

GENERALITÀ SUGLI ACCIAI INOSSIDABILI BIFASICI ED ASPETTI METALLURGICI DELLA LORO SALDATURA

M. Boniardi^o, V. Boneschi[#]

^oDipartimento di Meccanica, Politecnico di Milano, P.zza L. da Vinci 32, I-20133 Milano

[#]Centro Inox, P.zza Velasca 10, I-20122 Milano

RIASSUNTO

Dopo una breve descrizione della loro evoluzione storica, il lavoro mette in evidenza le specifiche caratteristiche degli acciai inossidabili bifasici sia in termini di composizione chimica e microstruttura sia in relazione alle loro caratteristiche meccaniche e di resistenza alla corrosione. Vengono presentate anche le tipiche applicazioni di questa famiglia di acciai.

Sono quindi descritte le problematiche metallurgiche relative alla saldabilità degli acciai inossidabili bifasici, con particolare riferimento alle caratteristiche microstrutturali, di resistenza meccanica ed alla corrosione dei giunti saldati. Come ultimo argomento viene fatto un accenno anche alle specifiche tecnologie utilizzate per la giunzione di tali acciai.

INTRODUZIONE E CENNI STORICI

L'origine degli acciai inossidabili bifasici risale all'inizio degli anni '30. Si riferiscono a quegli anni infatti le prime esperienze relative alla fabbricazione di acciai a matrice austeno-ferritica svolte sia in Francia [1] che nell'area dei paesi scandinavi [2]. Dal punto di vista tecnico-scientifico la prima indicazione di tali acciai è probabilmente da attribuire al testo "Stainless Iron and Steel" di J.H.G. Monypenny [3] in cui si parla di acciai "a struttura bifasica" con riferimento ad una microstruttura 50% ferrite - 50% austenite realizzata sulla base delle indicazioni di un brevetto Krupp per acciai inossidabili austenitici depositato nel 1922.

Tra il 1930 ed il 1940 si hanno anche le prime applicazioni a livello industriale di componenti realizzati in acciaio inossidabile bifasico, sia sotto forma di getti sia come forgiati: si riconosce infatti a questa tipologia di acciai, se confrontata con i tradizionali acciai inossidabili austenitici, un sensibile aumento della resistenza meccanica ed un miglioramento della resistenza ad usura.

Soltanto negli anni '50-'60 inizia la commercializzazione di semilavorati in acciaio inossidabile bifasico. È di quegli anni l'introduzione nella normativa americana dell'AISI 329 (25 Cr / 5 Ni / 1,5 Mo) [4], così come a quel momento storico risale la messa a punto del SANDVIK 3RE60 (18,5Cr / 5 Ni / 2,7 Mo), uno dei precursori dei moderni acciai inossidabili bifasici [5].

Con l'avvento negli anni '70 delle tecnologie di affinazione dell'acciaio ai convertitori VOD ed AOD si rileva un sostanziale miglioramento delle proprietà di tutte le tipologie di acciai inossidabili. La possibilità di ridurre simultaneamente il tenore degli elementi residui (ossigeno, zolfo, carbonio, ecc.) e di garantire, allo stesso tempo, intervalli di composizione chimica ben definiti, in particolare per quanto riguarda il contenuto di azoto, migliora sensibilmente la resistenza alla corrosione e la stabilità ad alta temperatura degli acciai inossidabili bifasici. Queste metodologie di fabbricazione, unitamente con l'introduzione del processo di colata continua, permettono inoltre una significativa riduzione dei costi di produzione.

Verso la fine degli anni '70 viene messa a punto la composizione chimica di un acciaio inossidabile bifasico al 22% di cromo e 5% di nichel con aggiunte di azoto: l'acciaio è ben saldabile, ha elevata resistenza meccanica e mostra insensibilità nei confronti della corrosione intergranulare [6]. La versatilità delle applicazioni e le prestazioni di tale acciaio (seppur con minime differenze di composizione chimica tra un produttore e l'altro) sono talmente notevoli che subito si afferma tra gli utilizzatori. Tuttora di diffusissimo impiego ed universalmente conosciuto come 2205, è ormai diventato il "cavallo di battaglia" degli acciai inossidabili bifasici [7].

Dal 1980 in poi nascono ed hanno rapida diffusione gli acciai inossidabili bifasici alto legati, detti anche superduplex, per impieghi in ambienti particolarmente aggressivi: la tipica composizione chimica mostra un tenore di cromo del 25%, un tenore di nickel del 7% ed un tenore di molibdeno del 3%. Un ulteriore sviluppo, relativo però ad anni più recenti, riguarda la messa a punto di specifiche composizioni chimiche di acciai inossidabili superduplex con aggiunte di rame e tungsteno [8]. Un'altra tendenza ha portato in questi stessi anni a mettere a punto una categoria di acciai inossidabili bifasici bassolegati, il cui capostipite è il SANDVIK 2304, con l'intento di competere da un punto di vista economico con i tradizionali acciai inossidabili austenitici AISI 304 e 316 in settori ove è fondamentale la resistenza meccanica e la resistenza alla corrosione sotto tensione [9]. Non sembra tuttavia che questa scelta, ancorché tecnicamente assai valida, abbia avuto ampia diffusione tra gli utilizzatori.

La validità degli acciai inossidabili bifasici è ormai riconosciuta a tutti i livelli, dai produttori agli utilizzatori finali, ed ha indotto ad organizzare varie conferenze su questa tematica specifica; l'ultima in ordine cronologico si svolgerà in Italia a Venezia nell'ottobre del 2000: il resto non fa più parte della storia ma è attualità.

GENERALITÀ

Gli acciai inossidabili bifasici (detti anche duplex) devono il loro nome alla particolare microstruttura formata da austenite e ferrite; il rapporto volumetrico tra le due strutture può essere assai variabile in un ampio intervallo in relazione alle condizioni di trattamento termico imposto ed alle caratteristiche meccaniche e di resistenza alla corrosione desiderate [10]. La tipica microstruttura, mostrata in figura 1, è dovuta alla presenza nella composizione chimica di questi acciai di un proporzionamento opportuno di elementi ferritizzanti (in particolare Cr e Mo) ed austenitizzanti (soprattutto Ni, C e N). Il diagramma di stato pseudo binario di questi acciai (vedi figura 2) evidenzia infatti che, dopo una solidificazione primaria in fase completamente ferritica, la microstruttura si trasforma parzialmente in fase austenitica durante il successivo raffreddamento a temperatura ambiente [11].

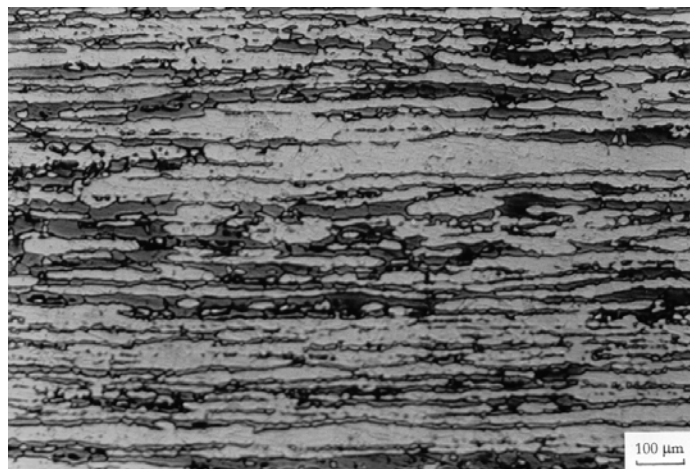


Figura 1: Tipica microstruttura di un acciaio inossidabile bifasico 2205.

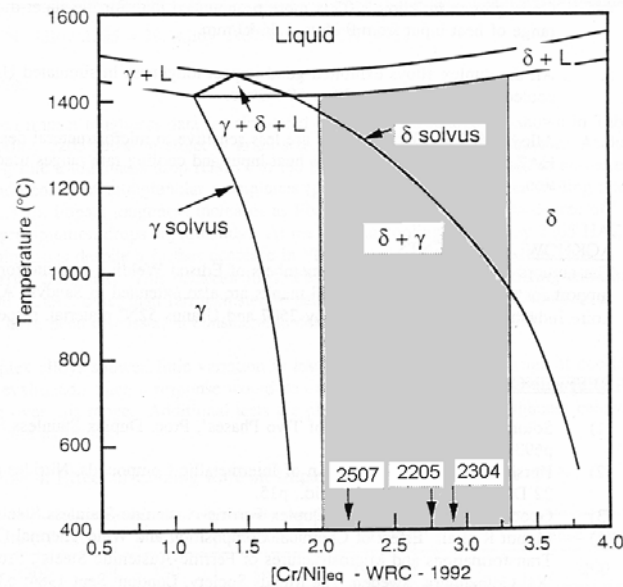


Figura 2: Diagramma pseudo binario per gli acciai inossidabili bifasici (Fe = 70 %) [11].

I grani di ferrite (di colore scuro) e quelli di austenite (più chiari) si presentano abitualmente allungati nella direzione di massima deformazione a causa dei processi di lavorazione plastica a caldo, siano essi di forgiatura che di laminazione, a cui l'acciaio è soggetto. Tale "fibrosità" microstrutturale provoca una generalizzata anisotropia delle caratteristiche resistenziali dei semilavorati [12, 13].

La tabella I presenta invece le composizioni chimiche degli acciai inossidabili bifasici più comunemente utilizzati e i relativi standard normativi di riferimento [1, 9, 14]. Benché la tabella si riferisca a prodotti semilavorati, le medesime composizioni chimiche sono disponibili anche sotto forma di getti.

Normativa	Denominazione commerciale	Cr	Ni	Mo	N	Altri	PREN
UNS S 31500 WNR 1.4417	3 RE 60	18,5	5	2,7	0,07	1,5 Si	23
UNS S 32304 WNR 1.4362 X3CrNiN 23 4	SAF 2304 UR 35 N	23	4	0,2	0,10	-	25
UNS S 32404 X3CrNiMoCu 21 7	UR 50	21	7	2,5	0,07	1,5 Cu	31
UNS S 31803 WNR 1.4462 NFA 36209 X3CrNiMoN 22 5	SAF 2205 UR 45 N 223 FAL AF22 VS22	22	5,3	3	0,16	-	35
UNS S 31803 WNR 1.4462	UR 45 N ⁺	22,8	6	3,3	0,18	-	36
UNS S 32200 X3CrNiMoN 25 7	UR 47 N	25	6,5	3	0,18	-	38
UNS S 32550	UR 52 N	25	6,5	3	0,18	1,6 Cu	38
UNS S 31260	N.A.R. DP-3	25	6,5	3	0,16	0,5 Cu - 0,3 W	38
UNS S 32760 WNR 1.4501	DP 3W	25	7	3	0,27	2 W	39

UNS S 32750 WNr 1.4410	SAF 2507 UR 47 N ⁺	25	7	3,8	0,28	-	41
UNS S 32550 X3CrNiMoCu 25 6	UR 52N ⁺	25	6	3,8	0,26	1,5 Cu	41
UNS S 32760	ZERON 100	25	7	3,6	0,25	0,7 Cu W	41
UNS S 32760 WNr 1.4501	DTS 25.7 NW Cu	25	7,5	4	0,27	1,7 Cu - 1 W	42
UNS S 32760 WNr 1.4501	DTS 25.7 NW	27	7,5	3,8	0,27	0,7 Cu W	44

Tabella I: Principali tipologie e relative designazioni degli acciai inossidabili bifasici.

La tabella riporta anche i valori dell'indice di resistenza alla corrosione puntiforme (*Pitting Resistance Equivalent Number* - PREN = %Cr + 3,3 · %Mo + 16 · %N) che permette una prima classificazione, anche se molto sommaria, in base alla resistenza in ambienti aggressivi. Si ricorda infine che tutti gli acciai inossidabili bifasici con PREN > 40 vengono denominati superduplex.

Sempre in riferimento alla tabella I sono necessari alcuni commenti che meglio permettono di evidenziare lo sviluppo di questa famiglia di acciai inossidabili:

1. si osserva una generale tendenza tra tutti i produttori ad aumentare i tenori di cromo, nichel e molibdeno per venire incontro alla richiesta di acciai inossidabili bifasici aventi sempre più elevata resistenza alla corrosione;
2. anche il tenore di azoto è progressivamente aumentato con il passare degli anni, sia per migliorare la saldabilità di tali acciai (rendendo più stabile la struttura bifasica) che per migliorare ulteriormente la resistenza alla corrosione localizzata;
3. gli sviluppi esposti ai punti 1) e 2) hanno indotto inoltre un sensibile miglioramento delle caratteristiche di resistenza meccanica;
4. sono state recentemente messe a punto particolari composizioni chimiche per la fabbricazione di acciai inossidabili bifasici a lavorabilità migliorata (mediante aggiunte di zolfo, rame, terre rare) [15] o di acciai inossidabili bifasici indurenti per precipitazione (con tenori silicio, alluminio e titanio) [16].

Tutt'altro che trascurabile, ai fini di un'ulteriore diffusione di questa classe di acciai, è da considerare, infine, il loro costo. In tabella II sono riportati, come esempio, gli indici di costo relativi a semilavorati estrusi (tubi) realizzati in acciaio inossidabile austenitico e bifasico [17]. In seguito al progressivo aumento del volume e delle tipologie di semilavorati prodotti con questo nuovo materiale, è prevedibile una sempre maggior concorrenza tra acciai inossidabili austenitici e bifasici, anche grazie al minore contenuto di nichel presente nella composizione chimica di questi ultimi.

Materiale	Indice di costo
AISI 304	100
AISI 316	133
SAF 2304	114
SAF 2205	141
SAF 2507	180

Tabella II: Indici di costo delle principali tipologie di acciaio inossidabile austenitico e bifasico.

Allo stato attuale, comunque, per coprire le esigenze degli utilizzatori finali tre sono i tipi principali di acciai inossidabili bifasici da considerare:

- tipo 22 Cr / 5 Ni / 3 Mo / 0,18 N (SAF 2205, UR45N, ecc.): è l'acciaio inossidabile bifasico per eccellenza, è sicuramente il più ampiamente utilizzato dei tre e riunisce in sé ottime doti di

saldabilità, eccellente resistenza alla tensocorrosione, alla corrosione per vaiolatura ed in fessura;

- tipo 25 Cr / 7 Ni / 3 Mo / 0,3 N (SAF 2507, UR52N+, ZERON 100): è l'acciaio inossidabile bifasico alto-legato per ambienti particolarmente aggressivi (impianti chimici, petrolchimici, strutture off-shore) ove è anche richiesta un'elevata resistenza meccanica;
- tipo 23 Cr / 4 Ni / 0,1 N (SAF 2304): è l'acciaio inossidabile bifasico basso-legato sviluppato come alternativa ai tipi 304 e 316 sia in termini di resistenza alla corrosione che in termini di costo.

TRATTAMENTI TERMICI E TRASFORMAZIONI STRUTTURALI

Per ottenere la microstruttura descritta in precedenza, gli acciai inossidabili bifasici sono posti in esercizio allo stato solubilizzato. Tale trattamento termico è eseguito abitualmente mantenendo l'acciaio nell'intervallo di temperature 1050-1150 °C, effettuando successivamente un drastico raffreddamento in acqua. È così possibile ottimizzare il rapporto ferrite-austenite (prossimo all'unità) favorendo la solubilizzazione delle eventuali seconde fasi precipitate durante la solidificazione primaria [18]. Particolare attenzione deve essere posta nell'esecuzione di questo trattamento termico: piccole variazioni della temperatura di trattamento possono infatti indurre modificazioni della quantità delle strutture presenti con sensibili variazioni sulle caratteristiche finali dell'acciaio. Un esempio di tale effetto è riportato in figura 4 [10].

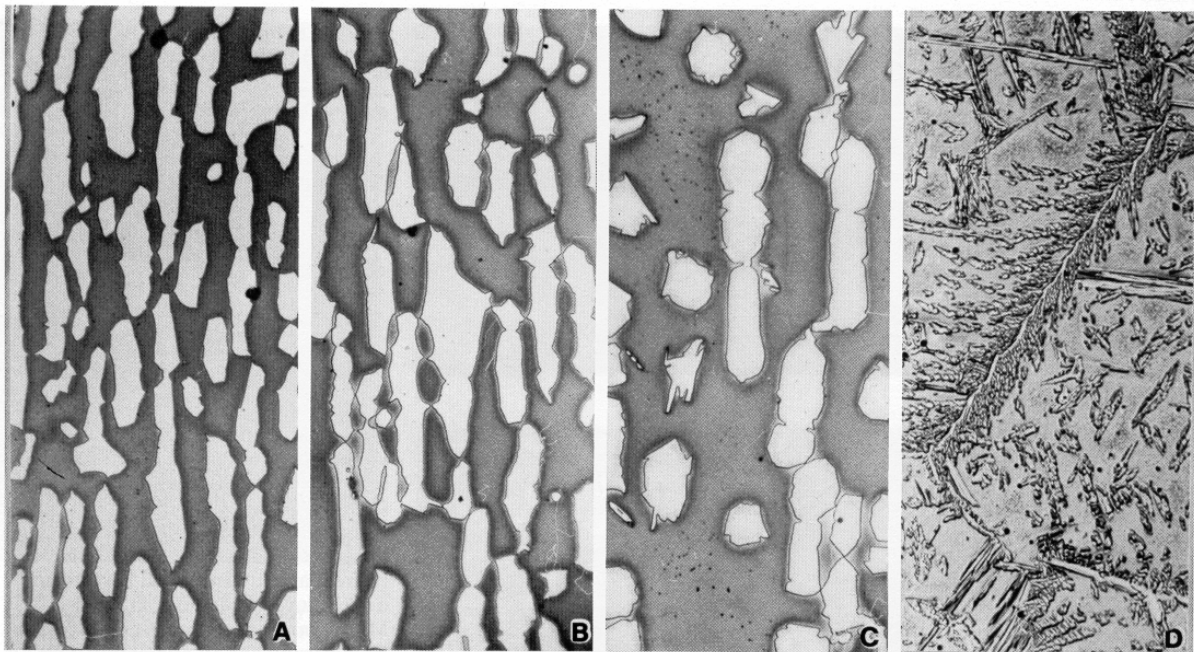


Figura 4: Influenza della temperatura di trattamento termico sulla percentuale dei costituenti [10]:
a) solubilizzazione a 1150°C, 62% di ferrite (x500); b) solubilizzazione a 1200°C, 68% di ferrite (x500)
c) solubilizzazione a 1250°C, 72% di ferrite (x500); d) solubilizzazione a 1300°C, 75% di ferrite (x100).

Un limite alle possibilità di impiego degli acciai inossidabili bifasici è dato dall'esistenza di due intervalli di temperature che devono essere considerati critici. Tali intervalli sono collocati attorno agli 800°C, ove il fenomeno predominante è costituito dalla precipitazione dei carburi di cromo e della fase σ [19], ed ai 475°C, in corrispondenza del quale si manifesta, per tempi di permanenza opportuni, la decomposizione spinodale della ferrite [20].

Nel primo caso i fenomeni che coinvolgono la formazione dei precipitati in corrispondenza delle temperature più elevate (800°C) devono essere tenuti in debita considerazione soprattutto se il componente meccanico viene realizzato facendo ampio ricorso a giunzioni mediante saldature. La formazione di carburi e/o nitruri di cromo e la precipitazione di fasi σ , χ ed R, che si manifestano

anche per brevi periodi di esposizione alla temperatura citata, possono infatti provocare sensibili riduzioni della tenacità del materiale e fenomeni di corrosione preferenziale in corrispondenza dei cordoni di saldatura.

Nel caso dell'ingrassimento a 475°C, invece, la decomposizione spinodale può rappresentare un problema in termini di decremento di tenacità qualora l'acciaio venga posto in esercizio per tempi prolungati a temperature superiori a quella ambiente (al riguardo si segnala che non sono note, per ora, applicazioni di acciai inossidabili bifasici al di sopra dei 300 °C [21]).

Entrambe le problematiche sono poi da tenere nella massima considerazione nel caso delle operazioni di deformazione plastica a caldo (laminazione, fucinatura) e del trattamento termico di semilavorati forgiati di grosse dimensioni [22].

In figura 5 è riportato il diagramma delle trasformazioni tempo temperatura (curve TTT) per le tre tipologie di acciai inossidabili più utilizzati (2205, 2507 e 2304).

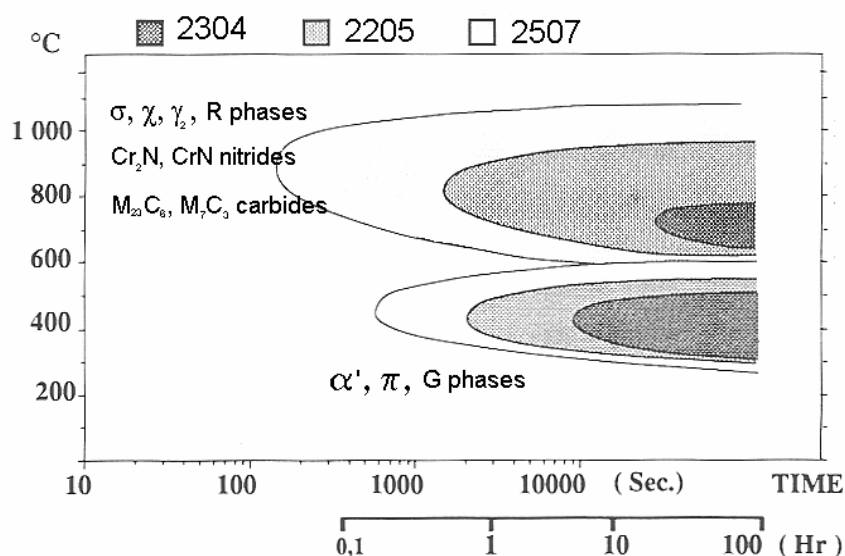


Figura 4: Curve di trasformazione tempo-temperatura degli acciai inossidabili bifasici.

PROPRIETÀ MECCANICHE

La particolare microstruttura degli acciai inossidabili bifasici consente di ottenere elevati valori sia del carico di snervamento (che risulta essere circa il doppio rispetto agli acciai inossidabili austenitici della serie AISI 300) sia del carico di rottura. In tabella III sono riportate alcune caratteristiche meccaniche indicative per le principali tipologie di acciai inossidabili bifasici.

ACCIAIO	CARATTERISTICHE MECCANICHE		
	$R_{p0,2}$ [MPa] <i>min.</i>	R_m [MPa]	A %
SAF 2304	400	600 ÷ 820	25
SAF 2205	450	680 ÷ 880	25
SAF 2507	550	800 ÷ 1000	25
AISI 304 *	210	515 ÷ 690	45
AISI 316 *	220	515 ÷ 690	40

* Acciai inossidabili austenitici (per confronto)

Tabella III: Proprietà meccaniche degli acciai inossidabili bifasici.

Gli acciai inossidabili bifasici mostrano un ottimo comportamento in termini di resilienza: la loro temperatura di transizione si attesta attorno ai -80°C/-100°C [1, 8, 23]. Anche dal punto di vista

della tenacità alla frattura evidenziano elevata resistenza all'innesco ed alla propagazione di cricca [13]. Gli unici problemi di infragilimento di questi acciai sono collegati, come già evidenziato precedentemente, a fenomeni di precipitazione di fasi dure e fragili (σ , χ , ecc.) e/o a decomposizione spinodale della ferrite.

Oggetto di studi sistematici è pure la resistenza a fatica sia in aria che in ambienti aggressivi [24, 25]. Rispetto ai tradizionali AISI 304 e 316, gli acciai inossidabili bifasici presentano un limite di fatica più elevato specialmente in acqua di mare e in tutte le soluzioni contenenti cloruri.

RESISTENZA ALLA CORROSIONE

Gli acciai inossidabili bifasici devono le loro ottime caratteristiche di resistenza alla corrosione alla possibilità di passivarsi anche in presenza di ambienti particolarmente aggressivi. Ciò è dovuto, come per tutti gli altri acciai inossidabili, all'elevato tenore di cromo presente nella loro composizione chimica.

Altro aspetto da considerare è poi il fatto che la resistenza alla corrosione di una lega non è mai una grandezza assoluta correlata univocamente alla composizione chimica dell'acciaio, ma è sempre relativa all'ambiente in cui l'acciaio stesso viene utilizzato.

È altresì noto che, proprio grazie alla loro particolare microstruttura, gli acciai inossidabili bifasici evidenziano, sempre a parità di ambiente, una velocità di corrosione generalmente minore rispetto, ad esempio, agli acciai inossidabili austenitici aventi tenori simili di cromo e molibdeno.

Di seguito vengono indicati alcuni ambienti ove gli acciai inossidabili bifasici sono stati utilizzati con successo [26]:

- acido solforico puro (varie concentrazioni): tipi 2205 o 2507 in sostituzione dell'AISI 316/316L;
- acido solforico (varie concentrazioni) contaminato da cloruri: tipi 2205 o 2507 in sostituzione dell'AISI 316/316L;
- acido nitrico concentrato: tipo 2304 in sostituzione dell'AISI 304L, da evitare i tipi contenenti molibdeno;
- idrossido di sodio (varie concentrazioni): tipi 2205 o 2507 in sostituzione dell'AISI 304/316;
- ambienti caustici in generale (concentrazioni <30%) anche contaminati da cloruri: tipi 2205 o 2507 in sostituzione dell'AISI 304/316;
- acido fosforico concentrato: tipi 2205 o 2507 in sostituzione dell'AISI 304/316;
- acido fosforico concentrato contaminato da cloruri o fluoruri: tipi 2205 o 2507 in sostituzione dell'AISI 304/316;
- acido acetico (varie concentrazioni): tipi 2205 o 2507 in sostituzione dell'AISI 304/316;
- acido acetico (concentrazione 50%) con acido formico: tipi 2205 o 2507 in sostituzione dell'AISI 304/316;
- acido formico (varie concentrazioni): 2507 in sostituzione dell'AISI 316 e del titanio.

Ma è soprattutto nell'ambito dei fenomeni di corrosione localizzata che la microstruttura austeno-ferritica di questi materiali garantisce un'eccellente comportamento.

La resistenza alla corrosione sotto tensione in ambienti contenenti cloruri (anche in presenza di CO_2 o H_2S) è nettamente superiore a quella degli acciai inossidabili austenitici ed è paragonabile a quella degli acciai inossidabili superaustenitici e delle superleghe a base nichel [27].

Significativa è la resistenza alla corrosione puntiforme ed alla corrosione in fessura a motivo dei tenori elevati di cromo, molibdeno ed azoto presenti nella composizione chimica degli acciai inossidabili bifasici [26]. A questo proposito si ricorda che un parametro correlato con questi due meccanismi di corrosione è il già citato PREN che, per la famiglia degli acciai inossidabili bifasici, è normalmente compreso tra 35 e 45 e, pertanto, nettamente superiore al minimo richiesto pari a 30 per una buona resistenza alla vaiolatura in acqua di mare [28].

Un confronto tra gli acciai inossidabili bifasici e gli acciai inossidabili austenitici sulla base di tale parametro è mostrato in figura 5.

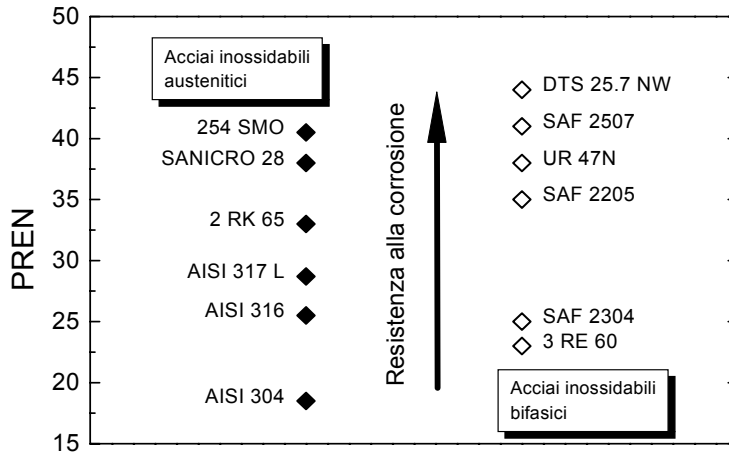


Figura 5: Confronto tra la resistenza alla corrosione degli acciai inossidabili austenitici e bifasici in funzione del PREN.

APPLICAZIONI

Negli ultimi dieci anni si è assistito ad un progressivo incremento dell'impiego degli acciai inossidabili bifasici per la realizzazione di numerosi componenti meccanici.

I campi di utilizzo di questa classe di acciai si sono progressivamente ampliati anche grazie all'incessante attività di ricerca volta sia all'ottimizzazione della composizione chimica e dei trattamenti termici sia alla messa a punto dei procedimenti di saldatura.

Molte applicazioni sono già state precedentemente citate in relazione alle specifiche proprietà di questa classe di acciai inossidabili; qui riportiamo un breve elenco, tutt'altro che esaustivo, in base alle tipologie di impianto o ai componenti realizzati:

- impianti chimici;
- impianti petrolchimici;
- impianti per l'industria cartaria;
- impianti per l'industria alimentare;
- strutture off-shore;
- tubazioni e valvolame per il trasporto di fluidi o gas industriali;
- scambiatori di calore;
- serbatoi di stoccaggio;
- recipienti in pressione;
- elementi architettonici ed applicazioni nell'edilizia.

Inoltre in un'ottica di scelta dei materiali impostata con i criteri della "Life Cycle Cost", ovvero un'analisi dei costi di realizzazione di un sistema complesso basata sull'intero ciclo utile di vita del sistema, gli acciai inossidabili bifasici possono risultare vincenti rispetto ai materiali metallici tradizionali nella realizzazione di sistemi economicamente competitivi [29].

ASPETTI METALLURGICI E SALDABILITÀ DEGLI ACCIAI INOSSIDABILI BIFASICI

In qualunque giunto, realizzato mediante un processo di saldatura per fusione, è sempre possibile individuare due zone in cui si sono verificati particolari fenomeni metallurgici che possono alterare le normali caratteristiche microstrutturali della lega [30, 31].

Queste due zone vengono denominate zona fusa (ZF) e zona termicamente alterata (ZTA). La ZF è la porzione del giunto che è stata portata a fusione durante l'operazione di saldatura; la ZTA è, invece, la zona adiacente alla ZF in cui il metallo base, pur non avendo raggiunto la temperatura di fusione, ha subito alterazioni permanenti sia di carattere microstrutturale che meccanico e/o di resistenza alla corrosione, per effetto delle elevate temperature del processo di saldatura.

In figura 6 è mostrata la tipica microstruttura di una giunzione saldata in un acciaio inossidabile bifasico; è chiaramente distinguibile sia la ZF che la ZTA oltre, ovviamente, al metallo base.



Figura 6: Aspetto microstrutturale tipico di un cordone di saldatura in acciaio inossidabile bifasico, realizzato con tecnologia TIG.

Come è ben noto [32] la ZF, per effetto dei fenomeni collegati al rapido raffreddamento dopo saldatura (sottoraffreddamento costituzionale), presenta una microstruttura dendritica colonnare ramificata al termine della solidificazione completa del giunto.

Poiché il diagramma di stato pseudo-binario degli acciai inossidabili bifasici presenta una solidificazione del liquido in fase completamente ferritica (vedi figura 2 [11]), la ZF tende ad evidenziare una microstruttura completamente (o quasi completamente) ferritica: questo è ciò che, praticamente, si verifica in presenza di giunti saldati senza metallo d'apporto [11]. Tale situazione è inaccettabile sia da un punto di vista meccanico (inteso come tenacità a frattura) che, soprattutto, in termini di resistenza alla corrosione: la microstruttura ferritica ha, infatti, una resistenza alla corrosione generalizzata inferiore rispetto alla microstruttura austenitica [33].

Per ovviare al problema è quindi opportuno provvedere all'utilizzo di un metallo d'apporto ricco di elementi di lega austenitizzanti (nickel e azoto) che, per effetto della diluizione con il metallo base, induca la formazione di strutture miste austeno-ferritiche anche nella ZF del giunto saldato. Un valido ausilio è dato anche dall'uso di gas di protezione ricchi di azoto [34].

Una certa analogia con quanto appena citato si verifica anche nella ZTA. Qui, pur non giungendo a fusione, si osserva un'alterazione termica che riscalda il metallo in campo completamente ferritico (vedi sempre il diagramma pseudo-binario di figura 2 [11]); per conseguenza del successivo rapido raffreddamento, compare in ZTA una microstruttura prevalentemente ferritica a grano ingrossato dannosa per la resistenza del giunto saldato [33].

In tal caso, non essendo possibile utilizzare opportuni metalli d'apporto, si può operare in due direzioni distinte: da un lato si aggiunge azoto durante la fabbricazione dell'acciaio (in tenori variabili dallo 0,1% allo 0,3%) come elemento di lega per innalzare la curva del $solidus \delta \rightarrow \gamma$ (stabilizzando così la microstruttura austenitica) e dall'altro si limita il più possibile l'estensione della ZTA attraverso la riduzione dell'apporto termico specifico del processo di saldatura. La riduzione dell'apporto termico specifico permette inoltre di evitare la formazione di microstrutture anomale (di solito composti e/o seconde fasi ricche di cromo) con conseguente peggioramento della resistenza alla corrosione.

I problemi metallurgici evidenziati in ZF e ZTA permettono, infine, di indicare la linea di sviluppo di questi ultimi anni degli acciai inossidabili bifasici e dei relativi procedimenti di saldatura: livelli sempre più elevati di azoto nella composizione chimica e metodi di saldatura automatizzati a basso apporto termico specifico, con metallo d'apporto [35].

TECNOLOGIE DI SALDATURA DEGLI ACCIAI INOSSIDABILI BIFASICI

Per la saldatura degli acciai inossidabili bifasici sono in generale utilizzate le seguenti tecnologie di saldatura [36]:

- saldatura ad arco con elettrodi rivestiti (SMAW - Shielded Metal Arc Welding);
- saldatura TIG (GTAW - Gas Tungsten Arc Welding);
- saldatura MIG (GMAW - Gas Metal Arc Welding);
- saldatura con elettrodi animati (FCAW - Flux Cored Arc Welding);
- saldatura ad arco sommerso (SAW - Submerged Arc Welding);
- saldatura ad arco plasma (PAW - Plasma Arc Welding).

La scelta del processo dipende da considerazioni sia di natura tecnica che economica, senza dimenticare le peculiarità metallurgiche legate ad ogni singolo procedimento [30, 31].

A titolo puramente indicativo si può citare che la tecnica TIG con metallo d'apporto è impiegata per saldatura di tubi, eventualmente associata a tecniche MIG o ad elettrodi rivestiti per il completamento dei giunti. Per i giunti di testa su lamiere sono più diffuse le tecniche a elettrodo rivestito, ad arco sommerso o ad elettrodo animato. Per sezioni sottili è indicato l'arco plasma, mentre per le riparazioni ben si presta il processo ad elettrodo rivestito.

In generale i processi manuali garantiscono valori più elevati di rendimento (inteso come rapporto tra il peso del metallo depositato e il peso del metallo dell'elettrodo), mentre per le tecniche TIG e ad elettrodo rivestito il rendimento ha valori più bassi; per altro questi ultimi due processi consentono una maggiore versatilità. Ovviamente, attraverso l'automatizzazione, è possibile incrementare le rese a parità di processo.

IL METALLO D'APPORTO

La scelta del corretto metallo d'apporto e quindi dell'elettrodo più opportuno in relazione al processo di saldatura è, come per tutti gli acciai inossidabili, un elemento molto importante per la garanzia della qualità del giunto saldato, sia dal punto di vista della resistenza meccanica che della resistenza alla corrosione.

Esistono, a tal proposito, specifiche normative di riferimento sia nazionali che internazionali, quali ad esempio la EN 1600-97, la PrEN 12072-XX, la AWS A 5.4-92 e la AWS A 5.9-93. Inoltre, tutti i produttori di acciai inossidabili duplex e superduplex forniscono anche i relativi materiali per saldatura: è quindi buona norma fare riferimento a questi per la scelta del tipo di elettrodo più indicato.

In generale la composizione chimica del metallo d'apporto deve garantire -come già precedentemente osservato- la formazione, dopo solidificazione, di una zona fusa formata da strutture miste austeno-ferritiche. A titolo puramente indicativo per l'acciaio inossidabile bifasico tipo 2205 si consigliano elettrodi con tenori del 22% di Cr, 9% di Ni e 3% di Mo, mentre per il tipo 2507 sono preferibili elettrodi con tenori del 25% di Cr, 9% di Ni e 3% di Mo. In entrambi i casi gli elettrodi sono arricchiti con azoto in tenori dell'ordine dello 0,2-0,25%[37].

PARAMETRI DI SALDATURA

Circa i parametri di saldatura da utilizzare, a titolo indicativo, sono riportati nelle tabelle IV, V e VI alcuni dati per le tecniche MIG, ad arco con elettrodi rivestiti e ad arco sommerso [37, 38]. Per questi acciai, comunque, il valore consigliato dell'apporto termico specifico è contenuto nell'intervallo 0.5÷2.5 kJ/mm (15÷65 kJ/pollice), onde evitare la formazione di strutture anomale che possano peggiorare la resistenza meccanica e la resistenza alla corrosione della giunzione [39]. A tal proposito la scelta dei parametri di saldatura, ad esempio, può essere fatta in accordo alla seguente formula, di validità del tutto generale:

$$\text{Apporto Termico Specifico} = (V \cdot A \cdot 60) / (S \cdot 1000)$$

dove V è la tensione in Volts, A è la corrente in Ampere ed S è la velocità di avanzamento della pistola di saldatura in pollici/min.

Diametro del metallo d'apporto [mm] Condizione di deposizione	Corrente [A]	Tensione [V]
1 - drop arc	90-120	19-21
1,2 - drop arc	110-140	20-22
1 - spray arc	170-200	26
1,2 - spray arc	210-280	29
1,6 - spray arc	270-330	30

Tabella IV: Parametri ottimali per processi di saldatura MIG (GMAW) su acciai inossidabili bifasici

Diametro del metallo d'apporto [mm]	Corrente [A]	Tensione [V]
2	35-60	22-28
2,5	60-80	22-28
3,25	80-120	22-28
4	100-160	22-28

Tabella V: Parametri ottimali per processi di saldatura ad arco con elettrodi rivestiti (SMAW) su acciai inossidabili bifasici.

Diametro del metallo d'apporto [mm]	Corrente [A]	Tensione [V]
2,5	250-450	28-32
3,25	300-500	29-34
4	400-600	30-35
5	500-700	30-35

Tabella VI: Parametri ottimali per processi di saldatura ad arco sommerso (SAW) su acciai inossidabili bifasici.

GAS DI PROTEZIONE

I gas di protezione più comunemente utilizzati, in relazione ai vari tipi di processo di saldatura, sono riportati nella tabella VII [36].

Processo	Tipologie di gas utilizzate
TIG	Ar 99,996%; Ar+2%N ₂ ; Ar+5%N ₂
MIG	Ar+1%O ₂ ; Ar+30%He+1%O ₂ ; Ar+2%CO ₂ ; Ar+15%He+2%CO ₂
Elettrodo animato	Ar+1%O ₂ ; Ar+20%CO ₂ ; Ar+2%CO ₂ ; CO ₂
Arco-plasma	Ar 99,996%

Tabella VII: Processo di saldatura e relativo gas di protezione per acciai inossidabili bifasici

Per quanto riguarda la protezione a rovescio (o del retrogiunto) sono impiegati argon puro (Ar 99,996%), azoto (N al 99,996%) o anche miscele di azoto ed idrogeno (N 90%, H 10%). Quest'ultima miscela garantisce un migliore aspetto finale del giunto, ma è necessaria una maggiore attenzione per evitare l'assorbimento dell'idrogeno nel giunto, con conseguenti possibili problemi di infragilimento.

Sempre va posta attenzione ai livelli di umidità presente: tutti i gas devono avere umidità massima non superiore a 40 ppm e punto di rugiada massimo di -50 °C, ad eccezione del CO₂ per cui gli stessi parametri diverranno 200 ppm e -35 °C (UNI-EN 439).

Si ricordi infine che è necessario anche evitare eccessive emissioni di N₂ dal bagno fuso; è perciò necessario porre attenzione alla pressione del gas ed eventualmente ricorrere comunque a miscele contenenti fino al 5% di N₂.

PREPARAZIONE DEI LEMBI

La preparazione dei lembi per acciai inossidabili duplex e superduplex è di sicuro ausilio per assicurare una piena penetrazione, nonché per evitare disuniformità di composizione chimica nella zona saldata. La preparazione va effettuata in funzione del procedimento di saldatura impiegato, facendo anche attenzione alla pulizia delle superfici allestite, che devono essere prive di residui di ogni genere (olio, grasso, sporco in genere, ecc.).

Nella tabella VIII sono riportate alcune tipiche soluzioni applicative per la preparazione dei lembi in giunzioni saldate di acciaio inossidabile bifasico [38].

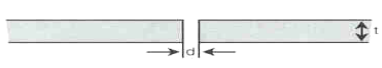
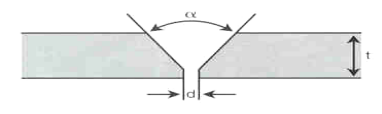
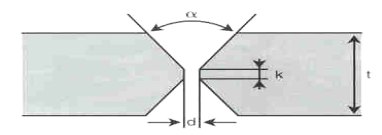
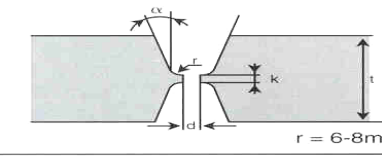
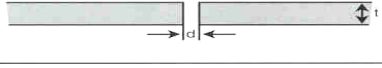
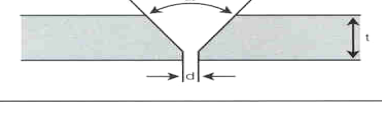
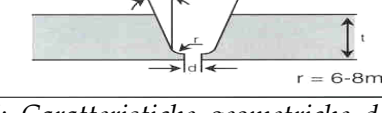
GROOVE	Process	Thickn. th(mm)	GAP d (mm)	ROOT K (mm)	BEVEL α (mm)
	GTAW	3 - 5	1 - 3	-	-
	GMAW	3 - 6	1 - 3	-	-
	SMAW	3 - 4	1 - 3	-	-
	SMAW	4 - 15	1 - 3	1 - 2	55 - 65
	GTAW	3 - 8	1 - 3	1 - 2	60 - 70
	GMAW	5 - 12	1 - 3	1 - 2	60 - 70
	SAW	9 - 12	0	5	80
	SMAW	> 10	1.5 - 3	1 - 3	55 - 65
	GMAW	> 10	1.5 - 3	1 - 3	60 - 70
	SAW	> 10	0	3 - 5	90
	SMAW	> 25	1 - 3	1 - 3	10 - 15
	GMAW	> 25	1 - 3	1 - 3	10 - 15
	SAW	> 25	0	3 - 5	10 - 15
	GTAW	> 3	0 - 2	-	-
	GMAW	> 3	0 - 2	-	-
	SMAW	> 3	0 - 2	-	-
	SMAW	3 - 15	2 - 3	1 - 2	60 - 70
	GTAW	2.5 - 8	2 - 3	1 - 2	60 - 70
	GMAW	3 - 12	2 - 3	1 - 2	60 - 70
	SAW	4 - 12	2 - 3	1 - 2	70 - 80
	SMAW	12 - 60	1 - 2	2 - 3	10 - 15
	GTAW	> 8	1 - 2	1 - 2	10 - 15
	GMAW	> 12	1 - 2	2 - 3	10 - 15
	SAW	> 10	1 - 2	1 - 3	10 - 15

Tabella VIII: Caratteristiche geometriche dei cianfrini (lembi) in relazione al procedimento di saldatura adottato per acciai inossidabili bifasici [38].

TRATTAMENTI PRE- E POST-SALDATURA

Per gli acciai inossidabili bifasici, come regola di carattere generale, non sono necessari riscaldamenti prima delle operazioni di saldatura; questi addirittura potrebbero essere deleteri inducendo fenomeni di precipitazione di seconde fasi, nocive per la resistenza alla corrosione del giunto saldato (si veda nuovamente il diagramma di figura 4) [39]. Solo se esiste una prescrizione specifica, giustificata ad esempio dalla necessità di limitare l'eccessiva formazione di ferrite in conseguenza di un rapido raffreddamento, il preriscaldamento sarà parte determinante per il processo di saldatura. In generale, la temperatura di preriscaldamento sarà dell'ordine dei 150 °C.

Anche i trattamenti post-saldatura sono generalmente superflui. Solo nel caso di giunti fortemente sollecitati o per i quali siano state possibili trasformazioni strutturali che ne abbiano diminuito la resistenza alla corrosione, il trattamento di solubilizzazione ripristinerà le condizioni ottimali del materiale. Le temperature per tale trattamento, come già indicato, sono di 1050÷1100 °C per gli inossidabili bifasici tipo 2304 e 2205, mentre sono di 1070÷1120 °C per quelli al 25% di cromo e per i superduplex. Il transitorio termico in fase di riscaldamento deve essere rapido, così come il raffreddamento, che avviene abitualmente in acqua. I tempi di permanenza in temperatura possono variare dai 5 ai 30 minuti. Talvolta è opportuno eseguire il trattamento in atmosfera inerte per evitare la formazione di ossidi superficiali. Si ricorda infine che, operando a temperature così elevate, si devono controllare e opportunamente limitare le deformazioni dovute a fenomeni di dilatazione termica.

PULIZIA FINALE DEL GIUNTO

La pulizia successiva alla saldatura non differisce da quella degli acciai inossidabili convenzionali [38]. Occorre comunque ribadire, in questa sede, come una giunzione saldata non accuratamente pulita possa vanificare la scelta di un materiale "pregiato" quale è l'acciaio inossidabile bifasico. Le zone ossidate per effetto della saldatura costituiscono sempre sedi preferenziali per l'innescò di fenomeni corrosivi, tanto da portare all'insorgere di tali fenomeni anche in condizioni che per il materiale base sono del tutto innocue. La pulizia non deve ovviamente lasciar traccia del prodotto impiegato per la sua esecuzione; il successivo lavaggio deve perciò essere abbondante per evitare che eventuali residui divengano, essi stessi, l'elemento responsabile di indesiderati attacchi corrosivi. Come sempre è bene consultare i produttori per avere precise indicazioni sia sui prodotti sia sui procedimenti più idonei alla pulizia dopo saldatura.

BIBLIOGRAFIA

- [1] J. Charles, Proc. 3rd Int. Conf. Duplex Stainless '91, Beaune, France, Les éditions de Physique 1991, Vol.1, p.3
- [2] B.E.S.Lindblom, The Royal Institute of Technology, Stockholm, Sweden, TRITA - WT 9001, ISBN 91-7170-001-3, 1990.
- [3] J.H.G.Monypenny, *Stainless Iron and Steel*, 2nd revised ed., Chapman & Hall, London, 1931.
- [4] D. Peckner, I. M. Bernstein, *Handbook of Stainless Steel*, McGraw-Hill, New York, 1977.
- [5] US Patent N° 3,337,331.
- [6] German Patent Application DT 2 255 673, 1972.
- [7] M. Liljas, Proc. 4th Int. Conf. Duplex Stainless '94, Glasgow, Scotland, The Welding Institute, 1994, Vol.1, paper KV.
- [8] J. Charles, Proc. 3rd Int. Conf. Duplex Stainless '91, Beaune, France, Les éditions de Physique, 1991, Vol.1, p.151.
- [9] T. Odelstam, Proc. 5th Int. Symposium on Corrosion in the Pulp and Paper Industry, Vancouver, B. C., Canada, 1986.
- [10] W. Nicodemi, *Introduzione agli acciai inossidabili*, Associazione Italiana di Metallurgia, Milano, 1996, p. 33-41.
- [11] J. C. Lippold, I. Varol, W. A. Baeslack III, Proc. 3rd Int. Conf. Duplex Stainless '91, Beaune, France, Les éditions de Physique, 1991, Vol.1, p.383.
- [12] W. B. Hutchinson, K. Ushioda, G. Runnsjo, *Mat. Sci.and Techn.*, September 1985, vol.1 p.728.
- [13] R. Roberti, W. Nicodemi, G. M. La Vecchia, Sh. Basha, Proc. Int. Conf. Stainless Steel '91, Chiba, Japan, The Iron & Steel Institute of Japan, 1991, p.700.
- [14] J. Charles, Proc. 4th Int. Conf. Duplex Stainless '94, Glasgow, Scotland, The Welding Institute, 1994, Vol.1, paper KI.
- [15] C. G. Carlborg, Å. Nilsson, P. Å. Franklind, Proc. 3rd Int. Conf. Duplex Stainless '91, Beaune, France, Les éditions de Physique, 1991, Vol.1, p.685.

- [16] J. Pleva, Proc. Int. Conf. Applications of Stainless Steels '92, Stockolm, Sweden, The Metal Society, 1992, Vol.1, p.326.
- [17] M. Mearini, Sandvik Italia, comunicazione personale.
- [18] R. D. Longbottom, F. H. Hayes, Proc. 4th Int. Conf. Duplex Stainless '94, Glasgow, Scotland, The Welding Institute, 1994, Vol.1, paper 124.
- [19] J. Charles: "Duplex stainless steels: from theory to the practice", Proc. Int. Conf. Stainless Steel '93, Florence, 1993, vol.3 p.29.
- [20] B. Josefsson, J. O. Nilsson, A. Wilson, Proc. 3rd Int. Conf. Duplex Stainless '91, Beaune, France, Les éditions de Physique, 1991, Vol.1, p.67.
- [21] M. Guttman, Proc. 3rd Int. Conf. Duplex Stainless '91, Beaune, France, Les éditions de Physique, 1991, Vol.1, p.79.
- [22] R. Cozar, J. M. Lardon, B. Mayonobe, Proc. 4th Int. Conf. Duplex Stainless '94, Glasgow, Scotland, The Welding Institute, 1994, Vol.1, paper 84.
- [23] H. Nordberg, Proc. Int. Conf. Innovation Stainless Steel, Florence, Italy, Associazione Italiana di Metallurgia, 1993, Vol.2, p.217.
- [24] C. J. Mockler, M. A. Spence, A. Humphreys, Proc. 4th Int. Conf. Duplex Stainless '94, Glasgow, Scotland, The Welding Institute, 1994, Vol.3, paper 52.
- [25] T. J. Marrow, J. E. King, *Fatigue Fract. Engng.Mater. Struct.*, Vol.17, n°7, 1994, p.761.
- [26] J. M. Nicholls, Proc. 4th Int. Conf. Duplex Stainless '94, Glasgow, Scotland, The Welding Institute, 1994, Vol.1, paper KIII.
- [27] R. Francis, Proc. 4th Int. Conf. Duplex Stainless '94, Glasgow, Scotland, The Welding Institute, 1994, Vol.2, paper KIV.
- [28] C. Bodine et al.: "Microstructure and related material characteristics of some duplex austenitic-ferritic alloys with less than 40 percent ferrite", American Soc. for Testing Material, 1979.
- [29] L. M. Smith, M. Celant, Proc. 4th Int. Conf. Duplex Stainless '94, Glasgow, Scotland, The Welding Institute, 1994, Vol.3, paper KIX.
- [30] W. Nicodemi, M. Vedani, *La Metallurgia nelle Tecnologie di Produzione*, Associazione Italiana di Metallurgia, Milano, 1998.
- [31] J. F. Lancaster, *Metallurgy of Welding*, Allen & Unwin, London, 4th revised edition, 1987, p.237-241.
- [32] M. Balbi, *L'acciaio inossidabile*, anno 52, n.4, 1985, p.19-23
- [33] B.E.S. Lindblom, B. Lundqvist, N.E. Hannerz, Proc. 3rd Int. Conf. Duplex Stainless '91, Beaune, France, Les éditions de Physique, 1991, Vol.1, p.373-382.
- [34] J. Foct, T. Magnin, P. Perrot, J.B. Vogt, Proc. 3rd Int. Conf. Duplex Stainless '91, Beaune, France, Les éditions de Physique, 1991, Vol.1, p.49-65.
- [35] M. Boniardi, W. Nicodemi, G. Maioli, M. Mearini, Atti del Convegno Materiali - ricerche e prospettive tecnologiche alle soglie del 2000, FAST, Milano, 1997, Vol.1, p.165-176.
- [36] D. J. Kotecki, J. L. P. Hilkes, Proc. 4th Int. Conf. Duplex Stainless '94, Glasgow, Scotland, The Welding Institute, 1994, Vol.2, paper KVI.
- [37] L. van Nassau, Proc. 5th Int. Conf. Duplex Stainless '97, Maastricht, The Netherlands, 1997, Vol.1, p. 17-28.
- [38] AA.VV., *Practical Guidelines for the Fabrication of Duplex Stainless Steels*, International Molybdenum Association, London, UK, 1999.
- [39] R. N. Gunn, Proc. 5th Int. Conf. Duplex Stainless '97, Maastricht, The Netherlands, 1997, Vol.1, p. 335-345.