

La metallurgia della saldatura negli acciai inox e l'innovazione

M. Vedani

L'articolo riassume in forma forzatamente sintetica alcuni temi concernenti le recenti innovazioni compiute nel campo della saldatura degli acciai inossidabili. Per necessità di spazio e per la volontà di coprire, seppure molto brevemente, argomenti di vario genere e interesse sulla metallurgia della saldatura, sono stati scelti quattro temi principali. Dapprima ci si è soffermati sui miglioramenti subiti dai diagrammi strutturali per le saldature e sull'introduzione di metodi alternativi per la previsione delle strutture di saldatura. Con l'avvento dell'era dei processi ad elevata densità di energia era naturale esaminare poi come le strutture e le possibilità di previsione potessero svilupparsi in condizioni di rapida solidificazione e raffreddamento del metallo saldato. In seguito vengono riportati i risultati di ricerche sul moto convettivo del liquido nella pozza di fusione e commentate le implicazioni sulla penetrazione del cordone e l'influenza degli elementi di lega. Infine non poteva mancare un breve cenno alla famiglia degli acciai inossidabili che in questi ultimi anni è arrivata a completa maturazione, la cui saldatura comporta problematiche e aspetti molto interessanti: quella degli acciai inossidabili duplex.

Parole chiave: acciaio inossidabile, saldatura, solidificazione

EVOLUZIONE NEI DIAGRAMMI STRUTTURALI

La recente innovazione nei diagrammi strutturali prende origine nell'ormai lontano 1988 quando furono pubblicati i primi risultati di una ricerca promossa dal Welding Research Council (WRC) negli USA per definire un nuovo diagramma strutturale sulla base delle informazioni raccolte in una banca dati corrispondente a più di 950 saldature eseguite con diversi procedimenti di cui erano noti composizione dei metalli base e d'apporto oltre che il risultante numero di ferrite nel metallo saldato [1]. Il diagramma ottenuto si proponeva di migliorare la precisione della stima del tenore di ferrite nei cordoni di saldatura dei convenzionali acciai della serie AISI 300 e di estendere abbondantemente l'accuratezza anche al campo delle leghe bifasiche (acciai duplex), ormai ampiamente utilizzate ma quasi sconosciute e trascurate nella originale definizione dei diagrammi, ai tempi di Schaeffler e di De Long. La validità dichiarata si estendeva quindi fino a valori del numero di ferrite (FN) pari a 100 corrispondente a circa 65% in volume di ferrite, con le seguenti limitazioni nel tenore degli elementi di lega: Mn <1%, Mo <3%, N <0,2%, Si <1%. Per l'analisi dei dati, nella definizione del diagramma WRC 1988 si era fatto uso di una tecnica di regressione lineare multipla considerando i dati di FN come variabile indipendente. Tra le differenze maggiori rispetto alle vecchie versioni dei diagrammi strutturali per gli acciai inossidabili risultavano dei pesi per Mn e Si molto limitati che hanno portato all'omissione di questi elementi nel computo dei valori del Ni_{eq} e Cr_{eq} rispettivamente. Sulla base dei risultati venne proposto il diagramma illustrato in figura 1, valido solo per intervalli di Ni_{eq} compresi tra 9 e 17 e di Cr_{eq} tra 17 e 30.

Inizialmente, nel 1948, Schaeffler definì un diagramma che prevedeva un fascio di linee iso-ferrite uscenti da un punto comune; la quantità di ferrite era valutata in volume percentuale sulla base di misurazioni metallografiche. De Long in seguito (nel 1974) focalizzò l'attenzione sul campo corri-

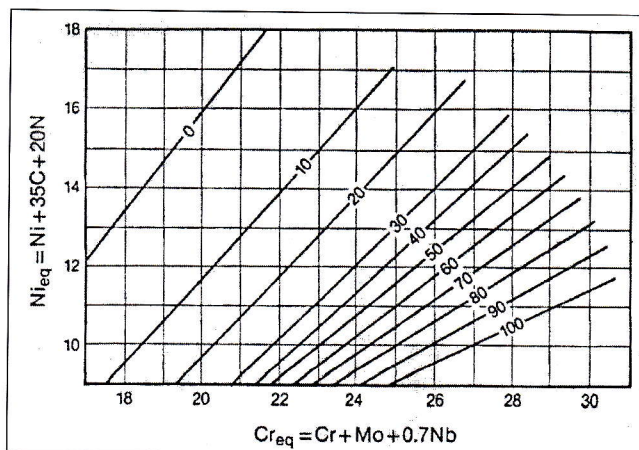


Figura 1. Diagramma WRC88 con le nuove formule per il calcolo degli equivalenti [1]

Figure 1. WRC88 diagram and corresponding formulas for equivalent calculation [1]

spondente agli acciai della serie 300. Venne introdotto l'effetto austenitizzante dell'azoto e la valutazione della ferrite con metodo magnetico che meglio si prestava a misurazioni ripetitive e standardizzabili. Negli anni, il metodo magnetico per la misura della ferrite si è rivelato molto affidabile; vennero poi messi a punto campioni primari di taratura costituiti da supporti magnetici ai quali veniva sovrapposto uno strato non magnetico di spessore variabile in modo da ottenere vari gradi standard di FN [2]. In realtà i metodi di misura metallografico e magnetico davano dati quasi coincidenti fino a FN = 9 per poi divergere con il valore di FN che aumentava più velocemente del dato espresso come % in volume. Di fatto oggi si hanno anche standard secondari costituiti da campioni massivi a tenori di ferrite nota e le apparecchiature di misurazione commerciali sfruttano la misura della forza di attrazione di un magnete oppure si basano sulla misura della permeabilità magnetica. Nello stesso periodo di De Long si iniziava a comprendere che la criccabilità a caldo degli acciai, in particolare di quelli austenitici, era legata non tanto al contenuto di ferrite residua nella saldatura a

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

Memoria presentata alle GdS "Innovazione nella saldatura degli acciai inossidabili, organizzate da AIM, Milano 21 novembre 2000

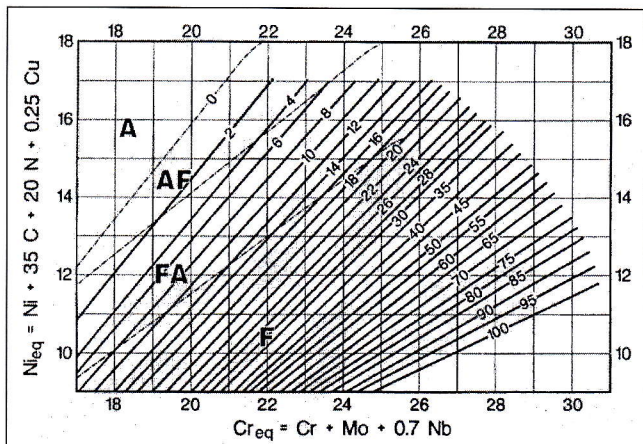


Figura 2. Diagramma WRC92 con le nuove formule per il calcolo degli equivalenti [6]

Figure 2. WRC92 diagram and corresponding formulas for equivalent calculation [6]

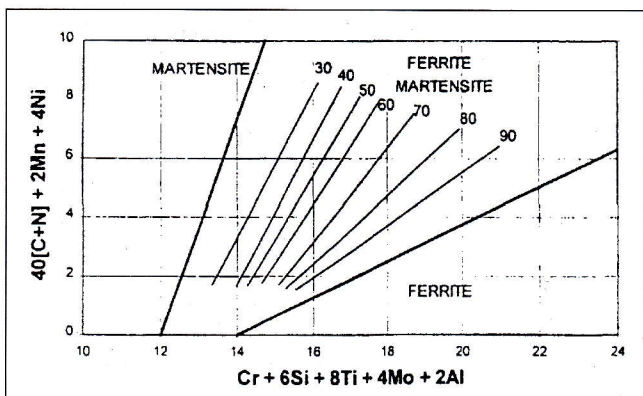


Figura 3. Diagramma strutturale per gli acciai ferritici/martensitici proposto da Balmforth [7]

Figure 3. Structural diagram for ferritic and martensitic stainless steels proposed by Balmforth [7]

temperatura ambiente ma piuttosto al modo di solidificazione: affianco alla previsione del tenore di ferrite apparivano diversi diagrammi che riportavano anche i dati sul modo di solidificazione primario [3-5]. Con il diagramma WRC88 sono stati anche ripresi i dati che permisero di definire il modo di solidificazione sulle vecchie versioni dei diagrammi strutturali. Sono così stati ricalcolati e aggiornati i confini delle zone con solidificazione A, AF, FA ed F, riportandoli nel nuovo diagramma e constatando una buona coerenza dei campi e la possibilità di ottenere valutazioni molto precise. Sempre dal confronto dei dati, la separazione tra i campi AF e FA consentiva di delimitare con buon dettaglio le saldature soggette a cricatura da quelle integre.

Nell'ottica della maggiore ampiezza di utilizzo possibile, è stata ben presto evidenziata la necessità di considerare nei diagrammi strutturali l'effetto del rame, presente in alcune qualità di acciai inossidabili, in special modo in alcuni acciai austenitici per deformazione plastica a freddo oppure in alcune qualità duplex da fonderia. Utilizzando un nuovo set di dati sperimentali su saldature contenenti tenori differenziati in Cu, è stato stabilito un effetto austenitizzante del Cu con peso pari a 0,25 che modificava la formula del N_{eq}, definendo così le caratteristiche del nuovo diagramma WRC 92 [6], riportato in figura 2.

Subito dopo la messa a punto del diagramma WRC 92, altri settori della ricerca sulla saldatura si sono sentiti stimolati a compiere progressi comparabili e quindi è stata posta attenzione anche alla possibilità di prevedere in modo più accura-

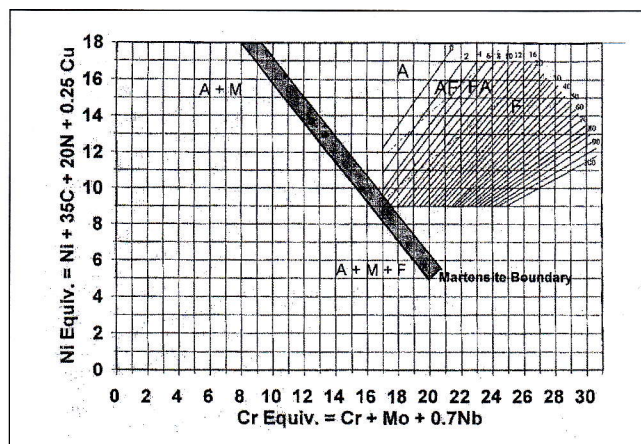


Figura 4. Zona di confine tra i campi A e A+M sul diagramma WRC92 [8]

Figure 4. Boundary between the A and A+M regions in the WRC 92 diagram [8]

to le strutture negli acciai inossidabili ferritici e martensitici. Per entrambi i gruppi di acciai si hanno delle difficoltà in saldatura che ne limitano una maggiore diffusione. Nei ferritici la formazione indesiderata di frazioni di martensite è fonte di fragilità e minore resistenza alla corrosione. Anche nei martensitici la presenza di ferrite oltre certi limiti peggiora la tenacità e promuove la formazione di cricche a caldo. Vista l'importanza della previsione delle strutture ottenibili e del loro preventivo controllo in saldatura, erano già stati definiti negli anni 70 i limiti di esistenza dei campi M, M+F e F e gli equivalenti per la loro previsione su un diagramma strutturale specifico. Balmforth [7] ha recentemente indagato con maggiore dettaglio il campo bifasico M+F definendo delle linee iso-ferrite sul diagramma riprodotto in figura 3 e modificando leggermente i confini delle zone di esistenza delle diverse strutture. È doveroso specificare che in questo caso la ferrite viene valutata per via metallografia visto che l'approccio del FN si è rivelato molto impreciso essendo sia ferrite che martensite fasi magnetiche.

Sempre a partire dal diagramma WRC 92 è risultato utile potere stabilire il limite, nel campo dei bassi valori di Ni_{eq} , al di sotto del quale appariva la martensite; ciò per meglio definire il campo di reale applicabilità del citato diagramma. In uno studio di Kotechi [8] sono state esaminate più di 100 saldature eseguite con procedimento SAW a passata singola, variando di volta in volta i parametri per ottenere diversi rapporti di diluizione e quindi diverse composizioni del metallo saldato. La presenza di ferrite è stata valutata per via metallografia, attraverso prove di piega (il calo di duttilità è facilmente correlabile con la presenza di martensite) e per via magnetica, pur tenendo in considerazione le difficoltà nel distinguere l'apporto dato dalla presenza di ferrite da quello della martensite. Mediante i risultati ottenuti è stato possibile definire una banda di separazione sul diagramma WRC 92 (si veda la figura 4) che definisce i campi con assenza e con sicura presenza di martensite; nella fascia intermedia la sensibilità dei metodi sperimentali non consentiva di ottenere indicazioni più precise.

Infine, viene segnalata la possibilità di applicare approcci numerici di tipo diverso, basati ad esempio sul principio delle reti neurali per valutare il FN sulla base della composizione (espressa dai 13 elementi ritenuti di maggiore importanza: C, Cr, Ni, Mo, N, Mn, Si, Fe, Cu, Ti, Nb, V, Co) [9,10]. Questo approccio consente potenzialmente di rimuovere alcune limitazioni insite nell'utilizzo dei diagrammi strutturali: il vincolo dato dalla necessità di utilizzare relazioni lineari con coefficienti costanti per gli equivalenti, l'impossibilità di considerare le possibili interazioni tra i vari elementi ed eventuali va-

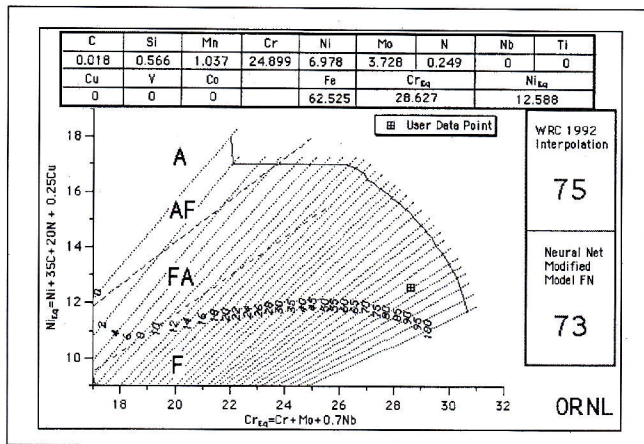


Figura 5. Forma grafica del risultato ottenibile dall'applicazione del modello a reti neurali per la stima del FN sviluppato all'Oak Ridge National Laboratory; oltre al numero calcolato viene evidenziata la composizione richiesta sul diagramma WRC92 e il corrispondente valore di FN

Figure 5. Predictions obtained from the neural network model and assessment of the FN value according to WRC92 diagram for a specific duplex stainless steel composition. The results were obtained by a software developed by the Oak Ridge National Laboratory.

riabili di processo quali ad esempio le condizioni di solidificazione. Il risultato ottenibile una volta "educata" la rete neurale sulla base di una banca dati possibilmente molto ampia, non è proponibile in forma grafica generale come per i diagrammi strutturali con le formule dei relativi equivalenti. Come precedentemente già ipotizzato da diversi ricercatori si conferma che in alcuni casi le correlazioni tra FN e tenore degli elementi possono non essere lineari (per esempio per V oppure Si) oppure che alcuni elementi possono inizialmente avere un effetto ferritizzante e in seguito divenire austenitizzanti (per esempio Si e Mn), o ancora che al variare della composizione base il peso degli elementi può modificarsi notevolmente. Per ulteriori informazioni, si segnala l'esistenza di un interessante sito web (<http://engm01.ms.ornl.gov/index.html>), curato dall'Oak Ridge National Laboratory, dal quale si può accedere liberamente all'algoritmo di calcolo con le composizioni desiderate e visualizzare il valore del FN stimato attraverso l'approccio descritto; la figura 5 illustra un esempio del risultato ottenibile per una composizione tipica di un comune acciaio inossidabile duplex.

SOLIDIFICAZIONE NEI PROCESSI AD ELEVATA DENSITÀ DI ENERGIA

Diversi procedimenti di saldatura ormai di corrente uso impongono al metallo saldato delle condizioni di solidificazione molto accelerate, con ordine di grandezza della velocità di solidificazione significativamente maggiore rispetto a quello tipico dei comuni procedimenti ad arco a cui si fa generalmente riferimento per le modellazioni della saldatura. In queste condizioni, tipicamente riscontrabili nella saldatura mediante fascio laser o elettronico, vengono modificati il modo primario di solidificazione, le caratteristiche microstrutturali ottenibili e le condizioni di segregazione degli elementi di lega; basti considerare che se nei normali processi (quali TIG o SAW) le velocità di raffreddamento sono dell'ordine di 10³ °C/s, nei processi a fascio elettronico o laser si raggiungono comunemente valori tra 10⁴ e 10⁶ °C/s. Uno dei primi e principali lavori sull'influenza della velocità di solidificazione in saldatura risale al 1987 ad opera di David [11] il quale, esaminando diverse saldature di acciai inossidabili austenitici di uso comune ed eseguite mediante fascio laser con parametri

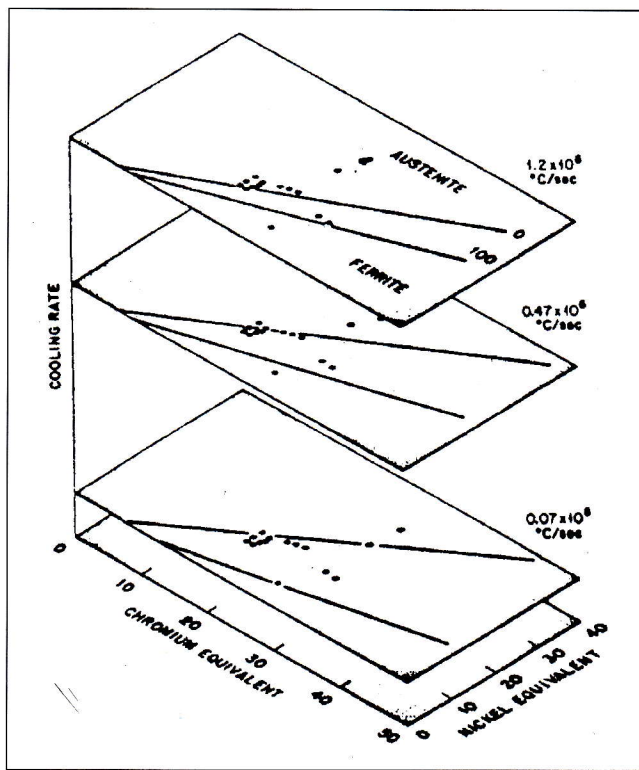


figura 6. Diagramma strutturale per le saldature degli acciai inossidabili in funzione della velocità di raffreddamento oltre che della composizione chimica [11]

Figure 6. Structural diagram for stainless steels showing modifications of the fields as a function of cooling rate [11]

differenziati, studiò in dettaglio le strutture ottenibili per dedurre il modo di solidificazione in relazione alla velocità di raffreddamento del metallo liquido stimata su basi teoriche in funzione dei parametri adottati. Nel lavoro erano stati isolati tutti i quattro modi di solidificazione comunemente elencati per gli acciai austenitici: F - unicamente con ferrite primaria; FA - solidificazione con ferrite primaria e formazione di austenite nelle ultime fasi, come risultato della trasformazione peritettica; AF - solidificazione con austenite primaria e formazione di ferrite nelle ultime fasi per effetti segregativi; A - unicamente austenite primaria.

In condizioni normali di saldatura, nei processi "lenti", la maggior parte degli acciai austenitici solidifica con modo F oppure FA e la ferrite subisce in seguito una quasi totale trasformazione in austenite allo stato solido. Aumentando la velocità di raffreddamento, la trasformazione allo stato solido tende a venire soppressa e la frazione di ferrite può aumentare significativamente. In altre situazioni si può addirittura riscontrare una netta transizione dal modo di solidificazione F al modo A per effetto dei fenomeni di violento sottoraffreddamento rispetto alla formazione sia di ferrite che di austenite. In queste condizioni il risultante modo di solidificazione dipende dalla cinetica di nucleazione delle due fasi; si ipotizzava da indagini precedenti che in condizioni di nucleazione eterogenea l'austenite fosse cineticamente favorita rispetto alla ferrite. Più tardi è stato poi precisato che il sottoraffreddamento responsabile di questi meccanismi deve considerarsi solo su scala locale, all'apice delle dendriti [4,5,12].

Nel lavoro di David precedentemente citato [11] era stata tentata una prima impostazione razionale allo studio dell'effetto della velocità di solidificazione nelle strutture di saldatura cercando di valutare come nel classico diagramma di Schaeffler le linee di confine tra le diverse strutture cambassero di posizione. Sotto ipotesi molto semplificate era stato tracciato un diagramma strutturale tridimensionale, qui riportato in figura 6, che riportava come terza coordinata la

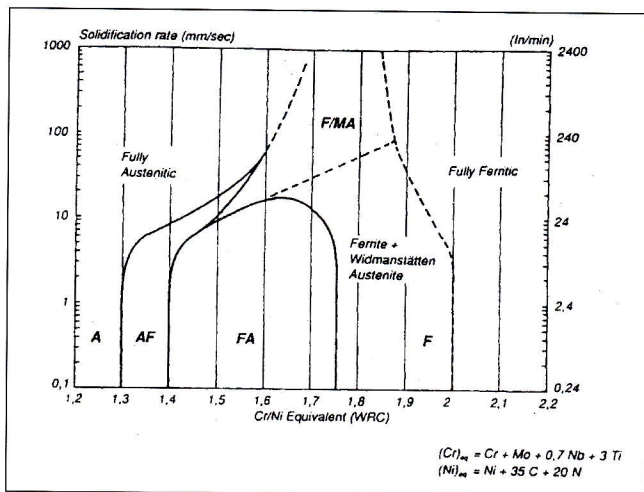


Figura 7. Diagramma strutturale preliminare per la valutazione del modo di solidificazione in funzione della velocità di solidificazione [12]

Figure 7. Preliminary structural diagram for the evaluation of the solidification mode as a function of cooling rate [12]

velocità di solidificazione. In particolare risultava che il campo bifasico A+F tendeva a contrarsi al crescere della velocità di solidificazione del metallo saldato. A bassi potenziali di ferrite si riscontrava la citata transizione nel modo di solidificazione da ferrite ad austenite primaria; nelle zone con alto valore del Cr_{eq}/Ni_{eq} veniva invece progressivamente soppressa la trasformazione allo stato solido della ferrite in austenite per cui la zona con struttura finale unicamente ferritica si estendeva.

Più recentemente, l'argomento è stato ripreso con maggiore dettaglio da Lippold [12]. Nelle normali condizioni di solidificazione indotte dai procedimenti di saldatura ad arco, la canonica percentuale di ferrite residua a temperatura ambiente ritenuta come ottimale, tra il 5 e il 15%, può ragionevolmente essere considerata solo funzione della composizione del metallo saldato ed impartire le ben note qualità di resistenza alla cricatura negli acciai austenitici. In realtà non è tanto la frazione di ferrite residua ad influenzare la cricabilità a caldo quanto il modo di solidificazione del metallo, indirettamente determinato in base alla struttura risultante a freddo. Più precisamente era già noto da lavori risalenti agli anni 80 [3-5] che la cricabilità del metallo saldato dipende dal modo di solidificazione attraverso il rapporto degli equivalenti Cr_{eq}/Ni_{eq} e dal tenore di impurezze (S + P ed eventualmente B). Per i comuni livelli di impurezze presenti negli acciai e nei fili d'apporto commerciali si notava in condizioni normali una transizione alla cricabilità quando Cr_{eq}/Ni_{eq} scendeva sotto il valore di 1,48. È ben noto che l'effetto delle impurezze è quello di abbassare localmente a bordo grano la temperatura di solidificazione e promuovere l'infiltrazione del film liquido tra grani in modo da penalizzare fortemente la decoesione in presenza delle tensioni di saldatura. Visto che per evitare questo effetto sarebbe necessario ridurre il livello totale di impurezze a meno di 100 ppm, diventa più facilmente attuabile allo stato pratico il controllo del modo di solidificazione in saldatura.

In condizioni di raffreddamento veloce, prove analoghe a quelle per processi convenzionali originariamente sviluppate da Suutala e collaboratori [3], mostravano che il limite di cricabilità si elevava alla soglia di circa 1,68 in seguito alle modificazioni del modo di solidificazione. Deve poi essere considerato che nella pozza di saldatura solo lungo l'asse centrale si raggiunge la massima velocità di crescita del metallo, mentre nelle altre zone si hanno velocità di crescita che costituiscono frazioni di quella massima potenzialmente

raggiungibile. Le variazioni locali nelle velocità di crescita sono quindi tali da dare origine a strutture diverse, come osservato sperimentalmente. I risultati ottenuti da Lippold [12] hanno poi consentito di tracciare una mappa strutturale, seppure in forma ancora preliminare e imprecisa, in grado di dare indicazioni sulle strutture di solidificazione in funzione del rapporto Cr_{eq}/Ni_{eq} e della velocità di solidificazione; nei principi, tale diagramma, mostrato in figura 7, è valido per gli acciai della serie 300. Lo schema proposto rende evidenti come alle basse velocità di solidificazione la microstruttura ottenibile è funzione essenzialmente della composizione e sostanzialmente indipendente dalla velocità di solidificazione (le linee del diagramma sono verticali). Al crescere della stessa, le variazioni dettate dalla transizione nel modo di solidificazione e dal completamento dalle trasformazioni allo stato solido provocano una contrazione della zona a struttura mista F + A.

PENETRAZIONE DELLA SALDATURA E FLUSSO CONVETTIVO NELLA POZZA DI FUSIONE

Recentemente è stata rivolta molta attenzione al controllo della forma della pozza di fusione e della conseguente penetrazione in saldatura. Uno degli aspetti pratici più immediati collegati a questo tema è l'estrema variabilità della penetrazione ottenibile al variare della specifica composizione di colata, a parità di procedimento, parametri e materiali utilizzati in saldatura. Si nota ad esempio che le colate con tenori di zolfo particolarmente basso si comportano peggio (minore penetrazione in saldatura) ma modificazioni ad esempio del gas di protezione sono in grado di compensare questi effetti (aggiunte di He o H all'Argon di protezione) [13,14]. La forma della pozza fusa dipende da una serie di fenomeni di natura termica e fisica che si combinano in saldatura con effetti spesso non facili da isolare singolarmente. È dimostrato che la forma della pozza è regolata da fenomeni di termocapillarità (anche detti per flusso regolato dalla tensione superficiale o per effetto Marangoni) ma altri fenomeni convettivi e legati all'azione dell'arco elettrico possono avere significativa importanza. La stessa interazione dell'arco elettrico con il gas e il metallo liquido può avere effetti opposti: a seconda delle condizioni possono prevalere effetti magnetici che inducono un flusso di metallo verso il centro e poi verso il basso della pozza, oppure il gas in pressione nel plasma dell'arco può creare, per trascinamento superficiale, un flusso di metallo dal centro verso l'esterno della pozza. Nel primo caso si ottiene una elevata penetrazione mentre nel secondo il cordone diverrà maggiormente sviluppato in larghezza.

Secondo alcune teorie, al variare dei parametri di saldatura si può arrivare alla condizione per cui il metallo liquido immediatamente esposto all'arco subisce un forte surriscaldamento che provoca un calo della tensione superficiale rispetto alle zone circostanti della pozza, meno calde. In questa condizione il normale flusso verso il centro e verso il basso che si riscontra in metalli con presenza di tenori rilevanti di elementi attivi si inverte e il cordone risultante sarà a minore penetrazione e più largo [14], come illustrato in figura 8. Sull'argomento esistono degli interessanti articoli di approfondimento [15,17] che confermano come spesso siano le variazioni locali della tensione superficiale sulla pozza di fusione a regolare la forma della stessa, essendo il metallo trascinato dalle zone a bassa tensione verso le zone a maggiore tensione superficiale. Nei metalli puri e nelle leghe esenti da significativi tenori di impurezze, la tensione superficiale decresce con la temperatura secondo quanto mostrato in figura 9; quindi, si instaura un flusso verso l'esterno della pozza. Nelle leghe contenenti quantità sufficienti di elementi attivi quali zolfo che abbassano la tensione superficiale, la tensione iniziale-

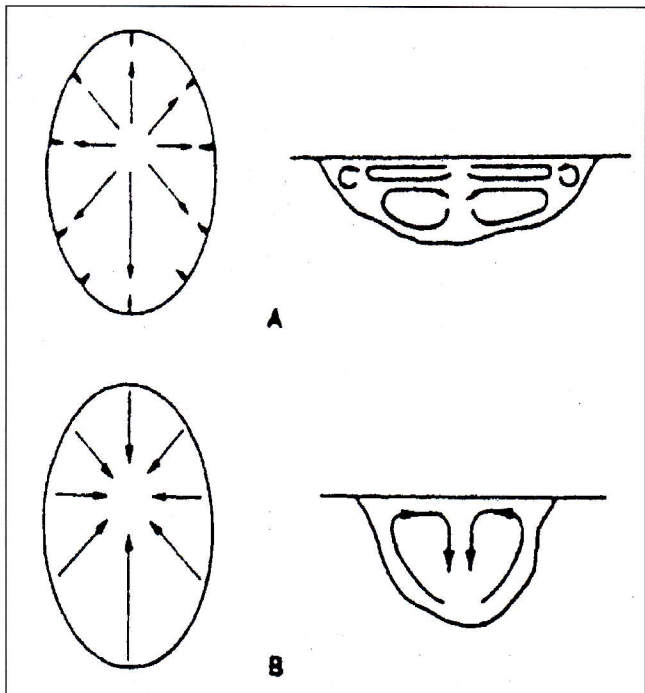


Figura 8. Possibili modificazioni del flusso di liquido nella pozza di fusione in assenza (a) e in presenza (b) di impurezze che modificano la tensione superficiale, adattato da [13]

Figure 8. Possible modifications of the liquid flow in the molten pool in the presence (a) or absence (b) of surface active impurities, adapted from [13]

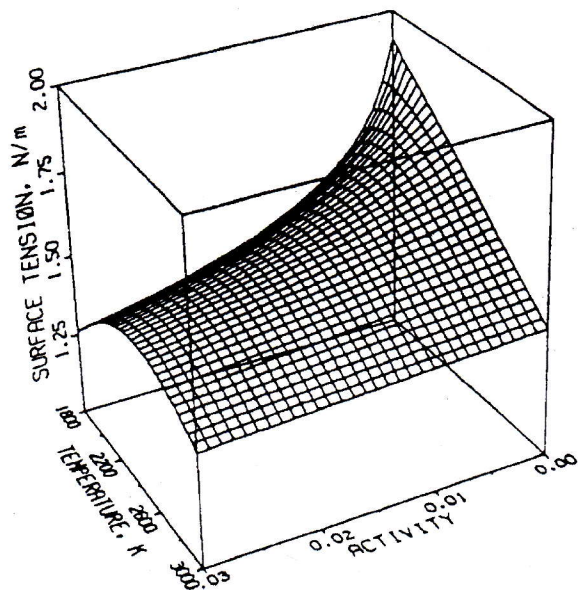


Figura 9. Variazione della tensione superficiale del metallo liquido in funzione della temperatura e al variare del tenore di elementi attivi [15]

Figure 9. Variation of surface tension of the molten steel as a function of temperature and amount of surface active elements [15]

mente cresce con la temperatura ma oltre un certo valore la tendenza si inverte e il flusso di metallo viene attirato verso l'interno causando un aumento della penetrazione. In letteratura sono stati sviluppati diversi modelli di previsione e di approfondimento su questi fenomeni [15,18,19], soprattutto in relazione alla necessità di dovere isolare i vari effetti (magnetici dovuti all'arco, per trasporto di calore per convezione o conduzione, per effetto Marangoni) che regolano la forma della pozza di fusione. Sono stati proposti alcuni parametri specifici, funzione delle caratteristiche fisiche del metallo da saldare, che sembrano in grado di fornire indicazioni attendibili sullo sviluppo della forma della pozza di fusione.

Numero di Prandtl: $Pr = C_p \cdot \mu / k$

Dove C_p è il calore specifico, μ la viscosità dinamica e k la conduttività termica.

Numero di Peclet: $Pe = L \cdot V / \alpha$

Dove L è una lunghezza caratteristica della saldatura (ad esempio la semi-larghezza della pozza), V la velocità caratteristica del flusso di metallo nella pozza e α la diffusività termica. Il numero di Peclet rappresenta il rapporto tra il calore diffuso per convezione e quello diffuso per conduzione. Dai risultati pubblicati risulta che la pozza fusa può assumere in sezione forme diverse, molto concava (elevata penetrazione) oppure piatta o infine con fondo convesso al crescere del numero di Peclet: per $Pe \ll 1$ il trasporto di calore è dominato dalla conduzione e la pozza è concava e profonda; per $Pe \gg 1$ prevale invece la convezione e il metallo caldo viene portato verso l'esterno della pozza allargandone la sezione secondo quanto illustrato nello schema di figura 10.

La tabella in figura 11 illustra invece le condizioni che si ritrovano in alcune classi di materiali di comune utilizzo o impiegati a solo scopo di modellazione in saldatura. Nei comuni metalli, il flusso di liquido verso l'esterno indotto dall'effetto Marangoni è molto pronunciato e questo impedisce la

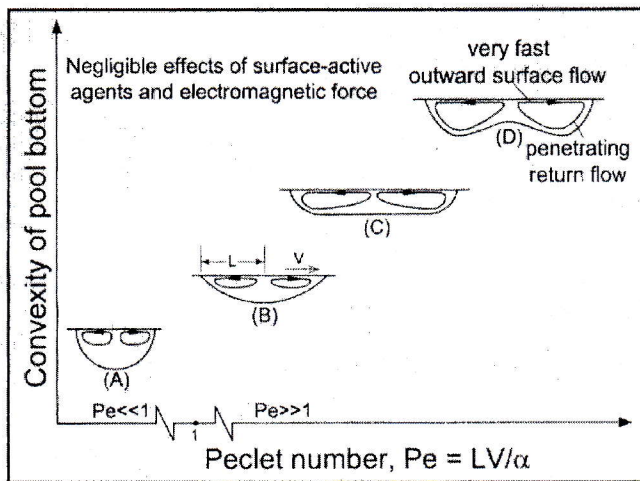


Figura 10. Effetto del numero di Peclet sulla forma e penetrazione del cordone di saldatura [19]

Figure 10. Effect of Peclet number on shape and penetration of weld bead [19]

formazione di pozze di saldatura emisferiche a meno di non considerare la presenza di elementi tensio-attivi che invertono la direzione del flusso o la predominanza di fenomeni di trasporto legati a forze elettromagnetiche generate dall'arco. In assenza di queste condizioni, per alluminio, acciaio e acciaio inossidabile, sono comuni pozze di fusione di tipo concavo come mostrato nei casi B, C, F della figura 11.

LA SALDATURA NEGLI ACCIAI BIFASICI

Negli ultimi anni gli acciai inossidabili duplex sono diventati una realtà di significativa importanza risultando in competizione con gli acciai austenitici in diverse applicazioni. Ciò

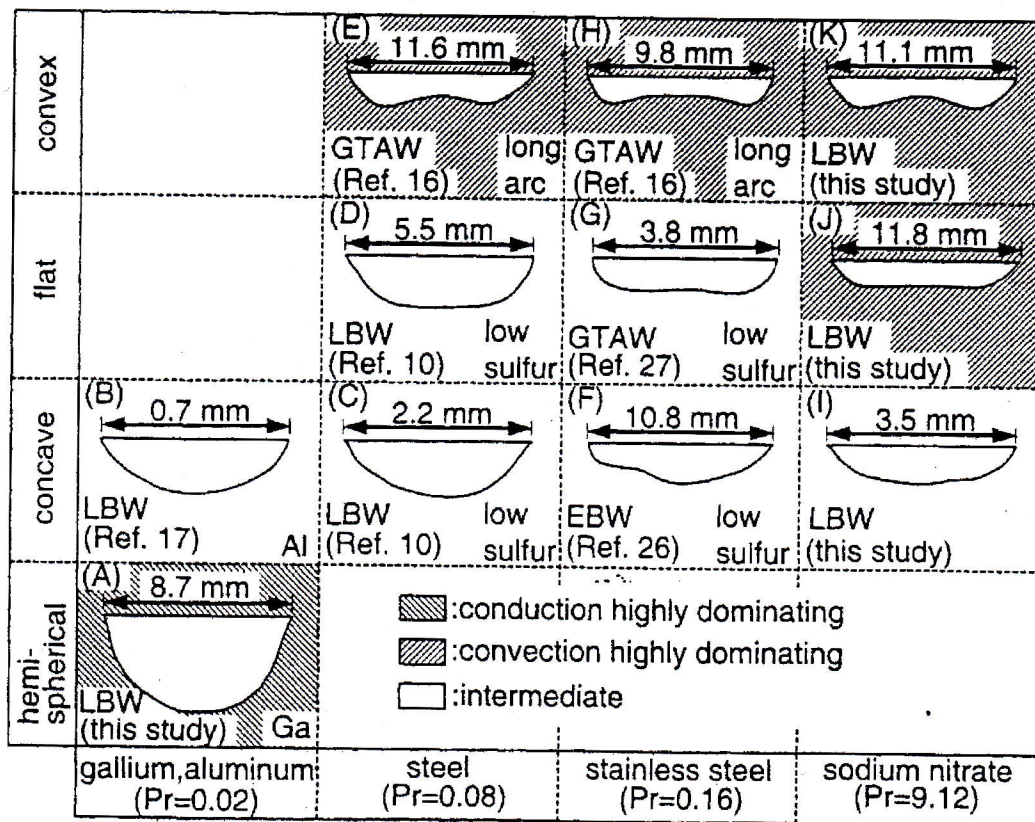


Figura 11. Effetto del numero di Prandtl sulla forma e penetrazione del cordone di saldatura [19]

Figure 11. Effect of Prandtl number on shape and penetration of weld bead [19]

Acciaio / sigla commerciale	Classif. UNS/W	Cr	Ni	Mo	N	Cu	W	PREn
23%Cr Mo free								
SAF 2304 UR35N	S32304/1.4362	23	4	-	0,2	0,1	-	25
22%Cr standard								
SAF 2205 UR45N AF22	S31803/1.4462	22	5,3	3	0,17	-	-	35
25%Cr (0-2,5%Cu) duplex								
Ferralium 255 DP3	S32550	26	5,5	3	0,18	1,6	-	38
	S31260	25	6,5	3	0,16	0,5	0,3	37
25%Cr superduplex								
SAF 2507 UR52N+ Zeron 100	S32750	25	7	3,8	0,27	-	-	42
	S32550	25	6	3,8	0,26	1,5	-	42
	S32760	25	7	3,6	0,25	0,7	0,7	41

Tabella I. Composizioni nominali dei principali acciai inossidabili duplex

Table I. Nominal compositions of the main duplex stainless steel grades

è coinciso con l'introduzione sul mercato di qualità nuove ad elevato tenore di azoto e con migliorata saldabilità. Questi materiali combinano le caratteristiche positive degli acciai ferritici e degli austenitici: in termini molto generici si può indicare che ereditano una buona resistenza meccanica e alla stress corrosion dai ferritici e una eccellente duttilità dagli austenitici per risultare in una struttura bifasica molto fine con buona resistenza meccanica e alla corrosione. Come riassunto dalla tabella I, attualmente esistono varie composizioni, più o meno ricche di elementi di lega e quindi con crescente resistenza a corrosione, sia per i prodotti laminati che per i getti di fonderia. È in uso una distinzione in base ad una soglia di resistenza al pitting espressa empiricamente dalla formula: $PREn = \%Cr + 3,3\%Mo + 16\%N$: le qualità con $PREn < 40$ si dicono duplex e quelle che superano tale limite superduplex [20].

Sia negli acciai per laminati che in quelli per getti, le migliori prestazioni complessive si ottengono con una struttura co-

stituita approssimativamente da 50% in volume di ferrite e 50% di austenite. Il risultato si raggiunge con un corretto bilanciamento della composizione e con trattamenti di solubilizzazione operati a temperatura adeguata. Le composizioni corrispondenti agli acciai inossidabili duplex hanno un modo di solidificazione di tipo F o al limite FA. In saldatura si nota tuttavia che con il veloce raffreddamento indotto dai cicli termici, viene parzialmente soppressa la trasformazione allo stato solido in austenite e si ottengono strutture eccessivamente sbilanciate verso la ferrite (figura 12). In tali situazioni, mancando spesso la possibilità di un trattamento termico a posteriori, solo correzioni della composizione attraverso un metallo d'apporto arricchito in Ni consentono di riportare la struttura in condizioni simili a quelle del materiale base.

In aggiunta alla necessità di preservare l'equilibrio tra le due fasi, in saldatura aumenta anche il pericolo di precipitazione di altre fasi infragilenti o penalizzanti la resistenza alla cor-

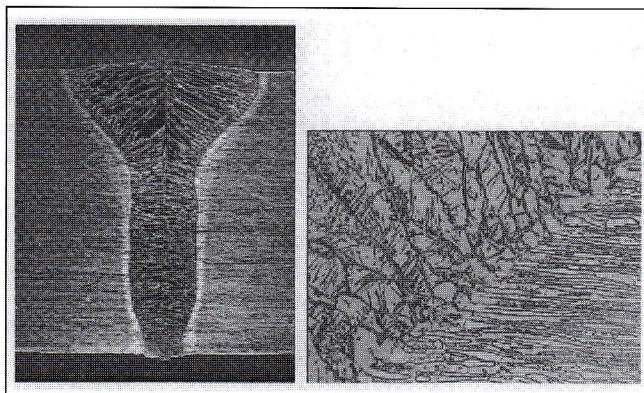


Figura 12. Struttura di un cordone di saldatura eseguito mediante procedimento laser su lastra di spessore 5 mm in acciaio duplex 22Cr-5Ni-3Mo. Vista generale e microstruttura

Figure 12. Aspect of a laser welded joint performed on a 5 mm thickness 22Cr-5Ni-3Mo plate. General view and microstructure

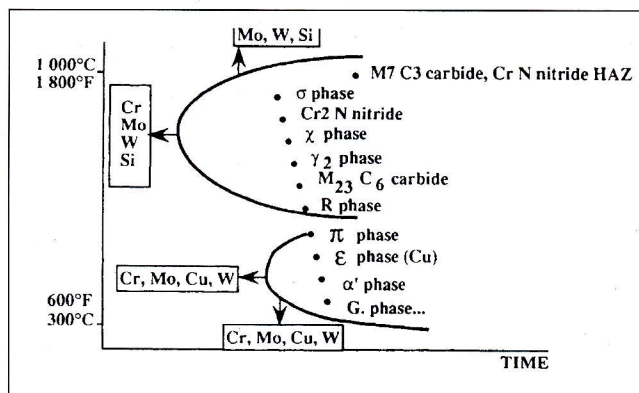


Figura 13. Diagramma TTT schematico per la precipitazione di fasi secondarie negli acciai duplex, adattato da [21]

Figure 13. Schematic TTT diagram for secondary phase precipitation in duplex stainless steels, adapted from [21]

Precipitato	Composizione	Temp. di formazione
σ	Fe-Cr-Mo	600-1000°C
χ	$Fe_{36}Cr_{12}Mo_{10}$	700-900°C
R	Fe-Cr-Mo	550-800°C
τ	-	550-650°C
-	Cr_2N, CrN	700-1000°C
π	$Fe_7Mo_{13}N_4$	550-600°C
-	M_7C_3	950-1050°C
-	$M_{23}C_6$	600-950°C

Table II. Principali fasi secondarie riscontrabili in saldature di acciai inossidabili duplex e superduplex

Table II. Main secondary phases detected in duplex and superduplex stainless steels

rosione, soprattutto al crescere del tenore degli elementi di lega [21].

La tabella II riassume le principali fasi secondarie riscontrabili negli acciai inossidabili duplex dopo saldatura nel metallo saldato o nella ZTA; la figura 13 riporta poi un diagramma TTT schematico per evidenziare i campi di temperatura più critici per la formazione dei composti indicati.

L'austenite secondaria (γ') si ritrova generalmente nel metallo saldato velocemente raffreddato e in seguito nuovamente riscaldato ad esempio a causa delle successive passate nelle saldature. Rispetto all'austenite iniziale possiede minori tenori di Cr, Mo e N e quindi è fortemente suscettibile alla corrosione da pitting. Tra le fasi intermetalliche, la fase σ è la più considerata anche se spesso si tende impropriamente a raggruppare ogni intermetallico, eventualmente di altro tipo, con questo stesso unico nome. La fase σ nuclea ai bordi ferrite-austenite favorita dalla presenza di austenite secondaria o di carburi; contiene approssimativamente 29-34% Cr, 3-5% Ni, 3-9% Mo e 0-7% W e rappresenta generalmente la fase secondaria presente in maggiori quantità quando le procedure di saldatura si rivelano inadeguate. La formazione di fasi intermetalliche si traduce in un progressivo calo della tenacità alla frattura dell'acciaio, in un aumento della durezza (significativo solo quando le frazioni di fasi secondarie eccedono il limite di circa 2%) e in una sensibile penalizzazione della resistenza alla corrosione, in special modo al pitting e interstiziale [21].

Infine si vuole sottolineare che la corsa allo sviluppo di qualità sempre più legate per ottenere migliori caratteristiche a corrosione sembra essersi ormai arrestata a causa della im-

possibilità di evitare la formazione di fasi secondarie in strutture che progressivamente diventano sempre più instabili termodinamicamente. La saldatura e tutte le relative problematiche sembra quindi essere stata il freno tecnologico all'applicabilità di qualità sempre più sofisticate ma anche difficilmente controllabili.

RIFERIMENTI BIBLIOGRAFICI

1. T.A. Siewert, C.N. McCowan, D.L. Olson. Welding Journal, 12 (1988) 289-s
2. D.J. Kotechi. Welding Journal, 1 (1997) 24-s
3. N. Suutala. Metallurgical Transactions, 14A, 2 (1983) 191
4. J.A. Brooks, A.W. Thompson. International Materials Reviews, 36, 1 (1991) 16
5. J.J. Smith, R.A. Farrar. International Materials Reviews, 38, 1 (1993) 25
6. D.J. Kotechi, T.A. Siewert. Welding Journal, 5 (1992) 171-s
7. M.C. Balmforth, J.C. Lippold. Welding Journal, 1 (1998) 1-s
8. D.J. Kotechi. Welding Journal, 5 (1999) 180-s
9. J.M. Vitek, Y.S. Iskander, E.M. Oblow. Welding Journal, 2 (2000) 33-s
10. J.M. Vitek, Y.S. Iskander, E.M. Oblow. Welding Journal, 2 (2000) 42-s
11. S.A. David, J.M. Vitek, T.L. Hebble. Welding Journal, 10 (1987) 289-s
12. J.C. Lippold. Welding Journal, 6 (1994) 129-s
13. H.R. Castner. Welding Journal, 4 (1993) 53
14. S.W. Pierce, P. Burgardt, D.L. Olson. Welding Journal, 2 (1999) 45-s
15. T. Zacharia, S.A. David, J.M. Vitek, H.G. Kraus. Welding Journal, 11 (1995) 353-s
16. S.A. David, J.M. Vitek, L.A. Boatner, M. Rappaz. Materials Science and Techn., 11 (1995) 939
17. W. Pitscheneder, T. Debroy, K. Mundra, R. Ebner. Welding Journal, 3 (1996) 71-s
18. C. Limmaneevichitr, S. Kou. Welding Journal, 5 (2000) 126-s
19. C. Limmaneevichitr, S. Kou. Welding Journal, 8 (2000) 231-s
20. J.O. Nilsson. Materials Science and Techn., 8 (1992) 685
21. L. Karlsson. Proc. Int. Conf. Duplex Stainless Steels 97, Maastricht NL, p. 43

MEMORIE

10/2001

WELDING METALLURGY AND INNOVATION

This lecture was presented during a course on welding of stainless steels organised by AIM in co-operation with IIS (the Italian Institute for Welding) on November 2000. Four main topics are briefly covered, selected amongst those judged of greater interest from both a scientific and a practical point of view.

A first paragraph deals with the recent evolution in structural diagrams drawn to predict welding structures in stainless steels. Alternative methods based on neural networks are also mentioned as a modern approach to structural diagrams.

With the wide application of high density energy input in welding processes, a further subject of innovation consisted on the prediction of welding properties of beads formed un-

der fast solidification and cooling conditions. A short review on investigations published in recent years on this subject is thus reported. The modification of the solidification mode is especially discussed for this purpose.

A third topic of great practical importance was identified in the definition of liquid flow in molten pool during welding and in the resulting weld bead shape as affected by welding process and steel chemistry. This topic is indeed of great importance for weld penetration control and it is thus one of those of major concern for welders.

Finally, the attention is focussed on general welding properties of duplex stainless steels. This family of materials has achieved a full development for application in corrosion resistant structural parts in recent years. Its welding metallurgy still has several peculiar aspects worthy to be discussed.