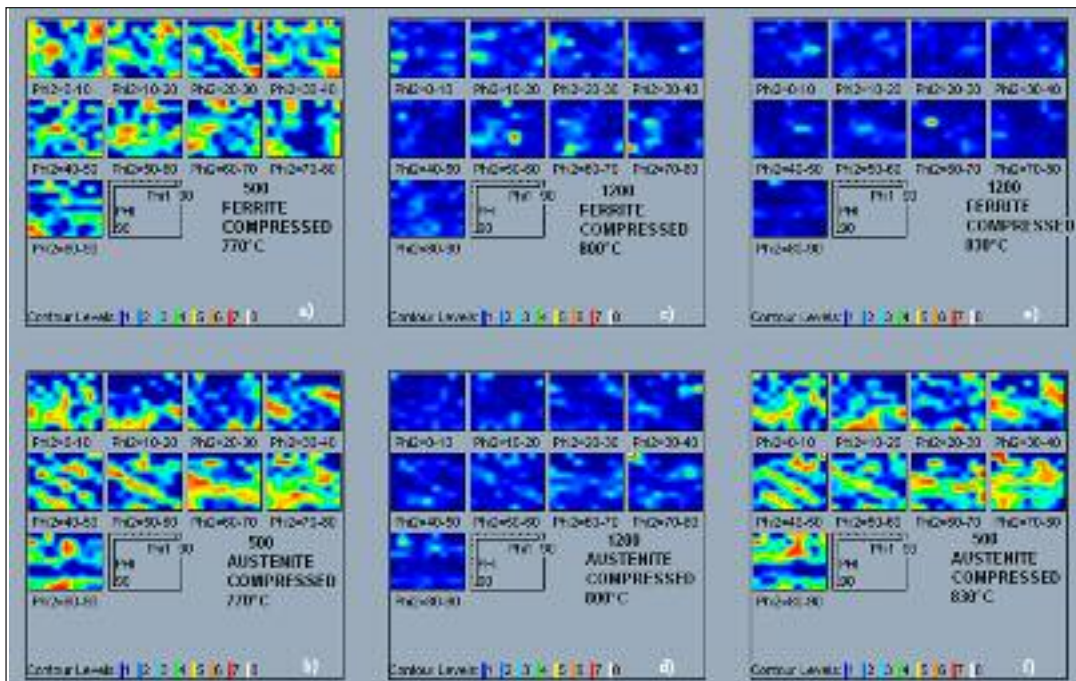
- le schiume prodotte mostrano andamenti in compressione in accordo con quanto riportato in bibliografia;
- le caratteristiche a compressione delle schiume in dual phase ottenute sono di gran lunga superiori a quelle delle schiume presenti oggi in commercio, grazie alle proprietà intrinseche di questi acciai;
- l'utilizzo dei filtri Vukopor® come supporto ceramico consente



**FIG. 12**  
*ODF relative a ferrite ed austenite residua per schiume indeformate.*  
ODF maps about ferrite and residual austenite for undeformed foams.



**FIG. 13**  
*ODF relative a ferrite ed austenite residua per schiume compresse.*  
ODF maps about ferrite and residual austenite for compressed foams.



di modificare la porosità, variando il rapporto superficie/volume, mantenendo costante la densità relativa;

- è stata verificata una proporzionalità diretta fra i parametri caratteristici delle schiume sia all'aumentare della temperatura di tempra intercritica sia all'aumentare della porosità della schiuma;
- la frazione di martensite che si forma a seguito del trattamento di tempra intercritica, e in minima parte il modulo di Young, sono unicamente funzione della temperatura di tempra;
- le prove di compressione mostrano come l'acciaio 500 abbia un'attitudine alla deformazione più elevata rispetto al 1200, anche se questo possiede caratteristiche tensili superiori;
- l'analisi delle tessiture mette in evidenza come tutta la deformazione sia totalmente a carico della ferrite, che subisce

anche un notevole effetto di incrudimento, che contribuisce ad aumentare le caratteristiche meccaniche della schiuma;

- infine è importante rimarcare il fatto che le proprietà meccaniche delle schiume non dipendono solamente dalla densità relativa ma anche dalla morfologia delle celle.

## BIBLIOGRAFIA

- [1] Metal foams: a design guide, AA.VV., Butterworth Heinemann, 2000;
- [2] Halbleiter vol. 3, Hans Landolt, O. Madelung, M. Schulz, H. Weiss, pag. 415;
- [3] Nuovo dizionario di merceologia e chimica applicata vol. 6, V. Villavecchia, G. Eigenmann, (1996), Hoepli;
- [4] Metallic Foam: their production, properties and applications, G.J. Davis, S. Zhen, Journal of material science (1983), 1889-1911;

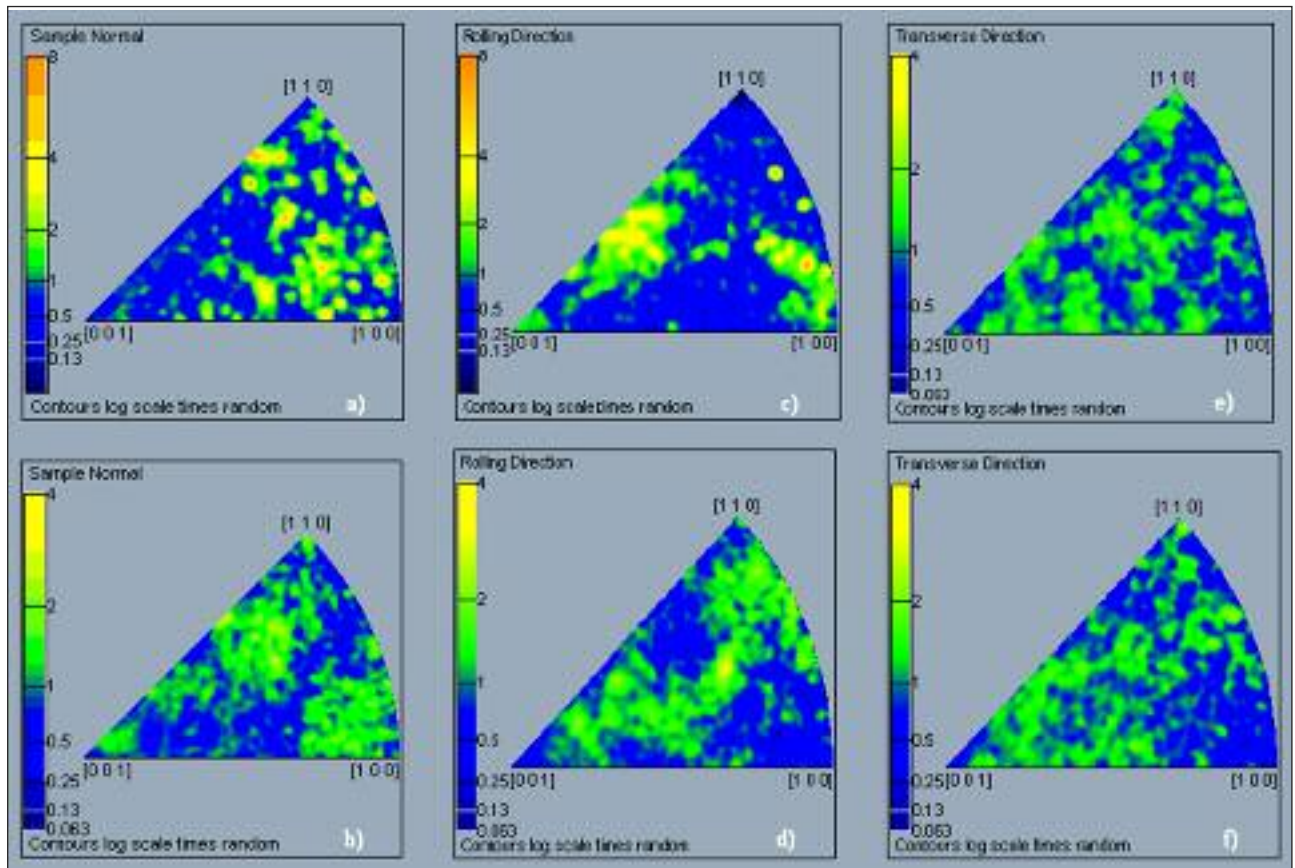


FIG. 14 *Figure polari inverse relative alla martensite prima e dopo la compressione.*

*Inverse polar figures related on martensite before and after compression.*

- [5] Processing of brass open-cell foam by silica-beads replication, E.M. Castrodeza, C. Mapelli, Journal of Material Processing Technology (2009), 4958-4962.
- [6] Processing of shape memory CuZnAl open-cell foam by molten metal infiltration, E.M. Castrodeza, C. Mapelli, M. Vedani, S. Arnaboldi, P. Bassani, A. Tuissi, Journal of Material Engineering and Performance (2009), 484-489.
- [7] Tairov, Yu.M., V.F. Tsvetkov, in Handbook on Electrotechnical Materials Ed. Koritskii, Yu.V., V.V. Pasyukov, B.M. Tareev, Vol.3, Sec.19, "Semiconductor Compounds AIV BIV", Energiomashizdat, Leningrad, 1988, 446-471
- [8] Physical Metallurgy of Automotive High Strength Steels Davies, R. G. and Magee C. L. Structure and Properties of Dual-Phase Steels, R.A. Kot and J.W., Morris New Orleans, La. Warrendale, Pa: The Metallurgical Society of AIME; (1979)
- [9] Produzione e caratterizzazione di schiume metalliche in acciaio dual phase, D.Mombelli, Tesi in Ingegneria Meccanica presentata, discussa e registrata presso Politecnico di Milano (2009)
- [10] Texture and Anisotropy, U.F. Kocks, C.N. Tomè, H.R. Wenk, Cambridge University Press (2000)

## Abstract

### Production and characterization of dual phase steel foams

Keywords: Metal foams, DUOCELL® process, dual phase steel, intercritical quenching

With the aim to broaden the research field about metal foams, now more than ever of great interest for several industrial sectors, and to increase the range of materials used, today consisting mainly of light alloys, dual phase steel foams were produced and characterized, setting up a dedicated production process, changing the characteristics of an industrial method, known as DUOCELL® Process. The metallurgical and mechanical characterization showed that the method used allows to produce high-melting material foams with relative density equal to 0,6. The study also involves an investigation of the effects of intercritical quench temperature on the percentage of martensite in the microstructure. Three different porosity ratios featuring the same relative density were compared. Finally the survey includes a comparison between two different steel grades in order to monitor the effects of alloying elements on the dual phase structure obtained.