

# Aspetti metallurgici e caratteristiche meccaniche in getti realizzati con acciai inossidabili bifasici

E. Gariboldi, N. Lecis, M. Vedani, A. Morini

*Nel presente articolo vengono presi in esame alcuni aspetti caratteristici di getti realizzati con acciai inossidabili bifasici (duplex). Vengono presentate le qualità di acciaio inossidabile utilizzate per la realizzazione di tali componenti. La loro composizione viene confrontata con quella di acciai di comune utilizzo in forma di prodotti da deformazione plastica. Vengono successivamente evidenziate alcune peculiarità del ciclo di fabbricazione di getti in acciaio duplex e le tipiche caratteristiche microstrutturali, fortemente dipendenti dal ciclo di produzione oltre che dalla composizione chimica della lega utilizzata. Una serie di correlazioni sperimentali tra caratteristiche meccaniche e microstruttura chiarisce da un lato la necessità di bilanciare la composizione chimica in funzione della geometria e della storia termica subita dal componente e dall'altro consente di evidenziare alcune differenze esistenti tra getti e prodotti da deformazione plastica realizzati con acciai aventi composizione chimica corrispondente.*

**Parole chiave: acciai inossidabili bifasici, fonderia, caratterizzazione materiali**

## ACCIAI INOSSIDABILI BIFASICI PER GETTI

Gli acciai inossidabili duplex hanno nell'ultimo decennio aumentato la propria popolarità, rispetto a gradi austenitici grazie alle loro indiscusse caratteristiche resistenziali, combinate con una buona tenacità e ottima resistenza a corrosione in diversi ambienti. Tali proprietà vengono raggiunte grazie alla presenza di una microstruttura costituita da tenori di ferrite e di austenite sostanzialmente equivalenti (circa 45/50 vol.% di  $\delta$ -ferrite e 55/50 vol.%  $\gamma$ -austenite), ottenuta grazie ad un bilanciamento degli elementi di lega e un attento controllo del trattamento termico del materiale.

Attualmente sono disponibili sul mercato numerose qualità di acciaio inossidabile duplex, sia per prodotti da deformazione plastica che per la realizzazione di getti. Ogni qualità è caratterizzata da specifiche proprietà in relazione alle applicazioni [1-3]. Oltre alla precedente suddivisione legata al processo di fabbricazione, gli acciai inossidabili bifasici vengono normalmente suddivisi in due gruppi in relazione alla resistenza a corrosione, definita mediante l'indice PREn (Pitting Resistance Equivalent number), direttamente correlato alla composizione chimica dell'acciaio. Nella forma utilizzata per qualità contenenti anche tungsteno, tale indice viene calcolato mediante la formula:  $PRE = \%Cr + 3,3\% (Mo + 0,5W\%) + 16\%N$  [4]. Seguendo tale classificazione si definiscono superduplex i gradi aventi PRE superiore a 40, mentre si parla semplicemente di acciai duplex per PRE inferiori. Il maggior grado di alligazione degli acciai superduplex consente di ottenere migliori caratteristiche di resistenza meccanica, ma determina al contempo una più marcata instabilità microstrutturale che porta alla facile comparsa di fasi infragilenti e che richiede dunque un più stretto controllo dell'intero ciclo di fabbricazione dei componenti.

Esaminando l'evoluzione storica degli acciai inossidabili bifasici si osserva come questi furono inizialmente sviluppati come acciai per getti. Osservazioni sperimentali su acciai inossidabili con tenore di ferrite accidentalmente elevato avevano evidenziato netti incrementi delle caratteristiche meccaniche rispetto alle leghe a microstruttura completamente austenitica, con miglioramenti anche sul fronte della resistenza a corrosione intergranulare [3]. Un primo acciaio bifasico fu il CD4MCu, standardizzato negli anni '50 dall'ACI (Alloy Casting Institute). Si trattava di una lega per getti, con tenore di ferrite elevato (circa 80%), nella cui composizione chimica (25%Cr-5%Ni-2%Mo-3%Cu) rientrava anche il rame che aveva in passato dimostrato la sua capacità di migliorare la resistenza a corrosione-erosione e quella a corrosione in ambienti contenenti acido solforico. In seguito la rapida evoluzione degli acciai bifasici da deformazione plastica ha in parte trascinato anche lo sviluppo degli iniziali acciai per getti, per la necessità di avere leghe con composizioni e caratteristiche corrispondenti a prodotti laminati/forgiati per la realizzazione di componenti complessi.

Un primo confronto tra le composizioni chimiche dei gradi per prodotti laminati/forgiati maggiormente diffusi (composizioni presentate nella normativa ASTM A182, che include 10 acciai inossidabili bifasici e qui indicati con le sigle UNS) e delle corrispondenti leghe per getti (normativa di riferimento ASTM A890, gradi sempre indicati con sigle UNS) è riportato in tabella 1. Si osserva che fra i tre gradi duplex maggiormente diffusi: S32304 (sigla commerciale 2304), S31803 (sigla commerciale 2205) e S32550 (noto commercialmente come Ferralium 225) solo il secondo ha un corrispondente grado per getti (B in tabella 1), mentre entrambi i gradi superduplex maggiormente diffusi: S32750 e S32760 (commercialmente noti come 2507 e Zeron 100) hanno un corrispondente grado per getti previsto dalla normativa ASTM. Dei tre materiali di Tabella 1, vengono frequentemente presi come riferimento i gradi A e B, spesso preferiti per la buona colabilità e saldabilità, per la ridotta tendenza a formare segregazioni marcate e precipitati infragilenti, oltre che per la ampia disponibilità di corrispondenti prodotti da deformazione plastica [3].

E. Gariboldi, N. Lecis, M. Vedani  
Dipartimento di Meccanica, Politecnico di Milano

A. Morini  
Fondinox SpA, Sergnano (CR)

Memoria presentata alla giornata di studio "Acciai Duplex", Milano 25 Febbraio 2003

	ACCIAIO	C	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	N	ALTRO	PRE
A	ASTM A182 F51 (UNS S31803)	0.03 max	21-23	4.5-6.5	2.5-3.5	2 max	1 max	0.08-0.2	-	30.53- 37.75
	ASTM A890 4A (UNS J92205)	0.03 max	21-23.5	4.5-6.5	2.5-3.5	1.5 max	1 max	0.14-0.20	Cu 1 max	31.49- 38.25
	ASTM A182 F53 (UNS S32750)	0.03 max.	24-26	6-8	3-5	1.2 max.	0.8 max	0.24-0.32	-	37.74- 47.62
B	ASTM A890 5A (UNS J93404)	0.03 max	24-26	6-8	4-5	1.5 max	0.8 max	0.1-0.30	-	38.8- 47.3
	ASTM A182 F55 (UNS S32760)	0.03 max.	24-26	6-8	3-4	1.0 max.	1.0 max.	0.20-0.30	Cu 0.5-1.0 W 0.5-1.0	37.93- 45.65
C	ASTM A890 6A (UNS J93380)	0.03 max.	24-26	6.5-8.5	3-4	1.0 max.	1.0 max.	0.20-0.30	Cu 0.5-1.0 W 0.2-0.3	37.4- 44.5

Tabella 1 – Composizioni chimiche (% in peso) di acciai inossidabili bifasici nei gradi più diffusi, con corrispondenza tra leghe per getti e per deformazione plastica.

Table 1 – Chemical composition (mass %) of the most diffused cast duplex stainless steels and of the corresponding wrought duplex grades.

	ACCIAIO	C	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	N	ALTRO	PRE
D	1.4515	0.03 max	24.5-26.5	5.5-7	2.5-3.5	2 max	1 max	0.12-0.25	Cu 0.8-1.3	34.7-42.1
E	1.4517	0.03 max	24.5-26.5	5-7	2.5-3.5	1.5 max	1 max	0.12-0.25	Cu 2.7-3.5	34.7-42.1
F	1.4464	0.3-0.5	26-28	4-6	2-2.5	1.5 max.	2 max			32.6-36.3
G	1.4460	0.04 max	24-26.5	5-7	2-2.75	1.5 max	1.5 max	0.05-0.2	Cu 2.7-3.5	31.4-38.8
H	9.4462	0.03 max	24.5-27	4.5-7	2.5-3.5	1 max	1 max	0.15-0.25	Cu 0.8-1.3	35.2-42.6

Tabella 2 – Composizioni chimiche (% in peso) di acciai inossidabili bifasici con caratteristiche di resistenza a corrosione in ambienti particolari o con duttilità migliorate.

Table 2 – Chemical composition (mass %) of cast duplex stainless steels with corrosion resistance in particular environments or with improved ductility.

	ACCIAIO	C	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	Cu	W	N	PRE
J93404 B	Composizione media	0,024	25,06	6,92	3,59	1,02	0,57	-	-	0,251	40,9
	Colata sperimentale	0,018	24,90	6,98	3,73	1,04	0,67	-	-	0,249	41,2
J93380 C	Composizione media	0,023	24,91	7,20	3,43	0,86	0,54	0,64	0,74	0,235	41,2
	Colata sperimentale	0,019	24,68	6,96	3,26	0,89	0,53	0,54	0,74	0,227	40,3
1.4515 D	Composizione media	0,025	24,95	6,30	2,76	1,40	0,51	0,95	-	0,186	37,0
	Colata sperimentale	0,020	24,80	6,30	2,76	1,40	0,51	0,95	-	0,186	36,9
1.4517 E	Composizione media	0,028	24,91	6,01	2,71	1,48	0,52	2,87	-	0,162	36,4
	Colata sperimentale	0,018	24,75	6,01	2,71	1,48	0,52	2,87	-	0,162	36,3

Tabella 3 – Composizione chimica media della produzione industriale [dati Fondinox] di getti in acciai bifasici e composizione delle colate sperimentali analizzate nel presente articolo.

Table 3 – Average chemical composition (mass %) of industrial cast duplex stainless steel products compared to the chemical composition of experimental heats taken into account in the present paper.

Le composizioni chimiche tipiche dei getti, rispetto a quelle tipiche di prodotti forgiati potenzialmente utilizzabili in alternativa, hanno generalmente un tenore leggermente superiore di C e Si, sebbene i limiti massimi ammessi dalle normative siano gli stessi. Il tenore di azoto è invece leggermente minore negli acciai superduplex per getti, per i quali è ammesso un contenuto di molibdeno maggiore a quello dei prodotti per deformazione plastica, riuscendo in tal modo ad ottenere un indice PRE superiore a 40 favorendo tuttavia la formazione di dannose fasi intermetalliche. Nei prodotti da deformazione plastica la maggior presenza di azoto, che ha effetti benefici quali l'incremento della resistenza mecca-

ca, a corrosione e la stabilizzazione della austenite, non deve dar luogo tuttavia ad una eccessiva quantità di austenite alle temperature di forgiatura [5]. Negli acciai duplex per getti il limite superiore al tenore di azoto è invece legato alla necessità di evitare il superamento della solubilità massima di questo elemento nel metallo liquido, che provocherebbe la formazione di porosità interne nei getti con il raffreddamento lento in sabbia [6, 7]. Poiché la solubilità dell'azoto è incrementata dalla presenza di Cr, Mo, Mn, il suo tenore nei gradi superduplex è maggiore di quello nei tipi duplex e raggiunge lo 0.25% in peso.

A fianco di queste leghe di maggiore diffusione, si è assisti-

to anche allo sviluppo di acciai duplex per getti con specifiche caratteristiche di resistenza a corrosione in ambienti particolari o con duttilità migliorate [3]. In tabella 2 sono riportate le composizioni chimiche ammesse dalla norma DIN per alcune di tali leghe per getti. Questi gradi vengono utilizzati per la loro resistenza a corrosione/erosione e resistenza a corrosione in ambienti contenenti acidi, in particolare acido solforico, per impieghi in settori quali quello della produzione di cellulosa e fertilizzanti oltre che in impianti per desolfurazione fumi di inceneritori per rifiuti [3]. L'aggiunta di rame ha effetto benefico sulla resistenza ad erosione, dovuto alla possibilità di avere rafforzamento per precipitazione, ma peggiora in genere la resistenza a pitting. Tra queste leghe, il grado a maggior tenore di carbonio (1.4464) ha migliore resistenza ad erosione, grazie alla consistente formazione di carburi, sebbene conservi una buona resistenza a pitting.

Va infine ricordata la produzione di acciai inossidabili bifasici tra i cui elementi di lega non figura il molibdeno (es. il grado 26Cr-7Ni), elemento non desiderabile in presenza di acido nitrico [6]. Tali gradi, peraltro relativamente economici, sono spesso utilizzati per sostituire acciai inossidabili austenitici come le qualità AISI 304 o 316.

La necessità di controllare gli effetti spesso contrastanti degli elementi di lega ha portato nella pratica industriale a restringere la forcella delle composizioni chimiche ammesse dalla normativa rispetto a quanto accade nei gradi da deformazione plastica, come testimoniato dai dati riportati in Tabella 3 [8,9]. La tabella è completata con le composizioni delle colate in oggetto. Dalle colate sono stati realizzati tubi centrifugati e getti a spessore variabile colati staticamente in sabbia (illustrati in Figura 1), che verranno presi in considerazione nel presente articolo per illustrare le caratteristiche microstrutturali e meccaniche di getti in acciai duplex.

**CARATTERISTICHE MICROSTRUTTURALI DI ALCUNI ACCIAI INOSSIDABILI DUPLEX PER GETTI**

Per comprendere le caratteristiche microstrutturali proprie dei getti in acciaio inossidabile duplex rispetto a quelle dei corrispondenti prodotti per deformazione plastica occorre fare alcune considerazioni preliminari sull'evoluzione microstrutturale che gli acciai duplex subiscono durante solidificazione e i cicli termici a partire da temperature elevate. Gli acciai duplex solidificano con struttura primaria ferritica, la quale durante il raffreddamento subisce una parziale trasformazione allo stato solido, originando la desiderata frazione di austenite. La quantità di austenite che si ottiene, a temperatura ambiente dipende, oltre che dalla composizione chimica dell'acciaio, anche dalle modalità di raffreddamento. Operando rapidi raffreddamenti si riduce il tempo a disposizione per la trasformazione allo stato solido e quindi il tenore di austenite risultante a temperatura ambiente. Il diagramma di stato pseudobinario 70%Fe-Cr-Ni riportato in Figura 2a viene spesso impiegato per illustrare l'effetto provocato da una variazione di composizione chimica. Viene confermato come una lega Fe-Cr-Ni solidifichi con struttura ferritica primaria che, una volta raffreddata fino alla temperatura di  $\delta$ -solvus, inizierà a trasformarsi in austenite. Viene anche indicato che al di sotto di una certa temperatura potrà presentarsi in condizioni di equilibrio anche la fase  $\sigma$ . Ipotizzando di raffreddare la lega lentamente, seguendo questo diagramma di equilibrio, un aumento del tenore di cromo o di altri elementi ferritizzanti (es. Mo) incrementerà il tenore di ferrite. La presenza di altri elementi di lega varia inoltre la posizione delle linee di  $\gamma$ -solvus e  $\delta$ -solvus nei diagrammi pseudobinari regolando quindi quantità e composizione delle fasi esistenti alle alte temperature. Un tipico esempio è dato dall'azoto, che 'sposta' verso destra la parte

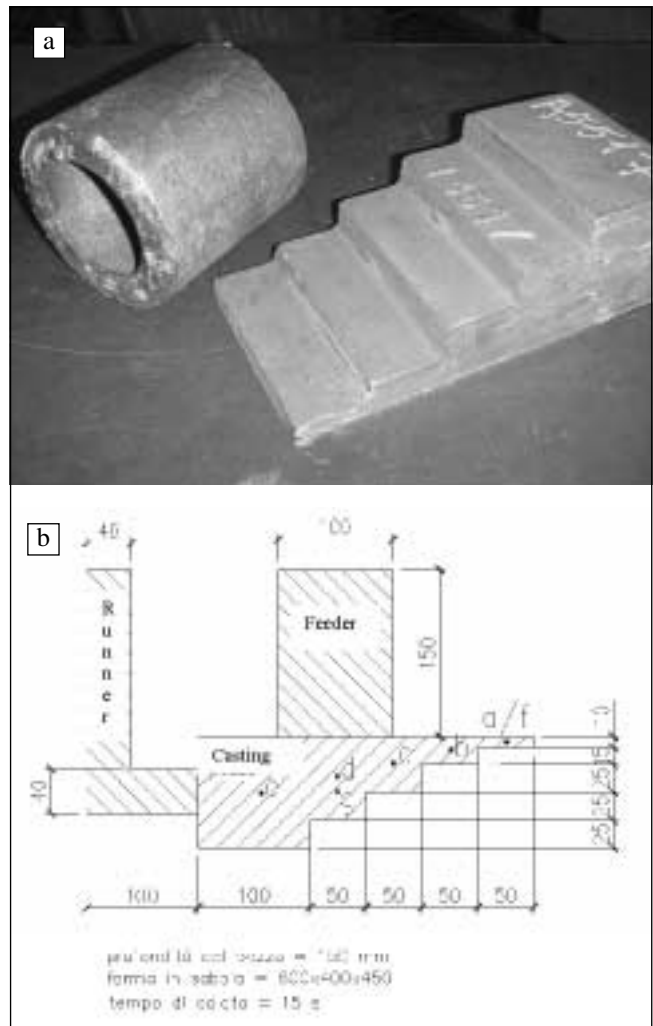


Fig. 1 - a) Getti sperimentali, nella forma di tubo centrifugato e getto 'a gradini' realizzati per ognuna delle quattro colate sperimentali riportate in Tabella 3. b) dimensioni e posizione di prelievo di campioni (a-e) per analisi metallografiche del getto 'a gradini' (prelievi effettuati a, a 50mm dalla superficie laterale del singolo getto).

Fig. 1 - a) Experimental cast components: centrifugally cast tube and staircase sample, produced for each experimental heat given in Table 3. b) Dimensions and sampling locations (50 mm from lateral surface) of metallographic specimens for staircase cast parts.

alta della linea di  $\delta$ -solvus, aumentando la quantità di austenite in equilibrio ad elevata temperatura.

La quantità delle fasi presenti a temperatura ambiente in giunti saldati o getti è stata inoltre spesso correlata con semplici parametri relativi al raffreddamento, considerando ad esempio una velocità media di raffreddamento quale quella ad una temperatura fissata (a 700°C,  $V_{700}$ ) o entro un intervallo di temperature prefissato ( $V_{1000-700}$ , tra 1000°C e 700°C) oppure riferendosi all'intervallo di tempo necessario per il raffreddamento tra due temperature entro le quali avviene la trasformazione di fase (parametro  $t_{12,8}$  che rappresenta il tempo trascorso entro l'intervallo di temperatura 1200-800°C) [10].

Per caratterizzare invece la ripartizione degli elementi nelle diverse fasi si utilizza generalmente il coefficiente di ripartizione, definito come il rapporto della percentuale in peso con cui ogni elemento è presente nella ferrite rispetto a quella con cui è presente nell'austenite. Quando l'acciaio subisce rapidi raffreddamenti dopo la solidificazione i coefficienti di ripartizione sono prossimi all'unità poiché gli elementi non hanno modo di ridistribuirsi tra le due fasi, men-

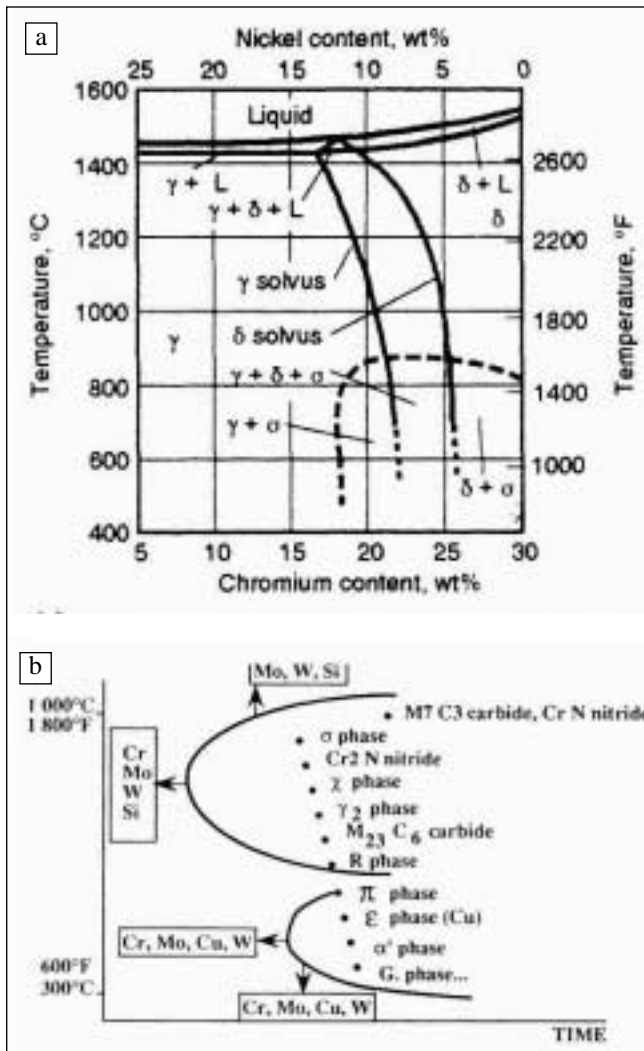


Fig. 2 – a) diagramma di fase pseudobinario 70%Fe-Cr-Ni; b) Diagramma TTT schematico con indicazione degli intervalli di temperatura per la formazione di fasi intermetalliche e dell'effetto degli elementi di lega[11].

Fig. 2 – a) Pseudobinary phase diagram 70%Fe-Cr-Ni; b) schematic TTT diagram indicating the temperature ranges for the formation of intermetallic phases and the effects on them brought about by alloying elements [11].

tre in condizioni prossime all'equilibrio si nota una marcata divergenza dall'unità con i coefficienti degli elementi ferrizzanti che aumentano (ripartizione preferenziale nella ferrite) e quelli degli elementi austenitizzanti che si riducono. Le modificazioni dei coefficienti di ripartizione rendono quindi conto delle diverse composizioni che le fasi  $\gamma$  e  $\delta$  possiedono, con ripercussioni sulle caratteristiche di resistenza meccanica ed a corrosione delle fasi stesse.

Oltre al controllo delle fasi principali, nei componenti realizzati in acciai duplex deve anche essere valutata la possibilità di formazione di fasi intermetalliche. Questa si manifesta in modo particolare durante i lenti raffreddamenti (tipici per getti, il cui spessore è in genere almeno dell'ordine dei centimetri) e per permanenze o riscaldi lenti entro particolari intervalli di temperatura. Oltre alla già citata fase  $\sigma$ , esiste tutta una serie di altre fasi intermetalliche ricche in Mo, oltre che di elementi quali W e Cu [11]. Le fasi che possono essere riscontrate in acciai duplex e gli intervalli di temperatura tipici per la loro formazione sono rappresentati schematicamente nel diagramma TTT di Figura 2b, con indicazione dell'effetto dei singoli elementi di lega. Gli acciai superduplex, essendo maggiormente legati e quindi meno stabili, hanno le curve di Figura 2b spostate verso sinistra. Essi ri-

sultano maggiormente suscettibili alla formazione di fasi infragilenti, facilmente osservabili in regioni a forte spessore che hanno subito un lento raffreddamento.

Gli aspetti metallurgici sinora esposti, aiutano a comprendere le caratteristiche microstrutturali proprie dei getti in acciai inossidabili duplex. Una delle principali differenze nella microstruttura di getti e prodotti da deformazione plastica consiste nella struttura dendritica dei primi, che garantisce una certa isotropia di caratteristiche meccaniche/resistenza a corrosione ed una maggior stabilità dimensionale in esercizio [3]. La struttura dendritica presente nei getti è tuttavia ben più grossolana, con micro- e macrosegregazioni, non affinata e omogeneizzata dai cicli termomeccanici. Questi aspetti microstrutturali si riflettono in lievi riduzioni delle caratteristiche meccaniche e di resistenza a corrosione dei getti rispetto ai corrispondenti prodotti ottenuti mediante deformazione plastica. Le strutture di solidificazione sono inoltre legate alle condizioni di solidificazione intervenute e possono dunque differenziarsi all'interno del medesimo componente. Allo stesso modo, risultano particolarmente evidenti nei getti le conseguenze microstrutturali delle variazioni della velocità di raffreddamento da regione a regione, effetti poco evidenti in prodotti laminati, di spessore generalmente ridotto quindi con storie termiche pressoché uniformi.

Nel paragrafo precedente è stata descritta la correlazione tra composizione chimica, velocità di raffreddamento e quantità/composizione delle fasi. E' stato inoltre sottolineato come le differenze di velocità di raffreddamento modifichino la quantità delle fasi in alcune leghe più che in altre. Ciò è stato evidenziato anche sperimentalmente nei getti 'a gradini' per gli acciai J93404 e J93380, come evidente in Figura 3. Sono presentate le micrografie scattate nei punti di prelievo a-e in regioni a differente spessore. Se si considerano come esempio i dati relativi al getto a 'gradini' in acciaio J93404 (Tabella 4), si osserverà che la quantità della austenite non varia sensibilmente passando da una regione all'altra. Per il corrispondente getto in acciaio J93380 era invece stato determinato un tenore di austenite che aumentava con il parametro  $t_{12/8}$ , passando da 48 a 55% rispettivamente nei punti a e b, mentre variava da 65 al 68% nelle regioni a maggiore spessore (punti c, d ed e) aventi valori di  $t_{12/8}$  poco differenti tra loro[10].

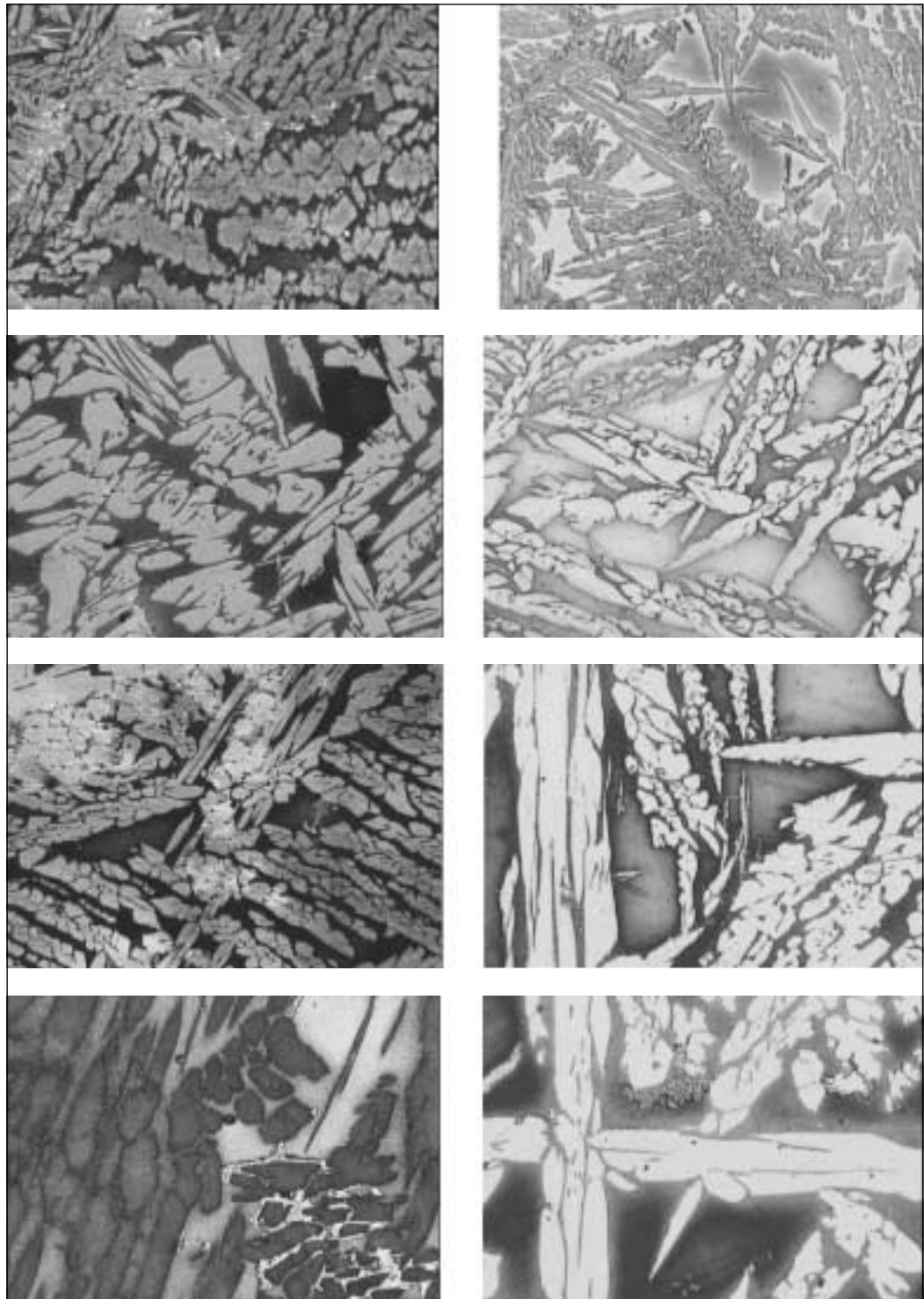
Uno studio numerico, confortato da analisi sperimentali sulla storia termica, ha permesso di evidenziare in tali getti la distribuzione dei tempi di solidificazione e di permanenza nell'intervallo 1200-800°C riportati rispettivamente nelle figure 4a e 4b [12]. Ulteriori informazioni sulle caratteristiche microstrutturali presenti in differenti regioni del getto sono riportate in Tabella 4.

Il raggiungimento di un rapporto  $\gamma/\delta$  ottimale è di importanza fondamentale poiché consente di ottenere le volute proprietà dal materiale. Variazioni anche modeste del rapporto delle fasi modificano sensibilmente diverse caratteristiche quali la duttilità o la resilienza, sia a temperatura ambiente che a bassa temperatura, o la resistenza a corrosione. L'esperienza nella realizzazione di grossi getti in acciaio superduplex ha evidenziato come il tenore di ferrite deve essere mantenuto nel ristretto intervallo 42-48% [3].

Al raggiungimento di un rapporto ben definito tra le fasi  $\gamma$  e  $\delta$  può contribuire sostanzialmente l'esecuzione di trattamenti termici di solubilizzazione e la scelta della loro temperatura. Nella fase di mantenimento a temperatura elevata, la microstruttura tende a ripristinare le condizioni di equilibrio con la parziale omogeneizzazione della composizione chimica in presenza di grosse macrosegregazioni della struttura grezza di fusione, con l'evoluzione delle fasi  $\gamma$  e  $\delta$  verso le quantità e composizioni di equilibrio e con la dissoluzione delle fasi intermetalliche. Il rapido raffreddamento a partire dalla temperatura di solubilizzazione, è teso a evitare la formazione di nuove fasi intermetalliche, ottenendo a tempera-

Fig. 3 – Microstrutture osservate nella condizione grezza di fusione in differenti posizioni del getto sperimentale a spessore variabile in acciaio J93404 (sinistra) e J 93380 (destra). Ingrandimento 110X.

Fig. 3 – Microstructures observed in different sampling locations in the 'staircase' experimental component in as cast condition; left: J93404 steel; right J 93380. Original magnification 110X.



Punto di prelievo	Spessore del gradino (mm)	$t_{12/8}$ (s)	$V_{700}$ (K/s)	$V_{1000/700}$ (K/s)	% vol. austenite	Coeff. di partizione Ni	Coeff. di partizione Cr
a	10	260	0.327	0.740	59	0.735	1.093
b	25	1177	0.049	0.133	57	0.691	1.075
c	50	3361	0.039	0.071	54	0.591	1.119
d	75	3520	0.034	0.067	58	0.489	1.139
e	100	3468	0.034	0.066	59	0.642	1.123

Tabella 4 – Caratteristiche microstrutturali dell'acciaio J93404 in funzione dei parametri di raffreddamento ( $V_{700}$ ,  $V_{1000-700}$  e  $t_{12/8}$ ), ottenuti tramite simulazione numerica del processo [12].

Table 4 – Microstructural features of J93404 steel in sampling locations a-e of 'staircase' components, compared to some cooling parameters ( $V_{700}$ ,  $V_{1000-700}$  e  $t_{12/8}$ ) obtained by means of a numerical simulation of the production process [12].

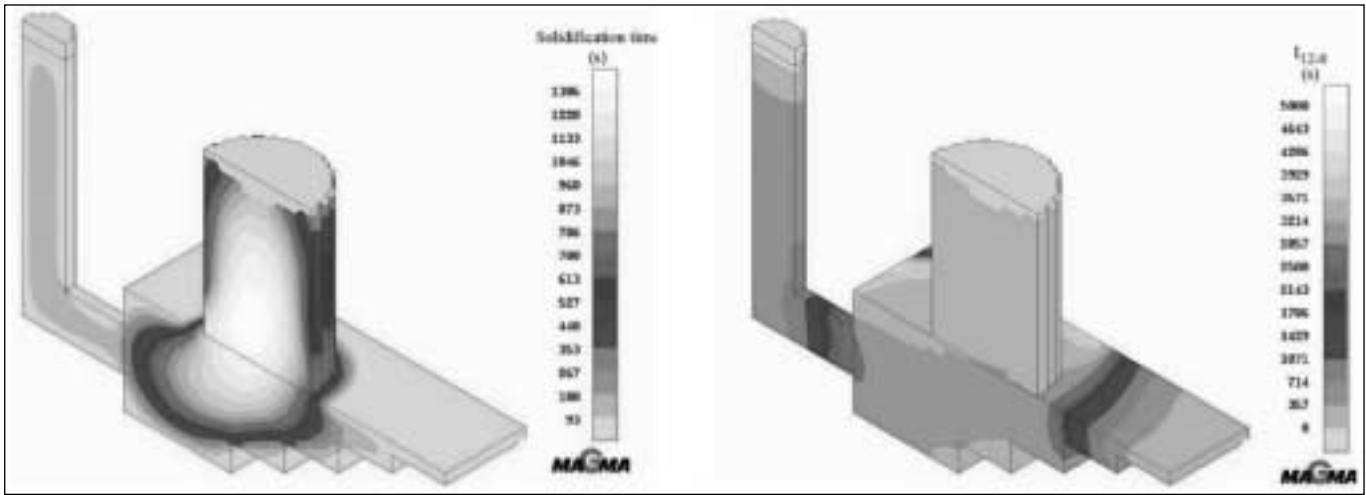


Fig. 4 – Distribuzione dei tempi di solidificazione (simulati) per il getto sperimentale in acciaio J93404 (a) e dei tempi di permanenza nell'intervallo di temperatura 1200-800°C (b).

Fig. 4 – Distribution of numerically estimated solidification times (a) and of time spent in 1200-800°C temperature range (b) in J93404 steel experimental cast component.

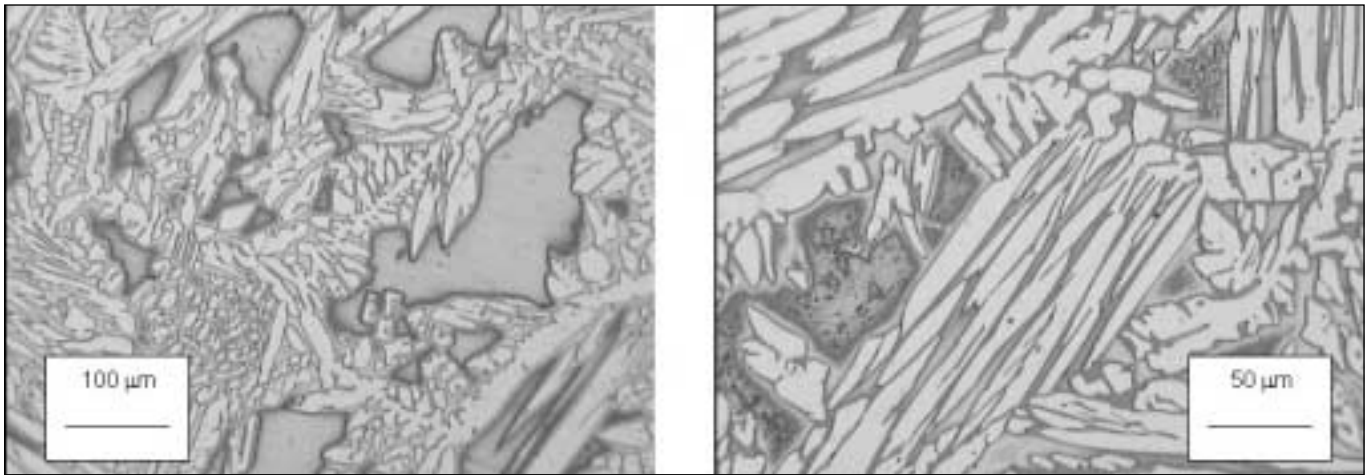


Fig. 5 – Microstruttura di acciai inossidabili duplex J93404 (sinistra) e 1.4517 (destra) nella condizione grezza di fusione.

Fig. 5 – Microstructure of J93404 (left) and 1.4517 (right) duplex stainless steels in as cast condition.

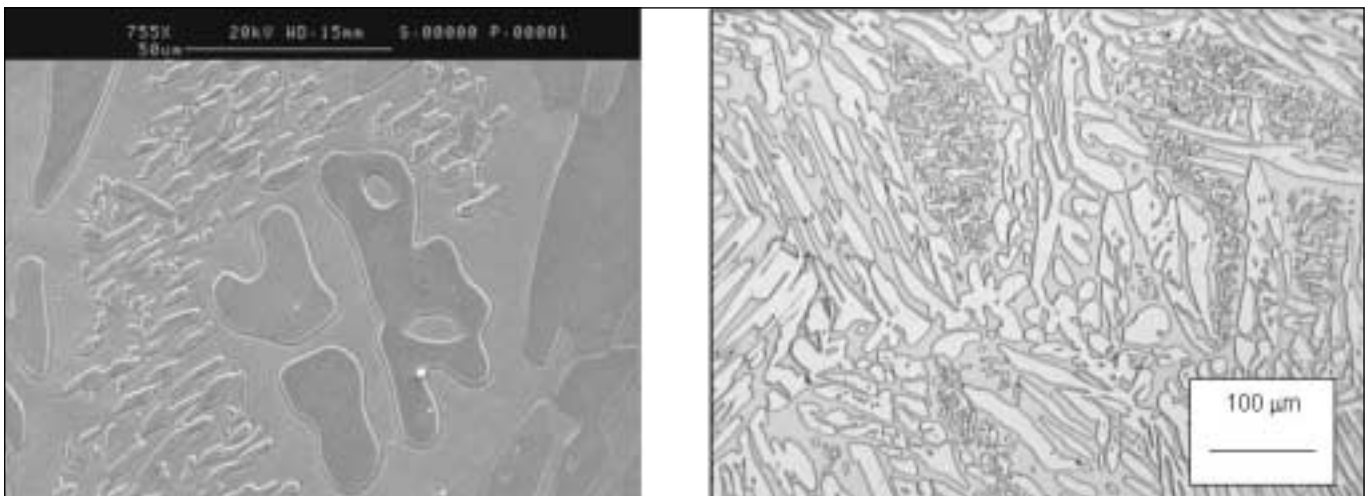


Fig. 6 – Microstruttura di acciai inossidabili duplex J93404 e 1.4517 nella condizione solubilizzata.

Fig. 6 – Microstructure of duplex stainless steels J93404 and 1.4517 in solubilized condition.

tura ambiente il rapporto desiderato, in prima approssimazione corrispondente alla situazione esistente ad alta temperatura, “congelata” dal rapido raffreddamento. Inoltre durante il trattamento termico di solubilizzazione la micro-

struttura puo’ essere affinata, grazie anche alla precipitazione di austenite secondaria entro le isole ferritiche presenti nella condizione grezza di fusione, come mostrano chiaramente le micrografie relative alla condizione grezza di fu-

sione e solubilizzata riportate nelle Figure 5 e 6.

Come accennato in precedenza, gli acciai superduplex, a maggior tenore di elementi di lega sono quelli che mostrano le maggiori segregazioni e la maggior tendenza alla formazione di fasi infragilenti, particolarmente in getti a forti spessori. Si consideri ad esempio che il getto sperimentale "a gradini", nella condizione grezza di fusione, mostrava già nelle porzioni a maggior spessore la presenza di fase  $\sigma$ . In tali casi, nell'esecuzione del trattamento di solubilizzazione, va tenuta presente la necessità di curare anche la fase di riscaldamento, per non indurre tensioni elevate che porterebbero a criccate su un materiale già fragile. Nei limiti del possibile sarebbe ottimale potere seguire un riscaldamento lento di componenti di grosso spessore nelle fasi iniziali mentre una volta raggiunte le temperature più elevate, la velocità di riscaldamento dovrebbe essere aumentata per evitare la formazione di ulteriori fasi intermetalliche [7].

Per quanto riguarda invece la temperatura di solubilizzazione, all'aumentare della tendenza alla formazione di fasi infragilenti, questa deve essere incrementata in modo da poter riportare in soluzione le fasi intermetalliche formatesi durante i precedenti cicli termici. In generale le temperature adottate per i getti (1110-1130 °C per acciai superduplex) sono di 30-50°C più elevate rispetto a quelle utilizzate per i prodotti deformati plasticamente. Per gli stessi motivi, anche i tempi di trattamento termico sono relativamente lunghi. Per spessori elevati e per acciai superduplex può essere effettuato anche un secondo mantenimento, a temperatura inferiore con lo scopo di prevenire eventuali rotture durante il rapido raffreddamento [7]: per l'acciaio UNS J 93404 la normativa ASTM prevede la temperatura di solubilizzazione di 1120°C, quella del secondo mantenimento a 1045°C

Infine, vale la pena di evidenziare l'importanza della fase di raffreddamento dopo solubilizzazione. Lo spegnimento in acqua deve essere molto rapido. Non sono ammissibili tempi superiori ai 30 secondi per il passaggio dal forno alla vasca di raffreddamento, la quale deve contenere una quantità sufficiente di acqua che deve essere raffreddata e mantenuta in ricircolazione [3]. Attraverso sistemi di agitazione è auspicabile evitare la formazione dello strato di vapore che si forma a contatto con il metallo in vasca di raffreddamento, per facilitare l'asportazione di calore dal getto. Tali accorgimenti consentono di evitare, anche per getti con spessori 200/220 mm in acciai superduplex, la formazione delle fasi intermetalliche. Eventuali trattamenti di solubilizzazione intermedi possono inoltre essere eseguiti prima che altri riscaldamenti (ad esempio per le operazioni di separazione delle materozze e per saldature di riparazione) contribuiscano alla formazione di tali fasi infragilenti con forte riduzione locale di tenacità e possibili cedimenti durante le operazioni di finitura [9].

#### PRODUZIONE DI GETTI IN ACCIAIO INOSSIDABILE DUPLEX

Vengono successivamente presentate alcune peculiarità del ciclo di fabbricazione di getti in acciaio duplex. Sebbene, in linea di principio, gli acciai duplex possano essere colati mediante tutti i procedimenti di fonderia attualmente utilizzati per acciai inossidabili austenitici (colaggio in sabbia, in forme ceramiche, a cera persa, centrifugazione orizzontale o verticale), il passaggio dalla realizzazione di getti in acciaio inossidabile austenitico ad uno bifasico richiede accortezze particolari, in aggiunta a quelle della normale pratica di fonderia. Per quanto riguarda la composizione chimica della colata, è già stata evidenziata la necessità di mantenerla entro strette tolleranze. Il bilanciamento degli elementi ferritizzanti ed austenitizzanti deve essere molto preciso e devono essere eliminate o sensibilmente ridotte le impurezze (C/S/O/As/Sb/Sn/Pb) che possono influire sia sulla segregazione durante la solidificazione, sia sulla resistenza a corrosione dei get-

ti. Tali importanti aspetti possono essere controllati mediante opportuni processi operativi di fusione e colaggio. È possibile ad esempio utilizzare materiali di carica economici portandoli a fusione in forni elettrici ad arco o a induzione a media frequenza, e successivamente elaborando l'acciaio in convertitore AOD (o VOD) riducendo sensibilmente il tenore di elementi in tracce (carbonio, zolfo) e rimuovendo le inclusioni non metalliche. Con tali modalità i gas e gli ossidi presenti nel metallo liquido possono essere ridotti molto più di quanto possibile in un forno ad induzione e il tenore di azoto nel bagno metallico può essere regolato come richiesto [7]. Il limite di questa sequenza operativa è dato dalle dimensioni dei convertitori, che se da un lato garantiscono la costanza della composizione chimica, dall'altro possono causare problemi durante il colaggio in piccole forme per l'erosione legata ad eccessiva pressione metallostatica [3]. La rifusione in forni a induzione di colate madri provenienti da convertitore evita questo problema, pur garantendo la costanza dell'analisi chimica ed un basso tenore di impurezze (elevando tuttavia i costi del processo). Un'ulteriore opportunità, che tuttavia non garantisce la ripetibilità della composizione, è offerta dall'impiego di cariche vergini (ferro e nichel puro, ferroleghe pure) in forni ad induzione, con insufflazione di gas nobili in forno o in secchia per ridurre il tenore inclusionale, con cicli di elaborazione anche relativamente complessi [3].

In fase di colata l'impiego di sistemi di filtraggio è di grande ausilio nella riduzione del tenore inclusionale oltre che per limitare l'erosione delle forme, minimizzata per il flusso laminare del metallo liquido [9].

Tra le scelte che devono essere operate per la definizione del processo di fonderia e che si riflettono sulla caratteristiche del prodotto finale, si trova anche quella del materiale della forma. Attualmente gran parte dei getti in acciaio inossidabile viene colata in forme di sabbia, miscelate con leganti chimici (resine fenoliche, furaniche, alchidiche, isocianati) contenenti una notevole presenza di prodotti carbonacei. Tali forme garantiscono una buona qualità e non danno problemi di carattere ambientale, ma già in fase di riempimento della forma, l'instabilità dei composti contenenti carbonio può provocarne la decomposizione, con liberazione di carbonio che viene assorbito sulla superficie del getto, dando origine a strati superficiali fortemente carburati, deleteri sia per la resistenza a corrosione che la duttilità del materiale. Lo spessore di questi strati ricchi in carbonio può talora raggiungere i 3 - 4 mm, come nel caso illustrato in figura 7.

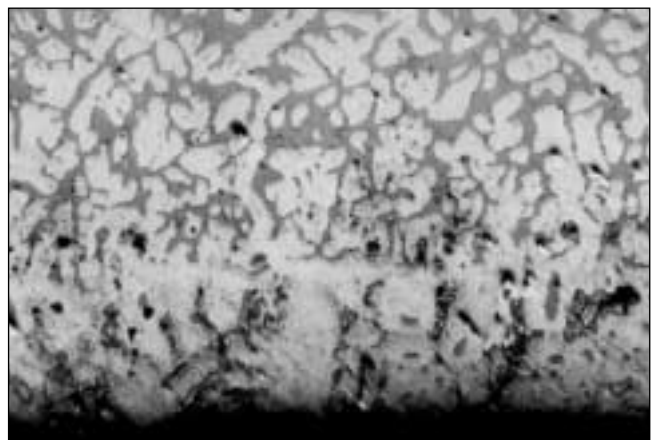


Fig. 7 – Tipica microstruttura di un getto avente nella porzione esterna (inferiore nella micrografia) uno strato carburato, originato dalla presenza di leganti organici contenenti carbonio nella forma di sabbia.

Fig. 7 – Typical microstructure of a cast component having a carburized surface layer (bottom of micrograph) in a casting produced with a mould of sand mixtures and binding agents containing carbon.

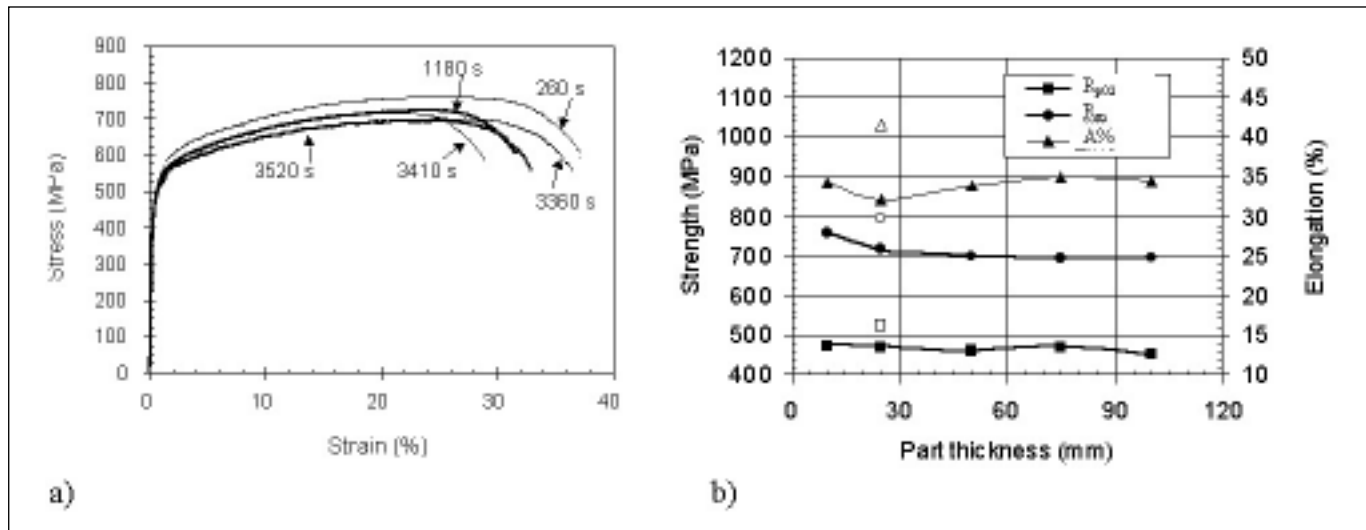


Fig. 8 – Variazione delle caratteristiche tensili in relazione allo spessore del getti in acciaio J93404, nella condizione solubilizzata. a) Curve di trazione. In corrispondenza delle singole curve sono riportati i tempi calcolati (in secondi) per il passaggio da 1200 a 800°C durante il raffreddamento in forma. b) Caratteristiche tensili in relazione allo spessore per il getto a gradini (simboli pieni) e per il tubo centrifugato avente la medesima composizione chimica (simboli vuoti).

Fig. 8 – Correlation between tensile properties of J93404 steel cast components (after solubilization) and their thickness. a) Tensile curves. The time interval (in seconds) for cooling from 1200 to 800°C in the sampling location is given in Figure. b) Correlation between tensile characteristics and thickness in 'staircase' component (full symbols) and centrifugally cast tube (open symbols).

Una tale contaminazione modifica anche il tenore di austenite, che può raggiungere anche il 90-100%.

Oltre alla possibilità di asportare meccanicamente lo strato carburato prima di esporlo ad ambienti aggressivi, se ne può evitare la formazione utilizzando leganti inorganici che non contengono carbonio, o con l'aggiunta ai comuni leganti organici di sostanze in grado di creare un ambiente ossidante ed evitare il rilascio di carbonio. Effetti deleteri sulle caratteristiche del getto possono essere legati anche all'assorbimento di zolfo o azoto dalla forma durante il suo riempimento. Il primo può causare cricchiate a caldo, mentre il secondo favorisce una precipitazione di nitruri negli strati superficiali [2].

#### CARATTERISTICHE MECCANICHE DI GETTI IN ACCIAIO INOSSIDABILE DUPLEX

Tra le caratteristiche che hanno determinato il successo degli acciai inossidabili bifasici vi sono sicuramente quelle meccaniche, in particolare la resistenza a trazione ( $R_m$ ) ed il carico unitario di scostamento dalla proporzionalità ( $R_{p0.2}$ ), che assumono valori decisamente più elevati rispetto agli acciai inossidabili austenitici.

Nei getti di acciaio inossidabile bifasico le caratteristiche tensili sono fortemente dipendenti dalla microstruttura risultante dalla solidificazione e trattamento di tempra di soluzione, anche se questa viene parzialmente modificata dal trattamento termico di solubilizzazione. Un esempio della correlazione tra caratteristiche meccaniche e storia termica è presentato in Figura 8, dove le curve di trazione relative a provette ricavate in posizioni differenti del getto sperimentale 'a gradini' in acciaio J93404 nella condizione solubilizzata mostrano variazioni anche di 50 MPa per  $R_m$  e  $R_{p0.2}$ .

La possibilità di valutare le differenze delle proprietà meccaniche anche all'interno di uno stesso getto va dunque sempre tenuta in considerazione. Per gli stessi motivi, il confronto tra le caratteristiche di differenti leghe, generalmente effettuato su saggi di colata, dovrebbe tenere in qualche modo conto di come, per i singoli materiali, queste caratteristiche si modificano per getti di spessore maggiore.

Oltre alle caratteristiche derivanti da prove di trazione, nei

capitolati di accettazione si fa spesso riferimento alla tenacità, misurata attraverso prove di resilienza (provini con intaglio KV). Per gli acciai duplex, vengono riportate in letteratura per pezzi forgiati temperature di transizione che variano nell'intervallo da 0 a +50°C, con le temperature più elevate corrispondenti a parti di maggior spessore [13], mentre gli acciai superduplex mostrano in generale una temperatura di transizione maggiore. Le specifiche di progetto richiedono generalmente il superamento di un valore minimo di energia ad una temperatura attorno a -50°C. A questa temperatura il comportamento degli acciai duplex e superduplex è generalmente a cavallo della zona di transizione duttile-fragile (energie assorbite in campo fragile di circa 30-40J) e dunque il valore di resilienza a tali temperature consente di avere una idea dello spostamento più o meno verso destra delle curve di transizione e del grado di infragilimento per questi acciai.

Rielaborando alcuni dati reperiti da produzioni industriali di componenti in acciaio duplex è possibile ancora evidenziare come le caratteristiche microstrutturali si riflettano direttamente su quelle meccaniche. In componenti di forte spessore le velocità di raffreddamento ottenibile dopo solubilizzazione sono forzatamente limitate e ciò può portare alla formazione di fasi infragilenti con notevole decremento della tenacità del materiale. Tale riduzione è chiaramente dimostrata nelle Figure 9a e 9b, relativi a pezzi forgiati di diversa geometria e peso complessivo [14]. Considerazioni analoghe possono valere anche per i getti, per i quali tuttavia non sono facilmente disponibili dati sperimentali su geometrie uniformi e facilmente classificabili. In generale gli acciai per getti mostrano minor tenacità rispetto ai componenti forgiati, in quanto non hanno avuto alcun affinamento microstrutturale provocato da deformazione plastica.

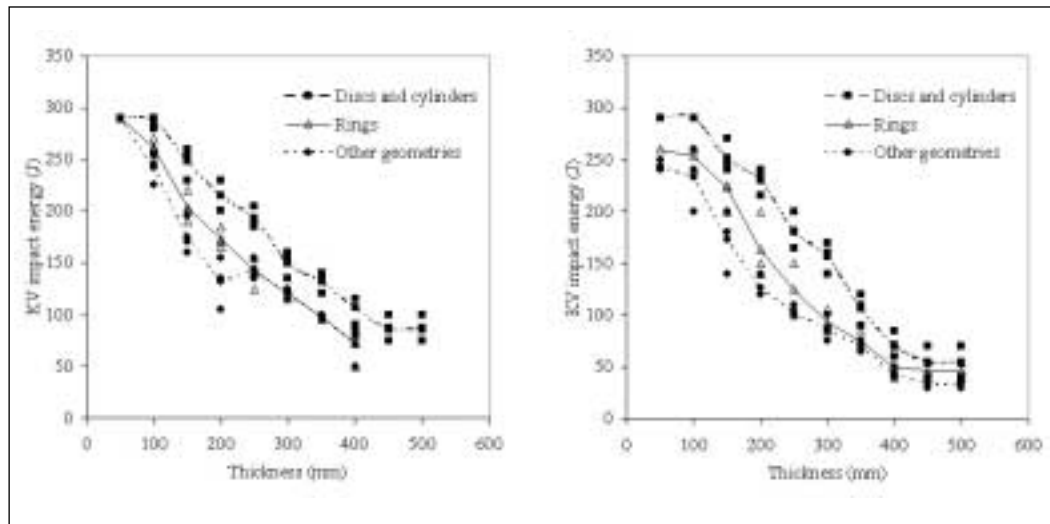
Pur tenendo in considerazione i diversi fattori di influenza elencati, in grado di modificare il comportamento meccanico di componenti fusi in acciaio duplex, può essere opportuno compiere alcuni confronti in termini di resistenza a trazione dei differenti acciai duplex per getti.

In tabella 5 vengono confrontate le caratteristiche tensili e la tenacità delle due leghe A e B rappresentanti le qualità duplex e superduplex maggiormente diffuse. Vengono riportati i dati previsti dalla norma e i valori ottenuti industrialmen-



Fig. 9 – Energia assorbita a  $-50^{\circ}\text{C}$  per la rottura di provini KV prelevati a un quarto dello spessore in funzione dello spessore stesso, per pezzi forgiati di differente geometria e massa complessiva. a) componenti con massa fino a 0.75 t, b) componenti con massa 0.75-1.5 t [14]

Fig. 9 – KV impact energies at  $-50^{\circ}\text{C}$  (specimens machined at  $\frac{1}{4}$  thickness) as a function of thickness for three different forged component geometry and weight; component weight up to 0.75 tons (a) or in the 0.75-1.5 tons range (b) [14].



MATERIALE	R <sub>p02</sub> (MPa)	R <sub>m</sub> (MPa)	A (%)	KV (J)	Durezza (HB)	CPT (°C)
ASTM A890 4A (J92205)	>415	>620	>25	-	-	-
Getti statici in sabbia	495 (24.3)	720 (25)	33 (2.65)	130 (26) at $-46^{\circ}\text{C}$	246 (20)	35-40
A Tubi centrifugati	510 (28)	740 (23.2)	34 (5.1)	141 (27) at $-46^{\circ}\text{C}$	250 (10)	37.5-42.5
ASTM A 182 F51 (S31803)	>450	>620	>25	-	-	-
Prodotti forgiati	546 (490-640)	732 (680-780)	37.2 (34-41)	125 (45->290) at $-50^{\circ}\text{C}$	245	30
ASTM A890 5A (J93404)	>515	>690	>18	-	-	-
Getti statici in sabbia	510.2 (14.4)	748.2 (22.8)	36.1 (5.44)	128 (20.8) at $-46^{\circ}\text{C}$	-	50-60
B Tubi centrifugati	520.1 (21.5)	762.8 (30.8)	32.4 (5.2)	112.6 (16.0) at $-46^{\circ}\text{C}$	251 (7.5)	52.5-60
Colata sperimentale	524.9	795.8	41.6	-	-	-
ASTM A182 F53 (S32750)	>515*	>730 MPa	>15	-	310 max.	-
Prodotti forgiati	638 (550-680)	787 (740-815)	32.4 (29-36)	65 (20-130) at $-50^{\circ}\text{C}$	260	>55
ASTM A890 (J93380)	>485	>690	>16	-	-	-
C Tubi centrifugati	502,4 (17,0)	752,8 (22,3)	35,2 (6,2)	103,2 (21,1) at $-46^{\circ}\text{C}$	45,6 (3,7)	-
Colata sperimentale	501,8	786,5	42,4	-	-	-
DIN 1.4515	>450	>680	>25	-	-	-
D Tubi centrifugati	501,7 (13,5)	750,2 (21,5)	34,0 (4,9)	123,1 (27,2) at $-46^{\circ}\text{C}$	44,2 (2,3)	-
Colata sperimentale	495,1	758,7	39,3	-	-	-
DIN 1.4517	>450	>680	>25	-	-	-
E Tubi centrifugati	512,2 (24,2)	751,6 (30,8)	31,2 (5,1)	91,3 (16,8) at $-46^{\circ}\text{C}$	44,-1 (3,6)	-
Colata sperimentale	497,1	782,1	39,1	-	-	-

\*per spessori superiori a 50 mm

Tabella 5 – Caratteristiche meccaniche minime richieste dalla normative di riferimento confrontate con quelle medie riscontrate nella produzione industriale di getti e prodotti forgiati realizzati con i gradi duplex e superduplex maggiormente diffusi, oltre che nei tubi centrifugati delle colate sperimentali. I valori tra parentesi indicano per i getti la deviazione standard, per i prodotti forgiati l'intervallo dei valori sperimentali. Nell'ultima colonna sono indicati i valori di CPT, frequentemente utilizzati per valutare la resistenza a pitting [8].

Table 5 – Minimal mechanical properties required by reference standards compared to average characteristics of industrial castings and forged products of corresponding widely diffused duplex and superduplex grades, and to those of centrifugally cast tubes of experimental heats. In parenthesis standard deviation for cast products, the range of experimental values for forged products. The last column lists CPT values, generally used to evaluate pitting resistance [8].

te, sia per getti sia per prodotti forgiati [14]. Si consideri che per la caratterizzazione industriale dei prodotti i campioni sono stati prelevati in direzione longitudinale ad un quarto dello spessore per i componenti forgiati, mentre per i getti statici essi sono stati ricavati dai normali saggi di prova per i getti colati staticamente, in direzione longitudinale a un quarto dello spessore per i tubi centrifugati.

In generale si può osservare che le caratteristiche tensili ottenibili in produzioni industriali di alta qualità sono molto maggiori rispetto ai minimi valori richiesti dalla normativa. Circa l'acciaio superduplex va chiarito come la frequente richiesta di livelli di tenacità elevati porti spesso a dover sacrificare valori anche maggiori di resistenza meccanica e, in alcuni casi, alla accettazione di prodotti aventi R<sub>p02</sub> inferiori

alle prescrizioni ASTM. Può essere utile inoltre sottolineare come le caratteristiche meccaniche di getti centrifugati siano in generale migliori di quelle di getti statici di dimensioni corrispondenti, in seguito alla maggiore pulizia della lega (le impurezze tendono a concentrarsi nella regione centrale del getto per effetti centripeti, che viene generalmente asportata prima della messa in esercizio).

#### RESISTENZA A CORROSIONE DI GETTI IN ACCIAIO INOSSIDABILE DUPLEX

Trattando gli acciai inossidabili duplex per getti è fondamentale fornire qualche cenno alla loro resistenza a corrosione. Le normative ASTM non prescrivono requisiti minimi su tale proprietà. Prove di corrosione sono tuttavia frequentemente richieste in fase di accettazione dei prodotti. In particolare la resistenza a pitting viene spesso verificata, come per altre leghe resistenti a corrosione, eseguendo la prova descritta dalla normativa ASTM G48 per l'ottenimento della temperatura critica di pitting (CPT) in una soluzione acquosa contenente il 6% di cloruro ferrico. Si è già accennato in precedenza alla correlazione tra microstruttura e resistenza a corrosione, evidenziando in particolare l'effetto deleterio della presenza di inclusioni, della precipitazione di fasi intermetalliche e del rapporto  $\gamma/\delta$ . La resistenza a corrosione di getti centrifugati, per i quali la notevole velocità e direzione di solidificazione combinata all'effetto della forza centrifuga riduce le segregazioni e localizza nelle regioni più prossime all'asse di rotazione le inclusioni, è caratterizzata da un valore di CPT maggiore rispetto ai getti colati in sabbia di pari composizione chimica e dunque a parità di valore di PRE. Su questi dati gioca a favore dei prodotti centrifugati anche lo spessore, generalmente non elevato, che corrisponde alla possibilità di avere maggiori velocità di raffreddamento durante il trattamento termico di solubilizzazione. A parità di prodotto invece, un incremento di PRE si riflette in un maggior valore di CPT ed i valori di CPT dei getti centrifugati possono equivalere così a quelli di componenti ottenuti per deformazione plastica.

#### CONCLUSIONI

Nella memoria sono stati descritti gli aspetti microstrutturali di getti realizzati con acciai inossidabili duplex e sono state presentate e discusse le loro caratteristiche meccaniche facendo riferimento alle normative e a dati relativi alla recente produzione industriale. E' stata sottolineata la necessità di ottenere una microstruttura sufficientemente pulita, una equilibrata ripartizione e composizione delle fasi austenite e ferrite e l'assenza di fasi intermetalliche, che hanno effetti deleteri sia sulla tenacità che sulla resistenza a corrosione dei getti. Facendo riferimento a indagini sperimentali condotte su una serie di getti sperimentali a spessore variabile è stata evidenziata anche la variazione delle caratteristiche microstrutturali/meccaniche/di resistenza a corrosione che può presentarsi all'interno del medesimo getto. Sono infine state esposte le particolarità del processo di fabbricazione di getti in acciaio inossidabile duplex. Solamente ottimizzando le tecniche di fabbricazione, le composizione chimica, e la geometria dei componenti è possibile ottenere le prestazioni sempre migliori richieste ai getti in acciai duplex. Per raggiungere elevati standard di prodotto è opportuna dunque una stretta collaborazione tra progettisti, aziende produttrici e utilizzatori, un'approfondita conoscenza dei materiali trattati ed uno stretto controllo sulle analisi chimiche e sull'intero processo di fabbricazione.

#### RINGRAZIAMENTI

Gli autori sono grati a S. Casazza e S. Cumer per il contributo alla parte sperimentale, svolto durante la loro tesi di laurea presso il Politecnico di Milano. Un caloroso ringraziamento va anche al personale tecnico della Fondinox SpA, e in particolare al sig. Rocca, per i materiali ed il supporto fornito ed all'ing. Gramegna, di Engin Soft, per la simulazione del processo di realizzazione dei getti sperimentali.

#### RIFERIMENTI BIBLIOGRAFICI

- 1) J. Charles, Duplex stainless steels from the theory to the practice. Proc. Conf. "Innovation Stainless steel, Florence (1993), pp. 329-339.
- 2) V. Neubert. DSS castings – metallurgy, manufacturing, mechanical properties, corrosion resistance and welding, Proc. Conf. "Duplex Stainless Steel '94", Glasgow (1994), Paper KII
- 3) A. Morini. Materiali disponibili, prodotti e standardizzazione Prodotti fusi. Corso Duplex Stainless Steels, FAST, Milano (1995).
- 4) A.J. Boileau. Proc. Int. Duplex America 2000 Conference, Huston (2000). pp. 437-448.
- 5) J.M. Lardon, R Cozar, "Heavy section duplex and superduplex stainless steels forgings for use in the oil and gas industry", Proc. Duplex Stainless Steels Conference, Maastricht, Vol.1, p.147-156
- 6) H.J. Niederau, G.W. Overbeck, High quality castings from duplex and super-duplex stainless steels for FGD and off-shore applications. Proc. Conf. "Duplex Stainless Steel '94", Glasgow (1994), Paper 99.
- 7) S. Binks., Success with duplex castings. Proc. Duplex America 2000 Conference
- 8) B. Bozzini, E. Gariboldi, N. Lecis, A. Morini, G. Rocca, M. Vedani. Effects of composition, microstructure and solution treatment on properties of centrifugally cast superduplex steel pipes. Atti Int. Conf. Duplex 2000, Venezia, 17-20 Ottobre 2000, pp. 849-858.
- 9) G. Bianchi, C. Daldossi, E. Gariboldi, M. Vedani, A. Morini, G. Rocca. High-tech valve production and design in superduplex stainless steels for oil and gas industry. Presentato alla 3rd IMM 'Fabrication Technology' Conference and Exhibition, 30-31 Ottobre 2001, Kuala Lumpur, Malesia.
- 10) N. Lecis, E. Gariboldi, F. Bonollo, N. Gramegna, W. Nicodemi. Casting of superduplex stainless steels: process simulation and experimental investigations. Advanced Engineering Materials, Vol. 4, 2002, 33-37.
- 11) L. Karlsson. Proc. Int. Conf. Duplex Stainless Steels 97, Maastricht NL, p. 43.
- 12) E. Gariboldi, N. Lecis, F. Bonollo, N. Gramegna, A. Morini, G. Rocca. Correlation between microstructure and cooling parameters in cast superduplex stainless steel. Atti Int. Conf. Duplex 2000, Venezia, 17-20 Ottobre 2000, pp. 375-384.
- 13) J.M. Lardon, R Cozar, "Heavy section duplex and superduplex stainless steels forgings for use in the oil and gas industry", Proc. Duplex Stainless Steels Conference, Maastricht, Vol.1, p.147-156.
- 14) E. Gariboldi, M. Vedani, A. Morini, G. Foletti. A critical evaluation of corrosion resistant alloys: comparison of properties of cast and forged components. Proc. Conf. Stainless Steel 2001, The Hague (2001), paper P0164..1

**METALLURGICAL FEATURES AND MECHANICAL PROPERTIES OF  
DUPLEX STAINLESS STEEL CASTINGS**

**KEYWORDS:**

**Dual phases stainless steels, casting,  
materials characterization**

The paper deals with cast components made of duplex stainless steels. The chemical analyses of the most common duplex casting and corresponding wrought grades are compared in Table 1, while those of casting grades with improved corrosion resistance in particular environments are listed in Table 2. The results of analyses carried out on experimental centrifugally cast pipes and reference 'staircase' components made of four duplex grades (Figure 1) are used in this paper to present specific features of the microstructure and mechanical behaviour of duplex steel castings. The chemical composition of these heats is compared to that of industrial castings in Table 3.

The typical metallurgical features of duplex steel grades were briefly presented. First of all, the amount of austenite formed from primary ferrite grains during solution quenching: it increases as the content of  $\gamma$ -stabilizing elements increases (Figure 2a) and as the cooling rate decreases. A second typical microstructural feature is the formation of a number of harmful intermetallic phases, reducing both toughness and corrosion resistance of the alloy. Their formation takes place during slow cooling or holding within critical temperature ranges (Figure 2b). Thus, in addition to a coarse dendritic structure and to micro- and macrosegregations, the microstructure of duplex stainless steels is heavily affected by solidification and cooling conditions and can widely differ even within the same component. These differences are presented in terms of microstructure, amount of phases and partition coefficients, in Figures 3, 5 and 6 and Table 4 for different sampling points in experimental staircase components made of J93404 and J93380 steels. The dependence of these microstructural features on solidification and cooling history is highlighted by three cooling parameters presented in the same Table. The values listed were obtained by numerical simulation of the solidification process, that resulted also in the distribution of solidification time and times for cooling from 1200 to 800°C shown in Figures 4a and 4b, respectively. The correlation between tensile characteristics and these cooling parameters are shown for J93404 steel in Figure 8.

Mechanical properties of duplex castings are characterized by UTS and 0.2% offset yield stresses well above those of austenitic steels. Tensile properties are strongly dependant on the microstructure resulting from solidification and from solution treatment. Thus, in castings made of duplex stainless steels, differences of tensile properties within the same

part should be considered. Even more evident could be toughness variation within the same cast component, due to the formation of severely embrittling phases in zones where slow cooling occurs (in general in thick regions). The toughness properties are often evaluated by means of KV notch impact tests, and energy absorption exceeding a minimum value at -50°C is generally industrially required. The effect of component thickness on its toughness is clearly visible in Figure 9, where forged components, of simpler forms with respect to castings, were taken into account. A similar behaviour can be reasonably considered for standard cast components and the absence of refining effects of plastic deformation prior to solution treating, led in these cases to lower toughness and tensile characteristics with respect to corresponding wrought products (see industrial data reported in Table 5). Among cast components, centrifugally cast parts guarantee better performances due to the 'cleaner' material produced by centrifugal effects and to faster solidification and cooling (see Table 5 and Figure 8b).

As far as the corrosion resistance of duplex casting grades is concerned, it is often evaluated in terms of critical pitting temperature in 6 mass% ferric chloride solution. For the same product type (forged, static cast or centrifugally cast part) the greater the PRE number (PRE is an index correlated to chemical composition), the greater is the CPT, while for the same PRE index, CPT decreases from forged parts to centrifugally cast and to static cast components (Table 5).

The paper presents some particular features of the fabrication process of duplex steel castings with respect to that of austenitic steels, mostly related to the need of strict tolerances on chemical composition, in particular on the content of impurity elements (C/S/O/As/Sb/Sn/Pb). Of particular importance is the use of clean melting devices such as AOD converters or rapid remelting processes of AOD stocks under controlled atmosphere, in order to reduce inclusions, impurities and gas contents in the molten metal. The use of filtering systems is helpful, combining a further reduction of non-metallic inclusions and avoiding erosion effects on the mould. Particular attention should then be paid to the choice of suitable moulding materials. They are required in order to preserve the surface layer of castings. The commonly used binding agents of sand mixtures are organic compounds that easily decompose, releasing free carbon particles that diffuse through casting surface creating a highly carburized skin layer (Figure 7) severely depleting corrosion resistance and mechanical ductility. The use of inorganic binding agents or the addition of oxidizing agents to organic or mould materials prevents carbon enrichment. Other problems can arise from the diffusion of nitrogen or sulphur released from the mould. The former increases the risk of hot cracking, the latter could cause nitride formation in surface layer.