

# Studio delle interfacce in acciai ferritici placcati a caldo con acciaio austenitico o lega a base di Ni

S. Missori, F. Murdolo, A. Sili

*Sono state studiate le alterazioni microstrutturali nei pressi delle interfacce tra due diverse coppie di materiali metallici placcati mediante laminazione a caldo: l'acciaio al carbonio ASTM A 515 Gr.60 placcato con l'acciaio inossidabile austenitico AISI 304L e l'acciaio ferritico S235JRG2-EN 10025/94 placcato con la lega di Ni Alloy 59. Sono state effettuate osservazioni di microscopia elettronica in scansione (SEM) con spettroscopia in dispersione di energia (EDS), tracciando i profili di diffusione degli elementi di lega. Le proprietà meccaniche sono state valutate attraverso prove di microdurezza Vickers. In entrambi i casi esaminati, le zone interessate dai cambiamenti microstrutturali sono risultate di spessore notevolmente inferiore rispetto a quello dello strato di placcatura.*

**Parole chiave:** acciaio, trasformazioni di fase, laminazione, metallografia

## INTRODUZIONE

La placcatura di acciai al carbonio mediante acciai inossidabili austenitici o leghe a base di Nichel consente di ottimizzare le proprietà di resistenza alla corrosione dello strato più esterno con l'economicità del materiale di base.

La placcatura con strati superficiali di spessori significativi (dell'ordine del mm) può essere realizzata attraverso processi di lavorazione plastica a caldo, quali la pressatura isostatica, la co-estrusione o la laminazione, evitando gli effetti di diluizione che si verificano nella deposizione di riporti per saldatura. In ogni caso, la formazione di legami metallurgici tra leghe di composizione dissimile comporta, in relazione alle alte temperature e ai tempi di lavorazione, la diffusione del carbonio interstiziale dall'acciaio di base verso la lega di placcatura e l'interdiffusione degli elementi sostituzionali nel verso opposto, con conseguente modifica delle caratteristiche microstrutturali nei pressi dell'interfaccia.

I modelli di calcolo messi a punto per la simulazione dei processi diffusivi ed i cambiamenti di fase [1] utilizzano dati numerici che hanno validità specifica per il sistema e per le modalità di processo considerate. Osservazioni sperimentali effettuate su acciai placcati con varie leghe di Ni [2,3,4] hanno mostrato i cambiamenti microstrutturali connessi con i fenomeni diffusivi nei pressi dell'interfaccia di placcatura. Le alterazioni microstrutturali alla interfaccia tra l'acciaio di base ASTM A 515 Gr.60 (con tenore di carbonio  $C=0.14\%$ ) e l'acciaio inossidabile austenitico AISI 304L di placcatura sono state studiate in [5,6]; in particolare, è stato evidenziato come la diffusione del carbonio nel materiale di placcatura dia luogo ad una copiosa precipitazione di carburi, con sensibile variazione locale delle proprietà di resistenza alla corrosione.

Per ovviare agli inconvenienti derivanti dalla diffusione del carbonio, è stato messo a punto [7] un processo di placcatura a caldo dell'acciaio ferritico S235JRG2-EN 10025/94 a bassissimo tenore di carbonio ( $C=0.04\%$ ) con la lega di Ni

Alloy 59. Nel presente lavoro viene studiata la microstruttura nei pressi dell'interfaccia di placcatura di tali materiali, effettuando osservazioni di microscopia elettronica in scansione (SEM) e misure microanalitiche mediante spettroscopia in dispersione di energia (EDS); sono stati tracciati i profili di diffusione degli elementi di lega e calcolati i coefficienti di diffusione. Le proprietà meccaniche sono state valutate attraverso prove di microdurezza Vickers. Per confronto, vengono riportati e discussi anche i risultati delle indagini effettuate [6] all'interfaccia tra l'acciaio di base ASTM 515 Gr.60 e l'acciaio di placcatura AISI 304 L.

## MATERIALI E METODI

In tabella 1 sono riportate le composizioni dell'acciaio al carbonio ASTM A 515 Gr.60 di base (spessore dello strato 6.5 mm) placcato mediante laminazione a caldo con l'acciaio austenitico AISI 304 L (spessore 2,5 mm); le composizioni dell'acciaio ferritico S235JRG2-EN 10025/94 di base (spessore 10 mm) e della lega di Ni Alloy 59 di placcatura (spessore 2,5 mm) sono date in tabella 2. Tali materiali sono stati prodotti dalla Voest-Alpine di Linz con un processo di laminazione a caldo ad alta temperatura [7]. Le lamiere del metallo base e della lega di placcatura sono assemblate in pacchi al cui interno, dopo essere stati chiusi perimetralmente con un cordone di saldatura, viene fatto il vuoto; i pacchi vengono preriscaldati e quindi laminati; completano il processo gli eventuali trattamenti termici, il taglio dei cordoni di saldatura, il controllo ad ultrasuoni dei difetti e la finitura superficiale.

Le indagini metallografiche sono state condotte su campioni, tagliati dalle lamiere, nelle condizioni tal quali come da fornitura e dopo trattamenti termici di 30 min fino a 1300°C, con raffreddamento in aria.

Le preparazioni metallografiche sono state effettuate mediante pulitura meccanica e attacco chimico. Per l'acciaio ferritico è stata utilizzata la soluzione Nital (2%  $HNO_3$ , 98% alcol etilico); l'acciaio austenitico e la lega di Ni sono state attaccate con gliceregia (16%  $HNO_3$ , 42%  $HCl$ , 42% glicero) o con un reagente tipo Kroll (30 ml  $HNO_3$ , 10 ml  $HF$ , 50 ml  $H_2O$ ).

Le osservazioni SEM sono state realizzate con un microscopio JSM - 5600LV, equipaggiato con spettrometro a disper-

S. Missori

Dipartimento di Ingegneria Meccanica - Università di Roma-Tor Vergata

F. Murdolo, A. Sili

Dipartimento di Chimica Industriale e Ingegneria dei Materiali - Università di Messina

Memoria presentata al 29° Convegno Nazionale AIM - Modena, 13-15 novembre 2002

	C	Mn	Composizione (% in peso)					
			Si	P	S	Al	Cr	Ni
Acciaio Base: ASTMA 515 Gr.60	0.14	0.85	0.20	0.008	0.001	0.04	-	-
Acciaio di placcatura: AISI 304 L	0.017	1.32	0.39	0.029	0.003	-	18.39	10.07

Tabella 1 - Composizioni dell'acciaio al carbonio placcato con acciaio inossidabile austenitico.

Table 1 - Compositions of the carbon steel clad with austenitic stainless steel.

	C	Mn	Si	Composizione (% in peso)					
				P	S	Al	Cr	Ni	Mo
Acciaio base: S235JR G2	0.040	0.52	0.24	0.009	0.0016	0.057	0.028	0.006	0,006
Placcatura: Alloy 59	0.005	0.15	0.040	0.004	0.002	-	22.85	59.47	15,55

Tabella 2 - Composizioni dell'acciaio ferritico placcato con lega di Ni.

Table 2 - Compositions of the ferritic steel clad with Ni alloy.

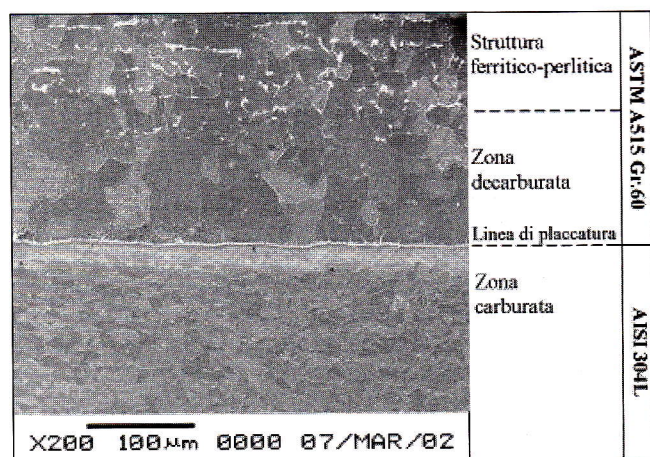


Fig. 1 - Micrografia d'insieme nei pressi dell'interfaccia di placcatura dell'acciaio ASTM A 515 Gr.60 placcato con AISI 304 L, dopo attacco con gliceregia.

Fig. 1 - Micrograph near the cladding interface of the ASTM A 515 Gr. 60 steel clad with AISI 304 L, after etching by glycerage solution.

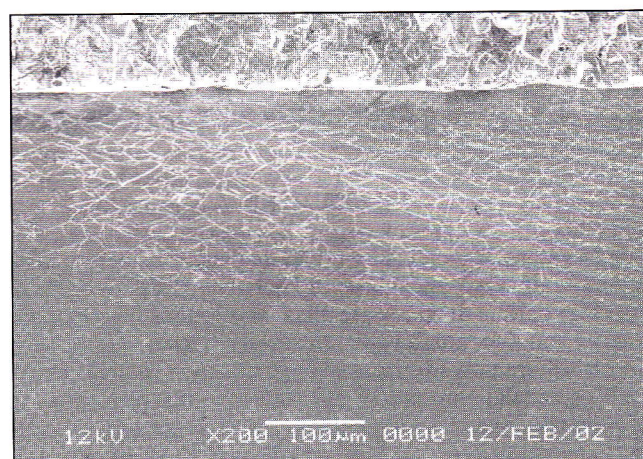


Fig. 2 - Micrografia nei pressi della linea di placcatura dal lato dell'acciaio AISI 304 L, dopo attacco con reattivo tipo Kroll che mette in evidenza la precipitazione di carburi nell'acciaio AISI 304L.

Fig. 2 - Micrograph near the cladding line on the AISI 304 L steel side, after etching by a Kroll type solution that shows carbide precipitation in the AISI 304 L steel.

sione di energia del tipo EDX Oxford (mod. 6587). Mediante scansioni lungo direzioni ortogonali alla linea di placcatura sono stati ricavati i profili di concentrazione degli elementi sostituzionali nei campioni tal quali e dopo trattamento termico. Le proprietà meccaniche sono state valutate effettuando misure di microdurezza Vickers (carico 25g, tempo 10 s) lungo direzioni ortogonali all'interfaccia di placcatura.

**RISULTATI**

Acciaio ASTM A 515 Gr.60 placcato con AISI 304 L  
In figura 1 viene riportata una micrografia SEM ottenuta, in un campione tal quale, nei pressi dell'interfaccia di placcatura tra l'acciaio al carbonio ASTM A 515 Gr.60 e l'acciaio austenitico AISI 304 L. L'interfaccia tra i due materiali è rappresentata da una linea sottile, ma ben individuabile, che segue il profilo dei grani ferritici. Dalla parte dell'acciaio al carbonio si ha una zona decarburata, di spessore pari a ~ 120 µm, costituita da grani ferritici di grandi dimensioni (diametro intorno a 30-50 µm); lontano dalla linea di placcatura, è presente la tipica struttura ferritico-perlitica di laminazione, con i grani perlitici allineati secondo bande parallele. Dal lato austenitico, nei pressi della linea di placcatura, si ha

una zona caratterizzata da una copiosa precipitazione di carburi. Tale zona appare come una fascia chiara all'attacco con la gliceregia (fig. 1); l'attacco con il reagente tipo Kroll consente di risolvere in modo ottimale la precipitazione dei carburi al bordo dei grani dal lato austenitico, senza deteriorarne la superficie (fig. 2). Immediatamente a ridosso della linea di placcatura, i grani appaiono fortemente allungati (asse maggiore lungo ~30 µm). Come mostrato anche in un precedente lavoro [6], l'elevato contenuto di Cr che precipita nei carburi impoverisce la matrice austenitica in prossimità dei bordi di grano, rendendola suscettibile a fenomeni corrosivi.

La zona carburata si estende per una ampiezza complessiva di ~ 200 µm; tuttavia, man mano che ci si allontana dall'interfaccia, dove è presente la zona di copiosa precipitazione (fascia chiara), la precipitazione dei carburi tende gradualmente a ridursi; inoltre, i grani austenitici assumono una morfologia indeformata, con dimensione media di ~ 20 µm. In corrispondenza della zona carburata, a ridosso dell'interfaccia, è stato misurato un picco nel profilo di microdurezza Vickers di circa 350 HV, rispetto a valori medi di 250 HV, rilevati nell'acciaio austenitico, e di 160 HV, nell'acciaio ferritico. In figura 3 sono dati i profili di concentrazione degli elementi sostituzionali Ni e Cr ottenuti, in un campione tal quale, attraverso misure microanalitiche EDS lungo una direzione ortogonale alla linea di placcatura; la zona interessata

Fig. 3 - Acciaio ASTM A 515 Gr.60 placcato con AISI 304 L: profili sperimentali di concentrazione di Ni e Cr in funzione della distanza dall'interfaccia di Matano. (--- interfaccia di Matano).

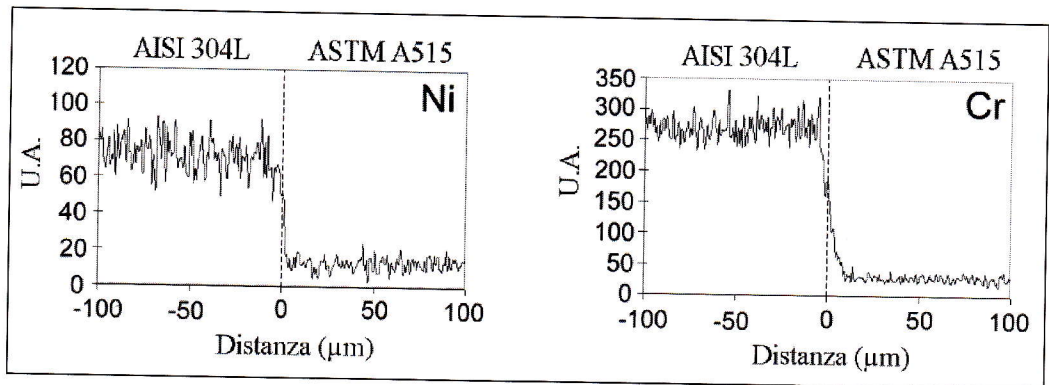


Fig. 3 - ASTM A 515 Gr. 60 steel clad with AISI 304 L: experimental Ni and Cr concentration profiles vs. the distance from the Matano interface. (--- Matano interface).

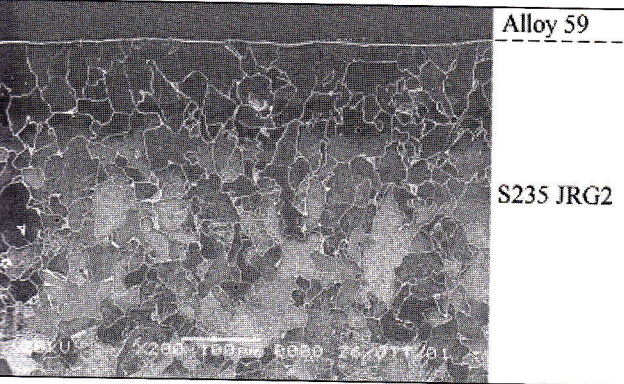


Fig. 4 - Micrografia dell'acciaio ferritico S235JRG2 nei pressi dell'interfaccia di placcatura con la lega di Ni Alloy 59, dopo attacco con soluzione Nital al 2%.

Fig. 4 - Micrograph of the S235JRG2 ferritic steel near the cladding interface with the Alloy 59, after etching by a Nital 2% solution.

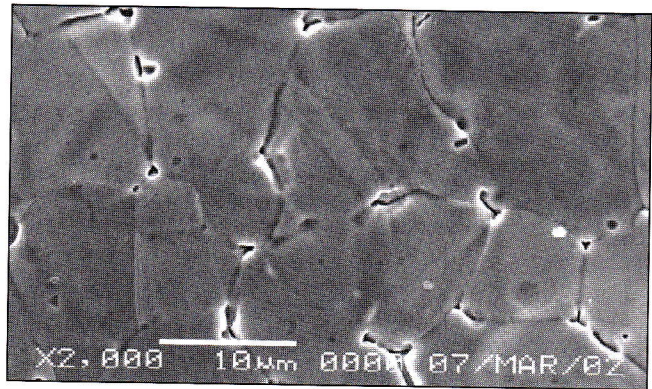


Fig. 5 - Micrografia del piano di interfaccia sul versante della lega di Ni Alloy 59, dopo attacco con reattivo tipo Kroll.

Fig. 5 - Micrograph of the interface plane on the Alloy 59 side, after etching by a Kroll type solution.

Fig. 6 - Acciaio ferritico S235JRG2 placcato con Alloy 59: profili sperimentali di concentrazione di Ni, Cr e Mo in funzione della distanza dall'interfaccia di Matano. (Banda grigia: linea di placcatura; segmento tratteggiato: interfaccia di Matano).

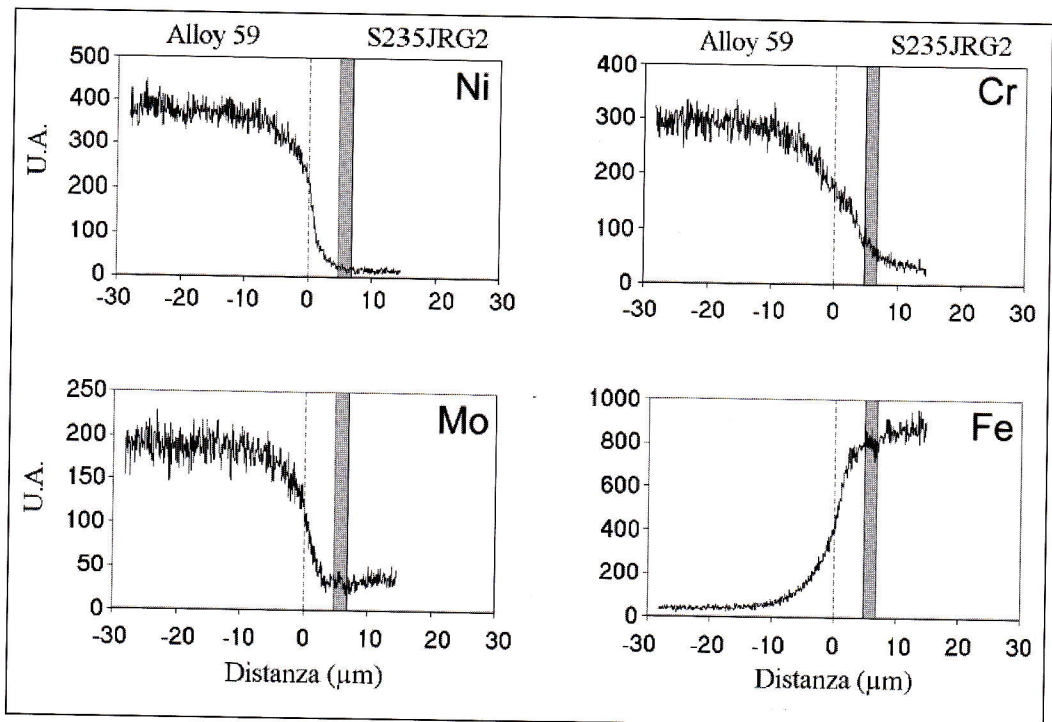


Fig. 6 - S235JRG2 ferritic steel clad with Alloy 59: experimental concentration profiles of Ni, Cr, Mo and Fe vs. the distance from the Matano interface; (Gray band: cladding line; broken line: Matano interface).

La diffusione ha un'ampiezza di circa 10 µm ed è posizionata intorno alla linea di placcatura. Sui diagrammi di figura 3 viene indicata a tratteggio l'interfaccia tra i due metalli incolata in base alla condizione di Matano, che viene assunta come origine delle distanze. L'ampiezza della zona interessata dalla diffusione cresce con il trattamento termico, raddoppiandosi nel caso di esposizione del laminato a 600°C per 15 min.

**Acciaio S235JRG2 placcato con Alloy 59**

In figura 4 viene riportata una micrografia SEM di un campione tal quale dell'acciaio ferritico S235JRG2 nei pressi dell'interfaccia di placcatura con la lega di Ni Alloy 59. Anche in questo caso la linea di placcatura segue il profilo dei grani ferritici; a ridosso della linea di placcatura, per una profondità ~ 150 µm, la dimensione media dei grani ferritici (diametro ~ 40 µm) è maggiore di quella dei grani ferritici

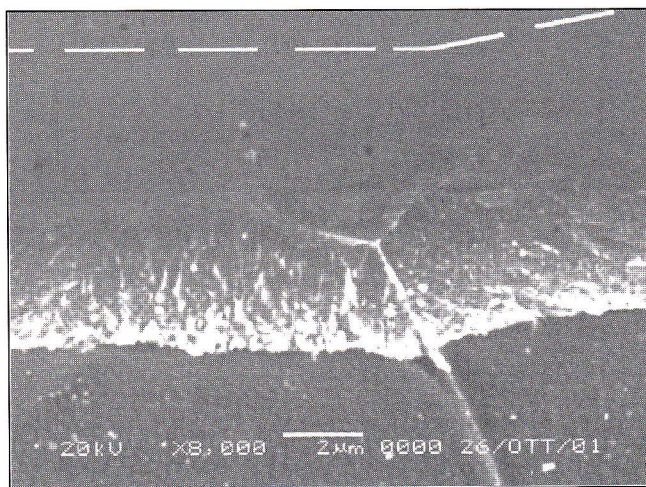


Fig. 7 - Particolare in corrispondenza della linea di placcatura: in basso acciaio ferritico S235JRG2; in alto Alloy 59. A tratteggio viene indicata la posizione dell'interfaccia di Matano.

Fig. 7 - Detail near the cladding line on the S235JRG2 ferritic steel side. The broken line gives the Matano interface position.

	D <sub>0</sub> (cm <sup>2</sup> /s)	Q (kJ/mol)
Ni	7,80 · 10 <sup>-2</sup>	258
Cr	5,30 · 10 <sup>-2</sup>	242

Tabella 3 - Energia di attivazione (Q) e coefficiente pre-esponenziale (D<sub>0</sub>) per la diffusione di Ni e Cr nell'acciaio ASTM A 515 Gr.60 placcato con AISI 304 L.

Table 3 - Activation energy (Q) and pre-exponential coefficient (D<sub>0</sub>) for Ni and Cr diffusion in the ASTM A 515 Gr.60 steel clad with AISI 304 L.

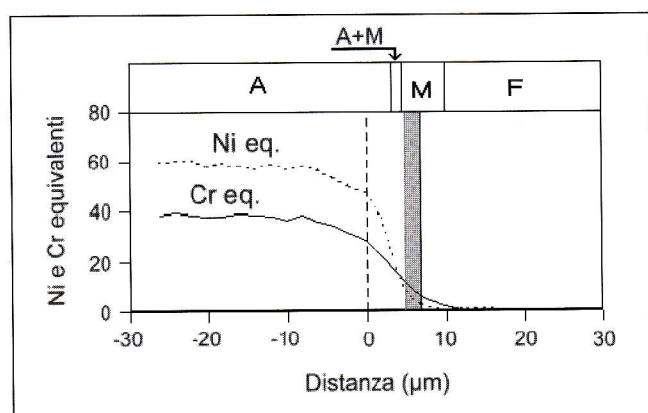


Fig. 8 - Acciaio ferritico S235JRG2 placcato con Alloy 59: andamenti del Ni e del Cr equivalenti in funzione della distanza dall'interfaccia di Matano. (Banda grigia: linea di placcatura; segmento tratteggiato: interfaccia di Matano; con le lettere A, M e F sono individuati i campi di esistenza delle fasi austenitica, martensitica e ferritica).

Fig. 8 - S235JRG2 ferritic steel clad with Alloy 59: profiles of Ni and Cr equivalent concentrations vs. the distance from the Matano interface; austenitic, martensitic and ferritic fields are respectively indicated by A, M and F.

dell'acciaio lontani dalla linea di placcatura (diametro ~ 20 µm).

La struttura dell'Alloy 59 nei pressi dell'interfaccia di placcatura è caratterizzata da grani austenitici di piccole dimensioni (~ 20 µm), come mostrato dalla micrografia di figura 5, relativa al piano di interfaccia (perpendicolare al piano delle precedenti micrografie), che è stato reso osservabile dopo aver sciolto l'acciaio ferritico con l'attacco tipo Kroll.

I valori medi di microdurezza dei due materiali (260 HV per l'Alloy 59 e 150 HV per l'acciaio ferritico S235JRG2) non presentano sensibili variazioni nei pressi dell'interfaccia di placcatura. Dato il ridottissimo tenore di carbonio nell'acciaio di base, non si verifica la precipitazione di carburi nella lega di placcatura ed il conseguente indurimento locale.

Per effetto delle diverse concentrazioni nei due metalli laminati, è ben evidente il fenomeno della interdifferusione di elementi sostituzionali, quali Ni, Cr e Mo, dalla lega di placcatura verso l'acciaio di base e del Fe nel verso opposto. Le concentrazioni dei vari elementi sono state valutate, mediante EDS, effettuando le scansioni lungo direzioni ortogonali alla linea di placcatura.

In figura 6 sono mostrati, per un campione tal quale, i profili di concentrazione di Ni, Cr, Mo e Fe ottenuti in direzione ortogonale alla linea di placcatura. La zona interessata dalla diffusione è una fascia di spessore pari a ~ 20 µm.

L'ampiezza della zona interessata dalla diffusione consente di risolvere la linea di placcatura (indicata con una banda grigia nei diagrammi di fig. 6) dalla interfaccia che si ottiene imponendo la condizione di Matano (segmento tratteggiato); inoltre, per gli elementi considerati, si rileva che la linea di placcatura è spostata, rispetto all'interfaccia di Matano, dalla parte dell'acciaio di base. A conferma di ciò, nell'immagine micrografica riportata in fig. 7, ottenuta dopo attacco Nital, è possibile osservare come la linea di placcatura attraversi il bordo di due grani ferritici; nella stessa figura è riportata a tratteggio la posizione dell'interfaccia di Matano, che può assumersi come l'interfaccia che divide inizialmente l'acciaio di base dal materiale di placcatura. L'entità dello spostamento della linea di placcatura dall'interfaccia di Matano cresce a seguito del trattamento termico.

DISCUSSIONE

I coefficienti di diffusione degli elementi sostituzionali possono essere calcolati interpolando gli andamenti sperimentali delle concentrazioni con la seguente funzione:

$$c(x) = \left(\frac{c_1 + c_2}{2}\right) - \left(\frac{c_1 - c_2}{2}\right) \operatorname{erf}\left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}}\right) \quad (1)$$

dove c<sub>1</sub> e c<sub>2</sub> sono le concentrazioni iniziali dell'elemento che diffonde nei due metalli, x la distanza dall'interfaccia di Matano, t il tempo e D il coefficiente di diffusione. Tale relazione rappresenta la soluzione della seconda legge di Fick nel caso di diffusione di un elemento in un mezzo infinito, con la condizione iniziale di due seminfiniti a concentrazione iniziale costante, c<sub>1</sub> e c<sub>2</sub>, dell'elemento che diffonde, con l'ipotesi che D sia indipendente dalla concentrazione stessa. Questo modello può essere considerato, in prima approssimazione, per il calcolo dei coefficienti di diffusione degli elementi sostituzionali nell'acciaio ASTM 515 Gr.60 placcato con AISI 304 L, mentre non può essere ritenuto valido per l'acciaio S235JRG2 placcato con Alloy 59. In questo caso, infatti, i fenomeni interdifferusivi, esaltati dalle forti differenze di concentrazione tra i due metalli, comportano la diffusione del Fe in un verso e quella degli altri elementi nel verso opposto, con conseguente dipendenza dei rispettivi coefficienti di diffusione dalla concentrazione.

Per quanto riguarda la dipendenza di D=D<sub>0</sub>exp(-Q/(RT)) dalla temperatura, sono stati considerati i profili di diffusione ottenuti dopo i trattamenti termici alle varie temperature T; effettuando il riporto di ln D in funzione di 1/T, sono stati calcolati i valori del coefficiente pre-esponenziale D<sub>0</sub> e dell'energia di attivazione Q (tabella 3).

Nel caso dell'acciaio ASTM A 515 Gr.60 placcato con AISI 304 L la zona interessata alla diffusione degli elementi sostituzionali è abbastanza limitata; la diffusione del carbonio,

invece, interessa una fascia molto più ampia, dando luogo ad una copiosa precipitazione di carburi di Cr, con effetti locali anche sui valori di microdurezza Vickers.

Nell'acciaio ferritico S235JRG2 placcato con Alloy 59, per effetto degli elevati gradienti di concentrazione, si ha una zona interessata alla diffusione degli elementi sostituzionali abbastanza ampia da poter risolvere le diverse fasi presenti; inoltre, la linea di placcatura subisce uno spostamento significativo, rispetto all'interfaccia di Matano, dalla parte dell'acciaio di base.

In figura 8 sono riportati gli andamenti del Ni e del Cr equivalenti, calcolati in base ai profili sperimentali di diffusione, in funzione della distanza dalla interfaccia di Matano, che può considerarsi come l'interfaccia di separazione iniziale tra l'acciaio di base e la lega di placcatura. Si rileva, in accordo con il diagramma WRC-92 [8], che la fase austenitica dell'Alloy 59 si espande fino a ~4 µm oltre l'interfaccia di Matano dalla parte dell'acciaio di base, che la linea di placcatura è in fase martensitica, mentre la fase ferritica, propria dell'acciaio S235JRG2, si ripristina completamente poco oltre la linea di placcatura stessa.

### CONCLUSIONI

Lo studio delle interfacce di placcatura ha evidenziato la presenza di fenomeni diffusivi, mostrando come il processo di laminazione a caldo abbia comportato la saldatura allo stato solido tra i materiali interessati.

Nell'acciaio ASTM A 515 Gr.60 placcato con AISI 304 L si ha una massiccia diffusione del carbonio verso l'acciaio austenitico, dove si osserva, a ridosso dell'interfaccia di placcatura, una fascia ad elevata durezza caratterizzata da una copiosa precipitazione di carburi di Cr ai bordi dei grani.

Nell'acciaio S235JRG2 placcato con Alloy 59, l'interdiffusione degli elementi sostituzionali comporta lo spostamento

della linea di placcatura verso l'acciaio di base e la formazione di una fascia intermedia austenitica - martensitica.

In entrambi i casi considerati, l'ampiezza delle zone che hanno subito modifiche microstrutturali è risultata almeno di un ordine di grandezza inferiore rispetto allo spessore dello strato di placcatura.

### RINGRAZIAMENTI

Si ringrazia la direzione della Voest-Alpine Stahl Industrie di Linz per la fornitura degli acciai placcati.

### RIFERIMENTI BIBLIOGRAFICI

1. T. HELANDER, J. AGREEN and J.O. NILSSON, ISIJ International, 37, 11 (1997), p.1139
2. R. AYER, R. R. MUELLER, D. P. LETA and W. J. SISA, 20A (1989), p. 665
3. I. GUTIERREZ, J.J. URCOLA, J. M. BILBAO and L. M. VILLAR, Materials Science and Technology, 7 (1991), p. 761
4. B. LOPEZ, I. GUTIERREZ and J.J. URCOLA, Materials Science and Technology, 12 (1996), p. 45
5. S. MISSORI and A. SILI, Proc. of the 5th European Conference on Advanced Materials and Processes and Applications, EUROMAT 97, Maastricht, 21-23 April 1997, vol. 4, p. 51
6. S. MISSORI, F. MURDOLO and A. SILI, Metallurgical Science and Technology, v.19, N.2, (2001), p. 21
7. Voest-Alpine Stahl Linz, Cladded Plates Catalogue, (2000)
8. D.J. KOTECKI and T.A. SIEWERT, Welding Journal 71(5) (1992), p. 171s

## A B S T R A C T

### INTERFACES INVESTIGATION IN FERRITIC STEEL HOT CLAD WITH AUSTENITIC STEEL OR Ni BASE ALLOY

Cladding of carbon steels, by austenitic stainless steel or Ni base alloys, allows to optimise the corrosion resistance properties of the external layer with the low cost of base material.

Cladding with thickness of 1 mm can be obtained by plastic deformation processes at high temperatures, such as isostatic pressure, co-extrusion or rolling. The dilution effects connected with depositions of layers by welding can be avoided utilising these procedures. Nevertheless, cladding of carbon steel with austenitic stainless steel or Nickel base alloy gives, depending on process high temperatures and times, carbon and substitutional elements diffusion with con-

sequent modification of the microstructural characteristics of the bimetallic interface.

In this work, two type of clad plates, obtained by hot rolling, have been studied (see table 1 and 2): carbon steel ASTM A515 Gr.60 (thickness 6,5 mm) clad with austenitic stainless steel AISI 304L (thickness 2,5 mm) and, to avoid carbon diffusion, ferritic steel S235JRG2-EN 10025/94 (thickness 10 mm) clad with Ni-alloy Alloy 59 (thickness 2,5 mm). With the aim of studying microstructural features at the bimetallic interfaces, scanning electron microscopy (SEM) observations and energy dispersion spectroscopy (EDS) microanalysis have been carried out. Mechanical property has been valued by means of Vickers microhardness tests. The interface between ferritic-perlitic steel ASTM A515 and austenitic AISI 304L (fig. 1) is clearly outlined by a line, na-

med cladding line. On ferritic side, there is a decarburized zone, ~120 μm wide, with coarse decarburised ferritic grains; on the austenitic side, instead, there is a zone of plentiful carbide precipitation at grain boundaries, adjacent to the aforesaid interface and ~200 μm wide (fig. 2). The substitutional elements diffusion zone, crossing the Matano interface, is about 10μm wide (fig. 3); this wide doubles later on thermal exposure at 1300°C for 15 min. The Vickers microhardness average value, measured in the precipitation carbides zone, is 350 HV, while the average value far away from the bimetallic interface is 250 HV.

The interface between ferritic steel S235JRG2 and the Alloy 59 (fig. 4) shows, on ferritic side, a zone, ~150 μm wide, characterised by ferritic coarse grains. The structure of Alloy 59 shows grains with dimensions of about 20μm (fig. 5) and without signs of carbide precipitation. The microhardness of the Alloy 59 is 260 HV, while the ferritic steel microhardness is 150 HV.

The substitutional elements diffusion zone, crossing the Matano interface, is ~ 20μm wide (fig. 6); the cladding line, solvable from the Matano interface, lies on the ferritic steel side. This is a consequence of substitutional elements diffusion (Ni, Cr and Mo) towards the ferritic steel, as it is clearly visible in fig. 7, where the broken line indicates the position of the Matano interface.

By means of the equation (1) it is possible to calculate the diffusion coefficients of the substitutional elements. Considering the D values, obtained by the diffusion profiles of samples thermal treated at two different temperatures, by means of the expression  $D=D_0 \exp[-Q/(RT)]$ , it is possible to calculate the  $D_0$  pre-exponential coefficient and the Q activation energy values (table 3).

In the ASTM A515 Gr.60 carbon steel clad with AISI 304L, the substitutional elements diffusion zone is rather small; in the S235JRG2 ferritic steel clad with Alloy59, substitutional elements diffusion zone is larger. The equivalent concentration of Ni and Cr versus the distance from the Matano interface are plotted in fig. 8. In agreement with the WRC-92 diagram [8], the austenitic phase of the Alloy 59 expands for ~ 4 μm beyond the Matano interface, towards the base steel side; the cladding line lies on a martensitic zone and, finally, the ferritic phase is completely restored beyond the cladding line.

The study of cladding interfaces has evidenced the presence of diffusion phenomena, showing as the hot rolling process has determined the solid state welding between the two materials. In both the two considered cases, the wide of the zone affected by microstructural modifications resulted smaller of one order of magnitude than the cladding layer thickness.