

Effetto del vanadio micro-legato sulla microstruttura della zona termicamente alterata in acciai per applicazioni strutturali

A. D. Basso¹, M. C. Basso², D. C. Basso³, C. Basso⁴

La zona termicamente alterata nell'intervallo di temperature inter-critiche (ICRCGHAZ) risulta essere una delle più fragili nelle saldature di acciai micro-legati ad alta resistenza (HSLA). In seguito a cicli di riscaldamento nell'intervallo di temperature compreso tra 700 °C e 750 °C, la zona termicamente alterata con grano ingrossato subisce ad una forte perdita di tenacità e resistenza a trazione causata principalmente dalla formazione di austenite instabile. La presenza di micro-leganti in acciai HSLA influenza le variazioni nella microstruttura e nella distribuzione dei costituenti microstrutturali, più o meno benefiche, che permettono di migliorare le prestazioni del materiale saldato. A tal fine, per mettere in evidenza l'influenza del vanadio sulle variazioni microstrutturali in zona ICRCGHAZ, è stato preso in esame il grado S450 micro-legato con un contenuto di vanadio pari a 0,015%. Sono stati simulati due cicli termici di saldatura in cui la zona inter-critica è stata sottoposta a un riscaldamento del picco secondario in zona inter-critica, mantenuto per un tempo compreso tra 720 °C e 750 °C. I risultati ottenuti relative all'evoluzione della microstruttura con particolare riferimento alla formazione di austenite instabile e alla durezza Vickers.

PAROLE CHIAVE: ZONA TERMICAMENTE ALTERATA, VANADIO, MICRO-LEGATO, ACCIAI PER APPLICAZIONI STRUTTURALI

[10, 11]. Nonostante l'importanza dei micro-leganti, per l'ottenimento di una buona combinazione di resistenza meccanica e tenacità, in letteratura vengono riportati effetti negativi di quest'ultimi sulle proprietà di giunti saldati [12]. L'equilibrio tra resistenza meccanica e durezza negli acciai HSLA dipende dai cicli termici realizzati durante la saldatura, che possono causare comportamento di bassa tenacità nella zona termicamente alterata (ZTA). Durante la saldatura infatti, la ZTA subisce picchi di temperatura senza raggiungere fusione, seguiti poi da un rapido raffreddamento. Storicamente la tenacità più bassa è prevista nella zona termicamente alterata con grano ingrossato (CG ZTA), la quale rappresenta la parte immediatamente adiacente alla linea di fusione della saldatura [13, 14]. Le elevate temperature possono provocare un ingrossamento del grano austenitico, e la combinazione tra una granulometria grossolana dell'austenite ed un rapido raffreddamento, promuove la formazione di strutture fragili. Negli ultimi anni è emerso che la parte più degradata della zona termicamente alterata, è la ZTA a grana grossolana riscaldata in zona intercritica (IC CG ZTA), ovvero tra le temperature A_{c1} ed A_{c3} [15]. Durante questo tipo di riscaldamento, si verifica una parziale trasformazione in austenite, principalmente nelle aree in cui sono segregati gli elementi stabilizzatori dell'austenite, come il carbonio o il manganese [16]. Al rapido raffreddamento dunque, segue la trasformazione di queste zone ad alto contenuto di carbonio, in perlite/bainite o austenite residua (RA), a seconda della temprabilità e della velocità di raffreddamento [17]. La presenza della RA però è considerata la principale causa della riduzione di tenacità della ZTA. Il niobio viene comunemente aggiunto per aumentare le capacità di resistenza degli acciai HSLA, ma tale elemento risulta avere un impatto negativo sulla tenacità della ZTA [18]. È stato in particolare verificato come, durante il processo di saldatura, gli effetti vantaggiosi dell'aggiunta di niobio, legati all'affinamento del grano ed il conseguente miglioramento delle proprietà del metallo base, siano superati dagli effetti dannosi dovuti alla formazione di martensite [19]. L'effetto del vanadio sulla ZTA è sostanzialmente diverso da quello del niobio. Il vanadio consente di ottenere un'affinamento del grano ed un miglioramento della resistenza per precipitazione negli acciai HSLA, riducendo

le dimensioni delle colonie bainitiche e promuovendo la nucleazione della ferrite aciculare.

MATERIALE E METODI

L'acciaio la cui chimica è riportata nella Tab. 1, è stato prodotto in un impianto di fusione ad induzione sottovuoto (VIM), sottoforma di lingotto di 80 kg e successivamente laminato a caldo fino allo spessore di 16 mm. Nella Fig. 1 viene mostrata la microstruttura del materiale laminato a caldo. A partire dal materiale laminato a caldo poi, sono stati ottenuti campioni cilindrici delle dimensioni di 10 mm in lunghezza e 4 mm in diametro, da sottoporre a trattamento termico in condizioni controllate, per mezzo di un dilatometro. I cicli di trattamento termico sono stati scelti allo scopo di riprodurre le microstrutture corrispondenti alle ZTA di un giunto saldato, in diverse condizioni di processo. Nello specifico è stato simulato un processo di saldatura in doppia passata, con temperature di picco (secondario) comprese tra 720 e 790 °C. Al fine di valutare la presenza di austenite residua nell'acciaio, dopo il trattamento termico mostrato in Fig. 2, sono stati utilizzati tre diversi metodi, quali la diffrazione dei raggi hAm31 Te

Tab. 2 - Composizione chimica dell'acciaio sottoposto ad analisi / Chemical composition of the considered steel.

Composizione chimica (wt%)		
		Fe
	10	Eq.

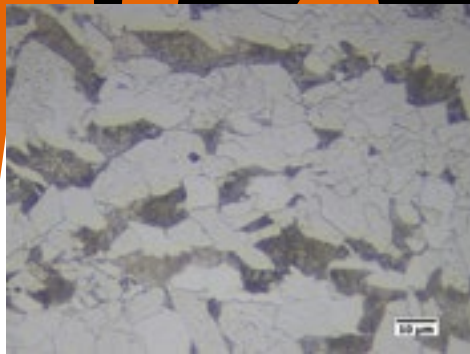


Fig.1 - Microstruttura del materiale laminato a caldo (attacco chimico Nital 2%) / Hot rolled material microstructure (2% Nital etching)

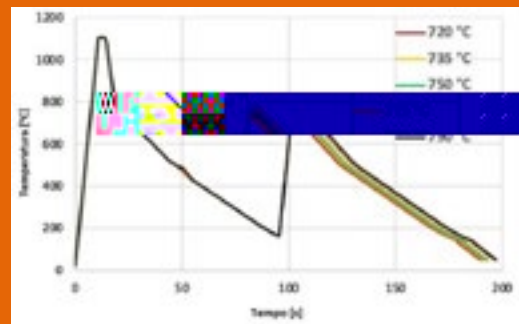


Fig.2 - Ciclo termico sperimentale / Experimental thermal cycle by thermocouples / Experimental thermal cycle by thermocouples

RISULTATI

Dalla Fig. 3 si nota come, passando da una temperatura di picco (secondario) di 790 °C a una di 720 °C, la microstruttura passi da una fase dominante composta da ferrite-perlite, ad una fase dominata maggiormente da bainite. Al fine di valutare la qualità della ZTA sui campioni considerati, sono stati acquisiti degli spettri mediante diffrazione dei raggi X. I risultati hanno dimostrato come i valori di RA registrati, siano al di sotto della soglia di accettabilità di tale tecnica (<1%), ad indicare il fatto che il metodo XRD non è adatto a determinare l'austenite residua nella ZTA degli acciai considerati [20].

Le mappe di fase invece, mostrate in Fig. 4, sono state ottenute tramite la tecnica EBSD; il contenuto di austenite residua (Tab. 2) è stato valutato in funzione della temperatura di picco. L'ultima tecnica utilizzata per la valutazione della RA è stata l'analisi quantitativa al microscopio ottico dopo attacco chimico selettivo Le Perà (Fig. 5). I risultati in Tab. 3, riferiti ai risultati ottenuti dall'analisi d'immagine (Fig. 5), dimostrano come i valori di austenite residua misurati siano maggiori rispetto a quelli ottenuti mediante EBSD. In Fig. 6 sono riportati a confronto, i valori di RA

ottenuti attraverso queste due diverse metodologie d'indagine, da cui sono visibili degli andamenti simili. Si noti che, come mediato mediante EBSD, i risultati non risultano influenzati da fattori esterni, quali la profondità di incisione dell'attacco chimico che potrebbe alterare la misura. Allo stesso modo, l'EBS permette di analizzare aree molto piccole, rendendo possibile un'analisi d'insieme. A tal proposito, i risultati considerati entrambi come comparabili. In Fig. 7 mostra come lo stesso andamento sia osservato dai valori di durezza. Questi risultati dimostrano come la presenza di RA, anche per valori molto bassi, influenzi le proprietà meccaniche del materiale. Inoltre, in Fig. 6 e 7 sono stati riportati gli andamenti della % di austenite residua e della durezza per lo stesso grado d'acciaio senza V (acciaio S355). Da questo emerge che l'aggiunta di V favorisce la formazione di più austenite residua alla quale è possibile associare un maggiore indurimento a seguito di trattamenti termici in zona intercritica.

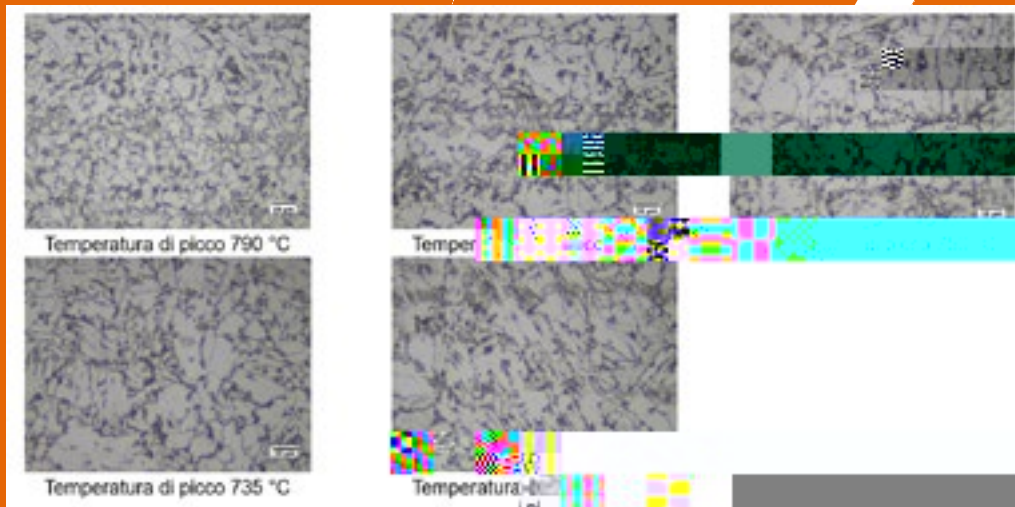


Fig.3 - Microstrutture ottenute passando da 790 °C a 720 °C (attacco chimico 2% Nital) / Microstructure evolution with temperature (2% Nital etching)

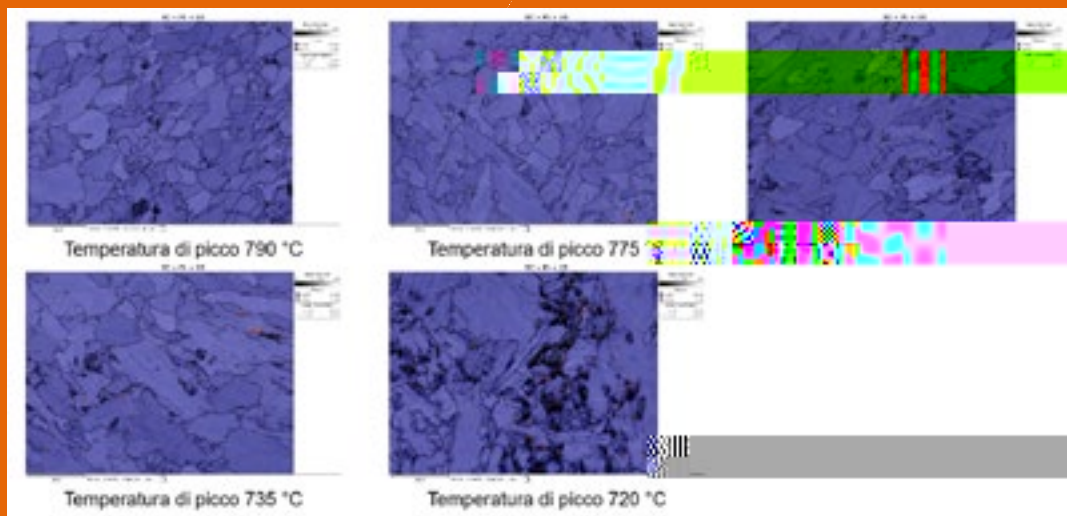


Fig.4 - Mappe di fase ottenute tramite tecnica EBSD / Phase maps as obtained by EBSD.

Tab.2 - Austenite residua in funzione della temperatura di picco, valutata tramite tecnica EBSD / Residual austenite as a function of temperature as measured by EBSD.

Temperatura di picco [°C]				
790 °C	775 °C	750 °C	735 °C	720 °C
Composizione chimica (wt%)				
0.7 %	0.2 %	0.3 %	0.2 %	0.4 %

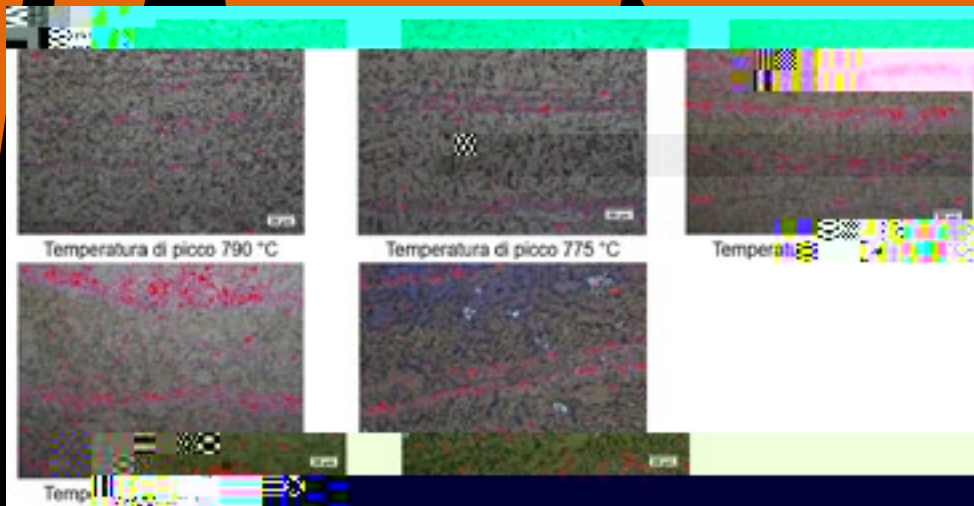


Fig.5 - Microstruttura in funzione della temperatura di picco (Le Perà / Microstructure evolution with temperature (Le Perà etching)).

Tab.3 - Austenite residua in funzione della temperatura di picco, valutata tramite analisi d'immagine (Le Perà) / Residual austenite as a function of peak temperature (Le Perà) / Automatic analysis.

Temperatura di picco [°C]		
790 °C	775 °C	735 °C
Austenite residua [%]		
5,5 %	4,5 %	4,5 %

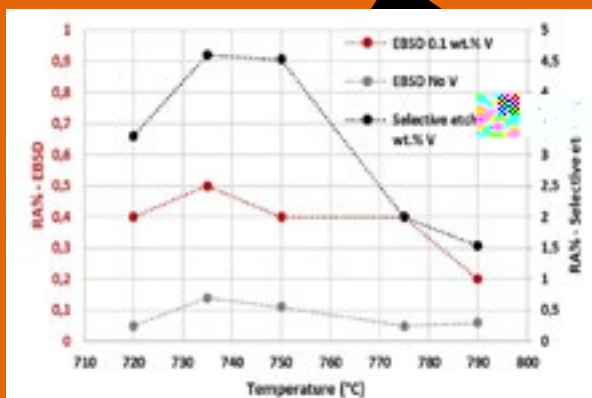


Fig.6 - Dipendenza dell'austenite residua dalla temperatura di picco (confronto tra EBSD e microscopio ottico) / Peak temperature dependence of residual austenite.

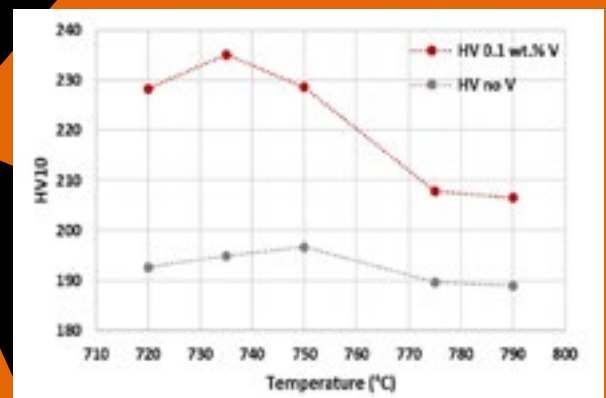


Fig.7 - Dipendenza della durezza dalla temperatura di picco / Hardness dependence on peak temperature

CONCLUSIONI

I risultati delle indagini qui riportate hanno evidenziato il comportamento del grado acciaio S355, con l'aggiunta dello 0.1% di vanadio, all'interno della regione di temperatura intercritica. Tramite un dilatometro, sono stati riprodotti cinque diversi cicli termici di saldatura in doppia passata, in un range di temperature di picco secondario comprese tra 720 °C e 790 °C. I risultati ottenuti mostrano

una diretta correlazione dell'andamento della RA misurata con quello della durezza in funzione della temperatura inter-critica. Inoltre, dal confronto con i valori di RA e di durezza per lo stesso acciaio senza l'aggiunta di V si vede come l'effetto dell'elemento alligato è quello di stabilizzare maggiormente per l'austenite residua, con conseguente incremento della durezza.

B B AF A

- [1] Benz JK, Thompson SW. The effect of vanadium and other microalloying elements on the microstructure of bainitic HSLA steels. *Materials science and Technology Conference and Exhibition*. 2017;1:490.
- [2] Fazeli F, Amirkhiz BS, Scott C, Arafin M, Collins L. Kinetics and microstructural change of low-carbon bainite due to vanadium microalloying. *Materials Science & Engineering A*. 2018;720:248-256.
- [3] Baker TN. *Ironmaking & Steelmaking*. 2016;43:264-307.
- [4] Di Schino A. Analysis of phase transformation in high strength low alloyed steel. *Metalurgija*. 2017; 56:3-4:349-352.
- [5] Di schino A, Gaggiotti M, Testani C. Heat treatment effect on microstructure evolution in a 7% Cr steel for forging. *Metals*. 2020;10(6):808.
- [6] Tian Y, Zhao MC, Zeng YP, Shi XB, Yan W, Yang K, Zeng TY. Elimination of primary NbC carbides in HSLA steels for oil industry tubular goods. *The Minerals , Metals & Material Society*. 2022;74:6.
- [7] Kim DW, Yang J, Kim YG, Kim WK, Lee S, Sohn SS. Effects of granular bainite and polygonal ferrite on yield strength anisotropy in API X65 linepipe steel. *Materials Science & Engineering A*. 2022;843:143151.
- [8] Roy S, Romualdi N, Yamada K, Poole W, Militzer M, Collins L. The relationship between microstructure and hardness in the heat-affected zone of line pipe steels. *The minerals, Metals & Materials Society*. 2022;74:6.
- [9] Bay Y, Bhattacharyya R, Mc Cormick ME. Use of high strength steel. *Elsevier Ocean Engineering*. 2001;3:19:353-380.
- [10] Narimani M, Hajjari E, Eskandari M, Szpunar JA. Electron backscattered diffraction characterization of S900 HSLA Steel Welded Joints and Evolution of Mechanical Properties. *JMEPEG*. 2022;31:3985-3997.
- [11] Sci SC, Wang WC, Ko DK. Influence of inclusions on mechanical properties in flash butt welding joint of high-strength low-alloy steel. *Metals*. 2022;12(2):242.
- [12] Lambert-Perlade A, Gourges AF, Besson J, Sturel T, Pineau A. Mechanism and modeling of cleavage fracture in simulated heat-affected zone microstructures of a high-strength low alloy steel. *Metallurgical and materials transactions A*. 2004;35:1039.
- [13] Shi Y, Han Z. Effect of weld thermal cycle on microstructure and fracture toughness of simulated heat-affected zone for a 800 MPa grade high strength low alloy steel. *Journal of materials processing technology*. 2008;207:30-39.
- [14] Prasad K, Dwivedi DK. Some investigations on microstructure and mechanical properties of submerged arc welded HSLA steel joints. *Int J ADV Manuf Technol*. 2008;36:475-483.
- [15] Di Schino A, Allea L, Guagnelli M. Microstructure evolution during quenching and tempering of martensite in a medium C steel. *Materials Science Forum*. 2012;715-716:860-865.
- [16] Ouchi C. Development of steel plates by intensive use of TMCP and direct quenching processes. *ISIJ International*. 2001;41:6:542-553.
- [17] Spanos G, Fonda RW, Vandermeer RA, Matuszeski A. Microstructural changes in HSLA -100 steel thermally cycled to simulate the heat-affected zone during welding. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 1995; 26:3277-3293.
- [18] Di Schino A, Di Nunzio PE. Effect of Nb microalloying on the heat affected zone microstructure of girth welded joints. *Materials letters*. 2017;186:86.
- [19] Lee S, Kim BC, Kwon D. Correlation of microstructure and fracture properties in weld heat-affected zones thermomechanically controlled processed steels. *Metallurgical Transactions A*. 1992;23:2803-2816.
- [20] Stornelli G, Gaggotti M, Gattia DM, Schmidt R, Sgambetterra M, Tselikova A, Zucca G, Di Schino A. Vanadium alloying in S355 structural steel: effect on residual austenite formation in welded joints heat affected zone. *Acta Metallurgica Slovaca*, in stampa

Vanadium micro-alloying effect on heat affected zone microstructure and mechanical properties in welded reinforced steel for application

The thermally heat affected zone (HAZ) in the inter-critical temperature range (ICRCGHAZ) appears to be one of the most fragile sections in the welding of high strength low alloy steels (HSLA). Following multiple heating cycles in the temperature range between A_1 and A_3 , the heat affected zone coarse grained grain undergoes a toughness and fatigue resistance loss, mainly caused by the formation of residual stress (RA). The presence of micro-alloying elements in HSLA promotes variations in the microstructure and the distribution of some microstructural constituents, more beneficial, which allows to improve the mechanical performance of a welded joint. To this aim, to highlight the effect of vanadium on the microstructural variations in low alloy steel in the ICRCGHAZ area, the micro-alloyed steel with a V content of 0.1 wt% was considered. Five different mass welding thermal cycles were simulated, using the maximum temperature of the secondary heating in the inter-critical area, in the range between A_1 and A_3 . The work reports results related to microstructure evolution with main attention to the formation of precipitates and its influence on the Vickers hardness values.

KEYWORDS: HEAT AFFECTED ZONE, MICRO-ALLOYED STEELS, VANADIUM, MICROSTRUCTURE, MECHANICAL PROPERTIES;

[TORNA ALL'INDICE >](#)