



UNIVERSITÀ DEGLI STUDI DI PADOVA
FACOLTÀ DI INGEGNERIA

**CORSO DI LAUREA MAGISTRALE IN INGEGNERIA DELL'INNOVAZIONE
DEL PRODOTTO**

TESI DI LAUREA MAGISTRALE

**CARATTERIZZAZIONE DI TRE CONSUMABILI A ALTO SNERVAMENTO
PER SALDATURA A FILO CONTINUO (FCAW) REALIZZATI CON
TECNOLOGIA SEAMLESS E CORRELAZIONE TRA LA LORO
MICROSTRUTTURA E TENACITÀ A FRATTURA (CTOD)**

Relatore: Ch.mo Prof. Franco Bonollo

Correlatore: Ch.mo Prof. Alberto Fabrizi

Laureando: Marco Belloni

Matricola: 2021389

Anno Accademico 2022/2023

Ringraziamenti

Arrivati alla fine di questo lungo percorso, sento dal profondo del cuore di dover ringraziare molte persone, molte più di quante io ne possa menzionare qui.

Vorrei sottolinearne alcune che hanno contribuito in maniera più significativa delle altre.

Ringrazio i Professori *Bonollo* e *Fabrizi* per avermi dato la possibilità di svolgere questo elaborato e per il supporto durante le prove in laboratorio.

Ringrazio *Voestalpine Bohler Welding Fileur*, specialmente nelle persone di *Andrea Ribaldo* e *Francesco Todescato*, per il supporto e l'inestimabile aiuto fornitomi in questi mesi.

Ringrazio la mia famiglia, in particolare mia madre, *Rossana*, e mio padre, *Riccardo*, per avermi sempre spronato a pretendere il meglio da me stesso. Ringrazio mia nonna, che temeva di non vivere abbastanza da vedermi laureato. Ringrazio *Giampaolo*, un vero e proprio secondo padre, che con le sue parole di conforto mi ha aiutato più e più volte a superare le avversità incontrate in questo percorso.

Ringrazio la mia fidanzata, *Irene*, per la gioia e l'amore che mi dona ogni giorno e la pazienza con cui ha sopportato i miei momenti peggiori.

Infine, ringrazio i miei amici di sempre, *Gianmarco*, *Filippo*, *Martina*, *Jacopo* e tutti i miei compagni di squadra per essere stati parte di questo lungo viaggio.

Mi avete reso una persona migliore.

Indice

Nomenclatura	5
Sommario	8
Introduzione	10
CAPITOLO PRIMO.....	12
BASI TEORICHE	12
1.1 Meccanica della frattura lineare elastica [1, 2]	12
1.1.1 Introduzione	12
1.1.2 Le equazioni di Irwin all'apice dell'intaglio	14
1.2 Meccanica della frattura elastoplastica [3, 4].....	15
1.2.1 Introduzione	15
1.2.2 Crack Tip Opening Displacement (CTOD)	16
1.3 Introduzione ai materiali testati.....	18
1.3.1 Tipologie di fili animati.....	18
1.3.2 Caratteristiche generali.....	19
1.3.3 Processo di produzione di fili animati Seamless	20
1.3.4 Confronto tra filo pieno e animato	21
1.3.5 Fili Animati Diamonspark (DS).....	22
1.4 Processo di saldatura a filo continuo [5].....	23
1.4.1 Introduzione	23
1.4.2 Principali parametri di processo	25
1.5 Linee guida ISO per test CTOD.....	27
1.5.1 Provini	27
1.5.2 Apparato	28
1.5.2.1 Misurazioni dello spostamento	28
1.5.2.2 Misurazioni della forza	28
1.5.2.3 Test di flessione a tre punti.....	29
CAPITOLO SECONDO	30
SVOLGIMENTO DELLE PROVE	30
2.1 Focus sui materiali testati.....	30
2.2 Realizzazione dei provini.....	33
2.2.1 Realizzazione della saldatura multistrato	33
2.2.2 Dimensioni e tolleranze dei provini	41
2.3 Procedure e svolgimento delle prove	48
2.3.1 Metallografie e prove di micro-durezza Vickers.....	48

2.3.2 Immagini SEM e Analisi EDS	48
2.3.3 Prove di resilienza	49
2.3.4 Prova di trazione longitudinale	49
2.3.5 Prova CTOD.....	49
CAPITOLO TERZO	52
RISULTATI E CONCLUSIONI.....	52
3.1 Analisi al microscopio ottico	52
3.1.1 Considerazioni preliminari.....	52
3.1.2 Microstrutture.....	55
3.1.3 Dimensione del grano.....	59
3.1.4 Quantificazione delle varie zone	60
3.1.5 Profili di micro-durezza	61
3.2 Analisi SEM.....	64
3.2.1 Analisi EDS delle matrici.....	64
3.2.2 Inclusioni	66
3.2.2.1 Dimensioni e quantità.....	66
3.2.2.2 Composizione chimica	67
3.3 Risultati della prova Charpy	71
3.4 Risultati prova di trazione longitudinale.....	72
3.5 Risultati CTOD	73
3.6 Frattografie.....	81
3.7 Osservazioni finali	83
Bibliografia	86

Nomenclatura

<i>Simbolo</i>	<i>Unità di misura</i>	<i>Descrizione sintetica</i>
A	%	Allungamento percentuale, ovvero il grado di duttilità di un materiale.
a	mm	Profondità di intaglio per MFLE
a_0	mm	Lunghezza di cricca iniziale
a_i	mm	Lunghezza di cricca generica
a_m	mm	Profondità dell'intaglio per provini CTOD
B	mm	Spessore del provino
B_N	mm	Spessore netto, ovvero distanza tra le scanalature. Coincide con B se le scanalature sono assenti.
D	mm	Diametro del provino statico
d	mm	Diametro del filo d'apporto
E	MPa	Modulo di Young del materiale
F	kN	Forza applicata all'istante generico
F_f	N	Forza massima durante i cicli di fatica per la generazione della precricca
F_{f1}	N	Valore limite di forza ricavato da normativa
F_{f2}	N	Valore limite di forza ricavato da normativa
F_L	N	$1.2F_L$ è la massima forza misurabile durante la prova
F_{max}	N	Valore massimo della forza applicata dalla macchina durante la rottura del provino, nelle prove CTOD
K	MPa m ^{0.5}	Parametro di correlazione tra tensione sferica applicata e le componenti dello stato di tensione locale
k	[]	Coefficiente di correlazione tra diametro e tratto utile del provino statico
K_c	MPa m ^{0.5}	Tenacità a frattura, esso identifica il valore critico oltre al quale si ha la propagazione instabile della cricca

K_f	MPa m ^{0.5}	Fattore di intensificazione delle tensioni durante la parte finale del precracking
K_{IC}	MPa m ^{0.5}	Tenacità a frattura in condizioni di deformazione piana
L_0	mm	Tratto utile del provino statico
L	mm	Lunghezza dello stickout
l	mm	Differenza tra B e lunghezza di cricca a
N	[]	Direzione del sistema di riferimento per identificare le direzioni di propagazione della cricca su dei provini ricavati dalla zona di saldatura
P	[]	Direzione del sistema di riferimento per identificare le direzioni di propagazione della cricca su dei provini ricavati dalla zona di saldatura
Q	[]	Direzione del sistema di riferimento per identificare le direzioni di propagazione della cricca su dei provini ricavati dalla zona di saldatura
R	[]	Rapporto tra forza minima e massima durante il pre-cracking
r	m	Coordinata polare con origine del sistema di riferimento sull'apice della cricca
R_m	MPa	Carico di rottura perpendicolare al piano dove giace la cricca, alla temperatura del test
r_p	mm	Raggio di estensione della zona plastica
$R_{p0,2}$	MPa	Tensione di snervamento che causa una deformazione residua del 0.2% perpendicolare al piano dove giace la cricca, alla temperatura del test
S	mm	Bending span del provino, ovvero distanza tra i punti esterni di applicazione della forza, per una prova di flessione a tre punti

T	°C	Temperatura del test
V_p	mm	Componente plastica di V
W	mm	Larghezza del provino
z	mm	Altezza dei knife edges esterni
ΔT	°C	Temperatura in interpass
δ	mm	Crack Tip Opening Displacement (CTOD) calcolato secondo la formula del punto di rotazione
θ	rad	Coordinata polare con origine del sistema di riferimento sull'apice della cricca
ν	[]	Coefficiente di Poisson del materiale
ρ	Ωm	Resistività, ovvero l'attitudine di un materiale ad opporre resistenza al passaggio delle cariche elettriche.
σ_{rr}	MPa	Componente dello stato di tensione lungo r
$\sigma_{\theta\theta}$	MPa	Componente dello stato di tensione lungo θ
$\tau_{r\theta}$	MPa	Componente di taglio dello stato di tensione

Sommario

I processi di saldatura a filo sotto protezione gassosa, anche detti MIG o MAG, utilizzano materiali d'apporto che possono essere divisi in tre categorie di consumabili: filo pieno, filo *Seamed* (o piattina) e filo *Seamless* (o tubolare). I fili d'apporto *Seamless* offrono molti vantaggi rispetto alle altre due categorie, ad esempio rispetto ai *Seamed* consentono l'isolamento delle polveri interne dall'atmosfera e quindi non presentano *pick-up* di idrogeno dall'ambiente circostante e rispetto ai fili pieni offrono un migliore trasferimento del metallo fuso sul componente e una maggiore produttività, grazie alla ridotta sezione di attraversamento della corrente. A seconda della composizione chimica del flusso all'interno dell'involucro metallico, si distinguono consumabili *metal cored* (MCAW), contenenti polveri metalliche, e *flux cored* (FCAW), contenenti polveri rutiliche o basiche. Nel lavoro svolto, i materiali testati sono tre, un *metal cored*, chiamato AMC 15, e due *flux cored*, ARS 15 e ARS 16. La differenza tra ARS 15 e ARS 16 sta nell'origine delle polveri rutiliche, che nel primo materiale è naturale, mentre nel secondo sintetica. Di conseguenza, le polveri di ARS 16 saranno molto più pure e più adatte nel caso di trattamenti termici post saldatura. Una richiesta sempre più frequente da parte degli utilizzatori di questi materiali d'apporto è conoscere il valore di *Crack Tip Opening Displacement* (CTOD), alla temperatura di -10°C. Per testare ogni materiale, sono state realizzate delle saldature multi-passata, dalle quali sono stati ricavati i provini CTOD, di resilienza (CVN), i provini statici e delle sezioni di cordone per le indagini metallografiche e al microscopio elettronico. Dalle indagini al microscopio ottico è emersa una struttura molto eterogenea che, a causa delle modalità di raffreddamento e di deposito del metallo fuso, presenta zone colonnari, e zone equiassiche sia fini che grossolane. Dal punto di vista della microstruttura, vi è una grande predominanza di ferrite aciculare in tutti i materiali e in tutte le zone, ma è anche possibile riconoscere anche della ferrite a bordo-grano che contorna i grani colonnari di AMC 15. AMC 15 mostra il valore CTOD più alto, circa 0.23 mm, dovuto a una superficie di frattura totalmente duttile e con microvuoti di grandi dimensioni, alla presenza di ferrite attorno ai grani colonnari e a un numero molto basso di inclusioni. Gli altri due materiali, ARS 15 e 16, mostrano valori di 0.10 mm e 0.12 mm, rispettivamente. I valori ottenuti per gli ARS sono giustificati dalla maggiore presenza di ossidi e di zone colonnari ben allineate con l'intaglio. Tutto ciò, unito alla quasi totale assenza di ferrite a bordo grano, abbassa

notevolmente l'energia necessaria per far propagare la cricca, abbassando
notevolmente il valore CTOD.

Introduzione

Il processo di saldatura a filo continuo animato è principalmente utilizzato per saldare acciai al carbonio, acciai inossidabili, leghe ad alta concentrazione di Nickel o acciai basso-legati per le applicazioni più disparate. Questo specifico processo di saldatura presenta molti vantaggi, tra cui gli alti tassi di deposizione che si traducono in una elevata produttività, la possibilità di implementazione outdoor, poiché la zona di saldatura è protetta da gas inerte o attivo ed eventualmente dalla scoria che si forma sul cordone, e la semplicità del processo e della strumentazione necessaria. Il risultato di queste operazioni sono giunti saldati che generalmente posseggono proprietà meccaniche migliori rispetto ad altre tecnologie e una quantità di difetti relativamente bassa.

I fili consumabili che verranno analizzati durante questa trattazione sono denominati ARS 15, ARS 16 e AMC 15 e sono prodotti da *Voestalpine Bohler Welding Fileur S.r.l.*, con sede in Via Mazzini 69, Cittadella (PD). Tutti questi fili animati sono realizzati con tecnologia *Seamless*, tramite la quale si proteggono le polveri interne al consumabile dagli agenti esterni grazie a un involucro metallico che viene saldato per induzione nelle fasi preliminari del processo. ARS 15 e ARS 16 contengono polveri rutiliche (TiO_2) e quindi producono scoria. I due prodotti differiscono tra loro per la natura dell'ossido di titanio, che è naturale nel primo materiale e sintetico nel secondo. L'AMC 15 contiene solo polveri metalliche e quindi consente una saldatura priva di scoria. Tutti questi consumabili fanno parte della famiglia *Diamondspark* (DS), in particolare della fascia ad alta resistenza (690 MPa di tensione di snervamento minima garantita) e vengono utilizzati principalmente nei settori delle costruzioni in acciaio, *Automotive*, *Off-shore*, *Oil and Gas*, *Pipeline* e per alcuni componenti di scavatori e gru.

Una delle richieste sempre più frequenti da parte degli utilizzatori di questi consumabili ad alta resistenza, è conoscere il valore CTOD alla temperatura di $-10^{\circ}C$. Il *Crack Tip Opening Displacement* (CTOD) è una grandezza che misura la tenacità a frattura di un materiale in campo elastoplastico, ovvero quanta resistenza oppone il materiale alla propagazione instabile di cricca. Questo parametro rappresenta l'apertura delle facce opposte di una cricca, ed è misurato ad una distanza arbitraria dall'apice, anche se solitamente questa grandezza è ricavata tramite delle specifiche costruzioni geometriche.

È noto che il valore di CTOD, e più in generale la tenacità a frattura, è influenzata da molti fattori, tra cui la microstruttura del materiale nelle vicinanze dell'apice della cricca, la presenza e la dimensione di eventuali seconde fasi, la dimensione del grano e la composizione chimica del componente.

Per testare ciascuno dei consumabili presi in esame, dunque, sarà necessario unire due piastre di acciaio (S275) tra loro tramite una saldatura multistrato, in modo da poter ricavare i provini per la caratterizzazione meccanica, per le prove CTOD, di resilienza e le metallografie, con cui si andrà a individuare la microstruttura direttamente dal cordone. Sui provini del test CTOD, una volta rotti, sarà possibile effettuare anche l'analisi delle superfici di frattura. I parametri di processo utilizzati per ciascuno dei tre materiali sono tali da consentire la migliore realizzazione possibile della saldatura e mirano a replicare le condizioni reali di utilizzo. Ciò implica, inevitabilmente, che questi parametri siano diversi per ogni materiale.

All'interno di questa trattazione, si vuole ripercorrere tutte le fasi del normale iter di caratterizzazione di un nuovo consumabile, metodologia già ampiamente utilizzata dall'azienda, affiancarvi delle analisi al microscopio ottico ed elettronico, e successivamente cercare una correlazione tra composizione chimica della matrice, tipologia di inclusioni e microstruttura con i valori di tenacità a frattura derivanti dal test. Questo permetterebbe di accrescere il *know-how* aziendale permettendo un approccio più sistematico in fase di progettazione di un nuovo materiale d'apporto ad alto o altissimo snervamento, che necessita di valori elevati di tenacità a frattura.

CAPITOLO PRIMO

BASI TEORICHE

1.1 Meccanica della frattura lineare elastica [1, 2]

1.1.1 Introduzione

Nella meccanica classica, la presenza di una cricca nel componente non è contemplata e ciò porta, durante il dimensionamento di un organo meccanico, a trascurare la possibile presenza di difetti nel materiale. Nella meccanica della frattura, invece, si accetta la presenza della cricca e anche in sede di progettazione si adottano criteri che tollerano e prendono in considerazione la presenza di difetti nel componente. Le basi matematiche della *Meccanica della Frattura Lineare Elastica*, anche detta MFLE, sono le equazioni di Irwin (1957), che forniscono il campo di tensione nelle vicinanze dell'apice della cricca e prevedono una tensione singolare all'apice della stessa.

Il campo di tensione nelle vicinanze di una cricca può essere caratterizzato da tre modi, detti *modo I, II e III*. Il modo I (*Opening mode*), nonché il più importante, tende a provocare l'apertura delle facce della cricca. Il modo II (*Sliding mode*) è costituito da una sollecitazione tale da provocare uno scorrimento delle facce della cricca sul piano della stessa. Il modo III (*Tearing mode*) provoca lo scorrimento delle facce della cricca lungo la direzione ortogonale al piano sul quale giace la cricca.

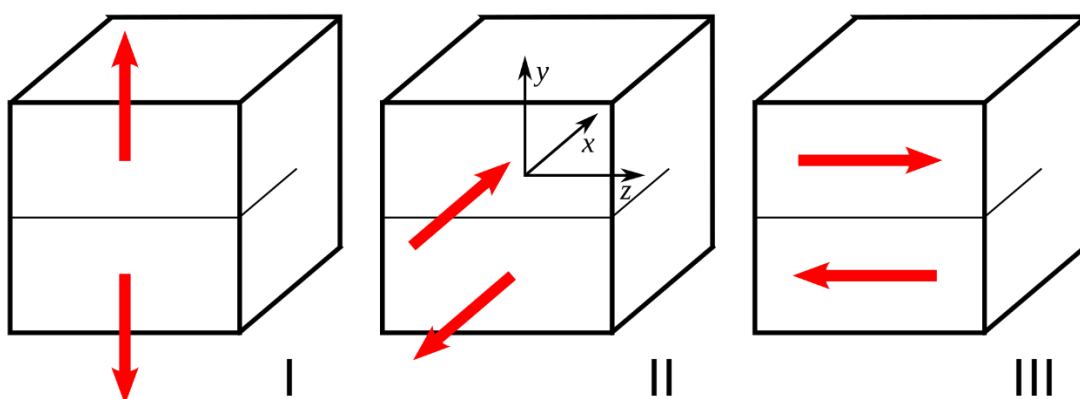


Figura n.1. 1: Modi possibili nelle vicinanze dell'apice di cricca

Si consideri, dunque, un componente criccato, sollecitato a modo I e sia a la lunghezza della cricca nel caso in cui essa sia posizionata su entrambe le pareti laterali, o la semi-lunghezza in caso che essa sia centrale. Preso

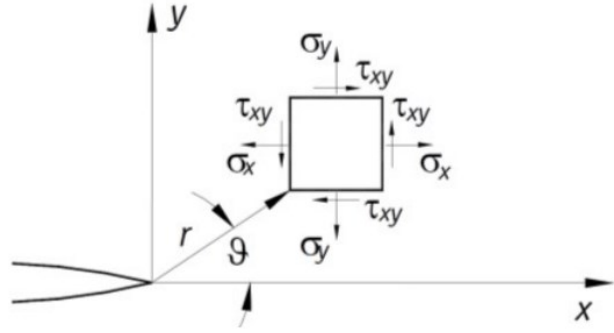


Figura n.1. 2: Coordinate e componenti dello stato di tensione nelle vicinanze dell'apice della cricca

un punto P vicino all'apice della cricca, la sua posizione può essere definita tramite un sistema

di coordinate polari (r, θ) centrato proprio su tale apice. Lo stato di tensione in funzione delle coordinate polari di un punto P è espresso dalle *Equazioni di Irwin*, per sollecitazioni di modo I, come segue:

$$\sigma_{\theta\theta} = \frac{K_I}{4\sqrt{2\pi r}} \left\{ \cos \frac{3}{2}\theta + 3\cos \frac{\theta}{2} \right\} \quad (1.1)$$

$$\sigma_{rr} = \frac{K_I}{4\sqrt{2\pi r}} \left\{ -\cos \frac{3}{2}\theta + 5\cos \frac{\theta}{2} \right\} \quad (1.2)$$

$$\tau_{r\theta} = \frac{K_I}{4\sqrt{2\pi r}} \left\{ \sin \frac{3}{2}\theta + \sin \frac{\theta}{2} \right\} \quad (1.3)$$

Dove K_I è il fattore di intensificazione delle tensioni definito dal seguente limite:

$$K_I = \lim_{r \rightarrow 0} \sqrt{2\pi r} \sigma_{\theta\theta}(r, 0) \quad (1.4)$$

Viene definito poi K_C , detto *Fattore di intensificazione delle tensioni critico* o *Tenacità a frattura*, come il valore di K tale che si ha la condizione di instabilità per un difetto in un corpo idealmente fragile. Operativamente, è possibile sollecitare un provino, precedentemente criccato, a modo I e ricavare la tensione critica, σ_c , in corrispondenza della quale si verifica la propagazione instabile della cricca e, mediante delle formule di correzione, risalire a K_C . Questo parametro, in generale, è sensibile a spessore, materiale e temperatura. Il minimo di K_C , anche detto K_{IC} , è raggiunto per uno stato di deformazione piana.

1.1.2 Le equazioni di Irwin all'apice dell'intaglio

Dato un provino precedentemente criccato per il quale sono valide le equazioni di Irwin, quando θ assume valore nullo, ovvero in corrispondenza del piano di propagazione della cricca, si ottiene:

$$\sigma_{\theta\theta} = \sigma_{yy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \quad (1.5)$$

$$\sigma_{rr} = \sigma_{xx} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \quad (1.6)$$

$$\tau_{xy} = 0 \quad (1.7)$$

Ovvero si ha un andamento iperbolico delle tensioni $\sigma_{\theta\theta} = \sigma_{yy}$ e $\sigma_{rr} = \sigma_{xx}$ all'aumentare della distanza dall'apice.

Tuttavia, è doveroso fare alcune osservazioni:

In una zona molto distante dall'apice della cricca si deve tornare ad avere valori di tensione nominali, che non si ottengono dalle equazioni di Irwin imponendo un raggio molto grande; infatti, esse restituiscono tensioni tendenti a zero. Ciò significa che tali equazioni sono valide nell'intorno dell'intaglio, tipicamente per valori di $r \leq \frac{a}{10}$.

Come già detto, per r tendente a zero, si ha una singolarità, ovvero tensioni tendenti all'infinito. Il fenomeno di cedimento, quindi, non sarà controllato dal valore puntuale di tensione all'apice dell'intaglio, ma dalla distribuzione delle tensioni stesse in una zona vicina a esso.

Nella realtà, il fatto che per le equazioni di Irwin le tensioni siano singolari si traduce in una zona vicina all'apice della cricca dove il materiale eccede la tensione di snervamento e plasticizza. Se la zona plasticizzata è di piccole dimensioni, la redistribuzione delle tensioni è modesta ed è possibile confondere distribuzione iniziale, data da Irwin, e finale. Affinché questo ragionamento sia accettabile, è necessario che la tensione nominale non superi $0.6R_{p0.2}$. Oltre tale valore non è più possibile un approccio elastico.

1.2 Meccanica della frattura elastoplastica [3, 4]

1.2.1 Introduzione

Il risultato fondamentale della Meccanica della Frattura Lineare Elastica è che la resistenza di un materiale alla propagazione di una frattura è esprimibile tramite un unico parametro K_{IC} , indipendente dallo stato tensionale, dalla posizione e dalla lunghezza della cricca e sensibile esclusivamente a materiale e temperatura. Di conseguenza, la stabilità di un difetto di una data lunghezza viene valutata tramite il confronto tra K calcolato e K_{IC} , valore critico.

La condizione fondamentale per la validità della *Meccanica della Frattura Lineare Elastica* (MFLE) è che la zona plastica, che inevitabilmente si forma all'apice del difetto, sia contenuta in un volume talmente piccolo da non alterare il campo di sforzo. In particolare, il parametro r_p , che misura l'estensione della zona plastica dall'apice dell'intaglio, deve soddisfare la seguente condizione:

$$r_p \ll a, l, B$$

(1.8)

Dove a è la lunghezza di cricca e l rappresenta il *ligament* e si calcola come differenza tra lo spessore del provino (B) e la lunghezza di cricca (a).

Se queste condizioni non sono più rispettate, allora non è più possibile definire lo stato di tensione locale attraverso un semplice parametro di correlazione con la tensione media. In condizione di elevata plasticità all'apice, ovvero nel campo di validità della *Meccanica della Frattura Elasto-Plastica* (MFEP), è possibile affermare che la tenacità del componente è significativamente maggiore che nel caso precedente (MFLE).

In caso di elasto-plasticità, dunque, è necessario ricorrere a parametri di formulazione più complessa rispetto a K , ma che comunque sono legati al campo di deformazione locale. Il raggiungimento dello stato critico di tensione – deformazione, in MFLE, porta alla rottura instabile del pezzo, ovvero senza incrementi di carico. In MFEP il raggiungimento di una fase critica provoca soltanto l'inizio di una crescita stabile che, per proseguire, necessita di un incremento continuo della tensione applicata fino al raggiungimento di una seconda fase critica di rottura stabile o eventualmente instabile. Da ciò si evince che, una volta trovato il parametro di tenacità, dovranno

essere individuate varie soglie critiche di tale grandezza, ovvero per la prima e la seconda fase critica. In generale è il più piccolo di tutti questi valori, ovvero quello che corrisponde all'inizio della propagazione stabile, che interessa maggiormente.

1.2.2 Crack Tip Opening Displacement (CTOD)

Il primo parametro di tenacità applicabile in regime elastoplastico fu introdotto da *Alan Arthur Wells* negli anni '60, in occasione di un famoso simposio¹ a Cranfield, e chiamato *Crack Opening Displacement* (COD). Tale parametro rappresenta la distanza tra le facce attigue di una cricca sottoposta a trazione in corrispondenza dell'asse di simmetria. In

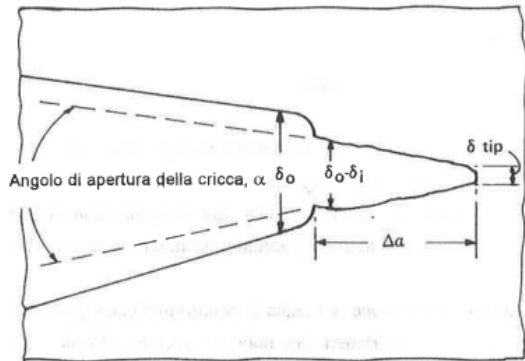


Figura n.1. 3: Schematizzazione dell'apertura di una cricca

un secondo tempo venne introdotto il fattore *Crack Tip Opening Displacement* (CTOD), che rappresenta la distanza tra le facce di una cricca in corrispondenza dell'apice della cricca stessa. Wells nel 1961 osservò che nel caso di acciai troppo tenaci, le facce della cricca si allontanavano prima che sopraggiungesse la propagazione della frattura e l'apice del difetto si arrotondasse. Questo fenomeno è detto *Blunting*, e il grado con cui esso avviene è proporzionale alla tenacità del materiale stesso. Maggiore sarà il *Blunting*, e maggiore sarà la zona plasticizzata all'apice della cricca. Qui viene introdotto il concetto di CTOD, che viene misurato convenzionalmente all'intersezione a 45° a partire dall'apice:

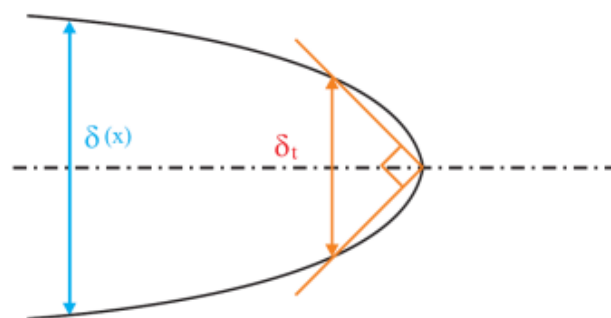


Figura n.1. 4: Rappresentazione di dove ricavare il valore di Crack Tip Opening Displacement (CTOD)

¹ Wells A.A., "Unstable Crack Propagation in Metals: Damage and Fast Fracture", Proceedings of the Crack Propagation Symposium, The College of Aeronautics, Vol.1, pp.210-230

È ovvio che, maggiore sarà il valore di COD, e soprattutto quello di CTOD, e maggiore sarà il volume di materiale interessato da importanti deformazioni plastiche, e quindi sarà maggiore anche la tenacità a frattura dell'intera struttura. La determinazione del valore di CTOD, data la dimensione della cricca e la tensione media, non è facile. Il motivo di questa complessità di quantificazione è da imputare al fatto che CTOD deriva da una misurazione indiretta dell'entità della deformazione prodotta e che quindi esso risulta sensibile al materiale, alla temperatura e allo spessore del provino. I provini e le modalità di conduzione delle prove sono normati secondo vari standard, i più famosi sono *ASTM*, tramite le norme E399, E1820, E1920, il *British Standard*, tramite BS 7448 e l'*ISO*, tramite la norma 15653 (2018) e la 12135 (2016).

1.3 Introduzione ai materiali testati

1.3.1 Tipologie di fili animati

I fili animati possono essere divisi e catalogati in base al processo produttivo o al tipo di polveri che essi racchiudono al loro interno.

Per quanto riguarda la suddivisione per metodo produttivo, è possibile distinguere due macro-tipologie di filo: il filo “*Seamed*”, o “*Folded*”, e il filo “*Seamless*”. I fili *Seamed* sono realizzati partendo da un profilato a “U” in acciaio, nel quale vengono depositate le polveri e, successivamente, le pareti verticali vengono piegate una sopra l’altra. I consumabili *Seamless* differiscono dai precedenti perché l’isolamento delle polveri dall’ambiente esterno è totale e garantito da una saldatura a induzione. I consumabili *Seamless*, quindi, riescono a proteggere meglio le polveri dall’umidità, che può causare, in sede di saldatura, non pochi problemi.

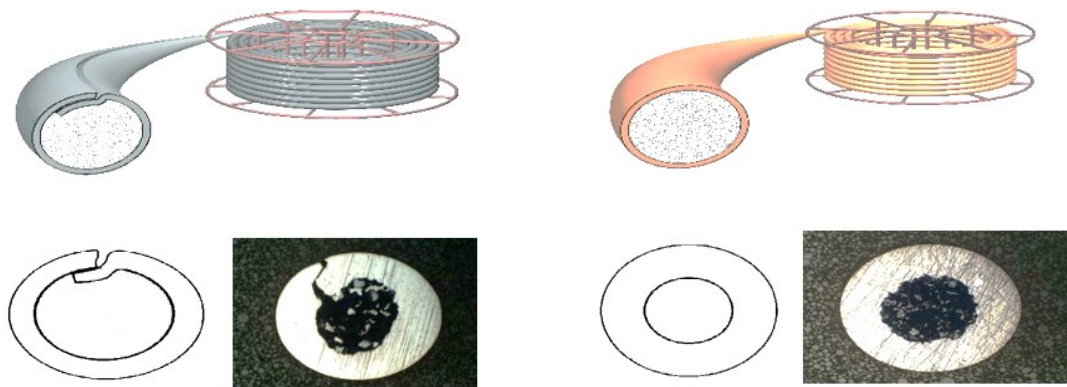


Figura n.1. 5 Consumabile realizzato con tecnologia *Folded* (a sinistra) e *Seamless* (a destra)

Se si considera la suddivisione in base alla tipologia di polvere all’interno dell’involucro metallico, è possibile distinguere tre grandi famiglie di consumabili animati: i “*Metal cored*” contenenti polveri metalliche, i “*Rutilici*” contenenti polveri derivanti dall’ossido di titanio, e i “*Basici*”, che non verranno considerati in questa trattazione.

1.3.2 Caratteristiche generali

Considerando un generico filo animato, è possibile affermare che ogni sua parte compie una specifica funzione. L'involucro esterno in acciaio ramato ha il compito di stabilizzare la forma del filo e mantenerla nel tempo, agire da vettore di corrente e contribuire al 80% della composizione chimica del consumabile stesso. Le polveri (chiamate *flusso*), invece, causano miglioramenti sotto il punto di vista della saldabilità e dell'aspetto del cordone, contribuiscono all'eventuale formazione della scoria, costituiscono il circa il 10-20% del materiale depositato e sono anche in buona parte responsabili per le proprietà meccaniche conferite alla saldatura.

I consumabili *metal cored* sono caratterizzati dalla totale assenza della scoria, da una ottima saldabilità in tutte le posizioni, oltre a una elevatissima efficienza per quanto riguarda la saldatura in piano. I fili appartenenti a questa famiglia si prestano bene a essere implementati in processi di saldatura automatizzata e offrono saldature con bassissime perdite per spruzzi.

I fili *rutilici*, appartenenti alla famiglia dei *flux cored*, sono caratterizzati dalla formazione di una scoria superficiale che può essere rimossa dalla sommità del cordone di saldatura estrema facilità. Questi consumabili offrono una ottima saldabilità ed efficienza in tutte le posizioni di saldatura e basse perdite per spruzzi. Questi materiali d'apporto sono caratterizzati dalla presenza di titanio e boro che conferiscono dei miglioramenti per quanto riguarda resistenza, duttilità e tenacità affinando i grani cristallini.

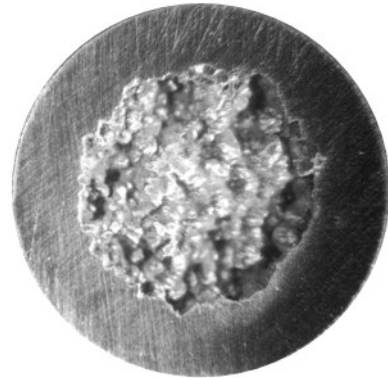


Figura n.1. 6: Sezione trasversale di un filo Seamless

1.3.3 Processo di produzione di fili animati Seamless

Il processo di produzione di consumabili “*Seamless*” parte da un nastro di acciaio, che viene ripiegato a formare un cilindro e saldato per induzione tramite il passaggio fra delle spire attraversate da corrente. Il passo successivo consiste in un trattamento termico di distensione (circa 800 °C per 6-12 h) seguito dalla calibrazione del diametro del tubo stesso. Una volta raggiunte le specifiche dimensioni, il filo, che viene avvolto in matasse da 500-1000 kg, è riempito per vibrazione tramite delle apposite tramogge e pedane vibranti. Il mix e la quantità di polveri che vengono inserite variano a seconda del tipo di consumabile che si desidera produrre. Successivamente il filo subisce delle trafilature con lubrificante solido fino ad arrivare al diametro del prodotto semi-finito, una ulteriore distensione (circa 700 °C per 6-12 h) e infine delle trafilature con del lubrificante liquido fino arrivare al diametro finale. Durante l’ultimo step il filo viene inoltre rivestito da uno strato di rame e arrotolato su rocchetti più piccoli, pronti per essere bobinati nel prodotto finito vero e proprio.

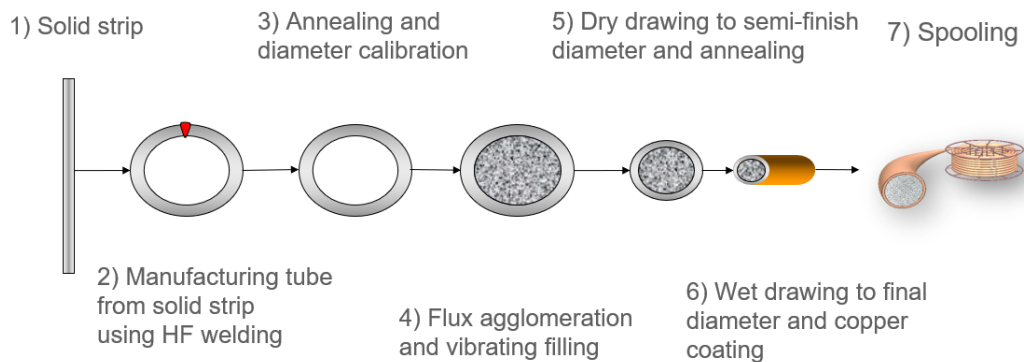


Figura n.1. 7: Schematizzazione del processo di produzione dei consumabili con tecnologia Seamless

1.3.4 Confronto tra filo pieno e animato

Confrontando un filo animato e uno pieno, dello stesso diametro, è possibile evincere che, a parità di corrente applicata per il primo si otterrà una più alta densità di corrente a causa della minor sezione conduttiva presente. Questa densità di corrente in più è

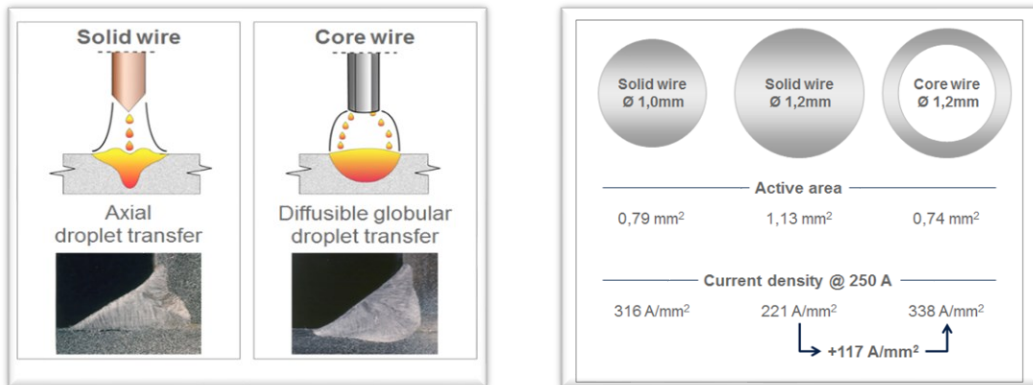


Figura n.1. 8 Differenza tra filo pieno e animato

utilizzata nel filo animato per depositare più materiale durante il processo, e quindi poter aumentare la velocità di saldatura. Il filo animato presenta anche una maggiore stabilità dell'arco, legata alla maggiore densità di corrente, a cui consegue una maggiore frequenza di gocciolamento. Durante la saldatura, il filo pieno tende a trasferire gocce di consumabile fuso per via assiale, favorendo una penetrazione del metallo base più concentrata (penetrazione a dito), mentre il filo animato tende a disperdere il fuso in maniera più distribuita, favorendo una penetrazione più uniforme (penetrazione a calice). È anche possibile, nel caso del filo animato, agendo sulla composizione chimica delle polveri componenti il flusso interno, eliminare elementi indesiderati dal bagno di saldatura portandoli in scoria.

1.3.5 Fili Animati Diamonspark (DS)

Diamonspark è una famiglia di consumabili *Seamless*, della quale fanno parte anche i materiali che si testeranno in questa trattazione, che include al suo interno fili *metal cored*, *rutilici e basici* ed è particolarmente adatta per applicazioni come costruzioni in acciaio, gru e altri apparecchi di sollevamento, campo *automotive* e navale, gasdotti o tubazioni per petrolio e i suoi sottoprodotti. Le proprietà che differenziano questa famiglia sono il contenuto molto basso di idrogeno diffusibile, l'isolamento delle polveri dall'umidità durante lo stoccaggio e le operazioni di movimentazione, alte proprietà meccaniche e di conduzione elettrica. In particolare, sono stati condotti degli esperimenti in cui si è posto a confronto un filo animato *Seamed (Conventional FCW)* e uno della famiglia DS e si è visto che il contenuto di idrogeno in ml/100g è minore di circa quattro volte. Questo fa diminuire enormemente il rischio di porosità nel cordone di saldatura e di presenza di cricche a freddo. Si è anche notato che, in un ambiente molto umido (27°C e 80% di umidità relativa) la percentuale del contenuto di idrogeno non cambia nel tempo.

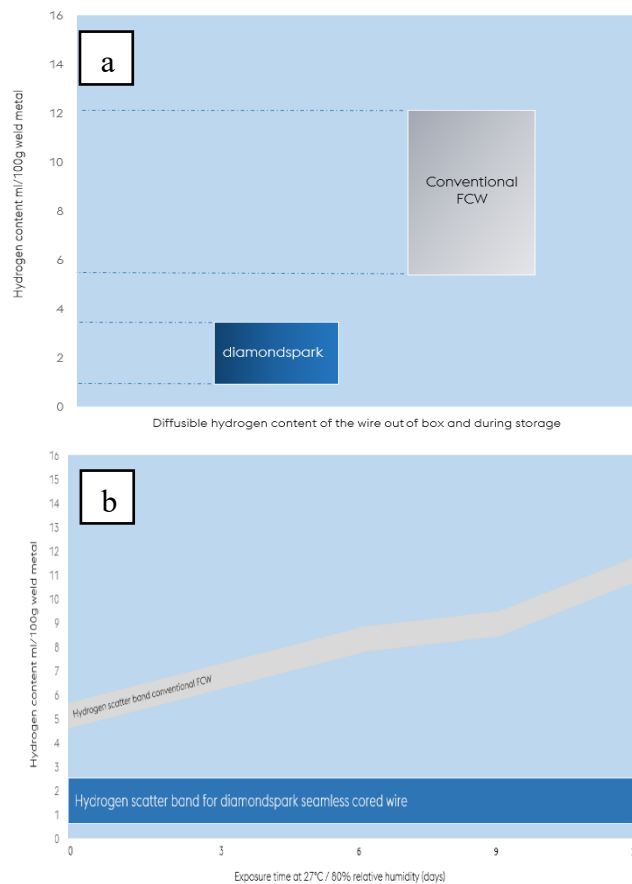


Figura n.1. 9 Confronto tra il contenuto di idrogeno nel tempo, in consumabili convenzionali e Diamonspark, in ambiente a 80% di umidità relativa e temperatura di 27°C (a). Confronto tra quantità di idrogeno diffusibile per un consumabile tradizionale e Diamonspark durante lo stoccaggio e l'utilizzo. (b)

1.4 Processo di saldatura a filo continuo [5]

1.4.1 Introduzione

La saldatura ad arco con filo continuo è un insieme di processi nei quali l'energia termica è generata da un arco che scocca tra filo fusibile e componente. Il filo, alimentato continuamente nella zona di saldatura tramite una torcia, assolve alla duplice funzione di elettrodo e di materiale d'apporto al giunto, in quanto il passaggio di corrente ne provoca la fusione. L'atmosfera protettiva, necessaria per il funzionamento dell'arco elettrico e per evitare contaminazione atmosferica del bagno, può essere fornita da un gas affluente dalla torcia (saldatura sotto protezione di gas), o direttamente dal filo animato rivestito (saldatura senza protezione di gas). Il gas protettivo può essere attivo o inerte. Si possono distinguere diversi processi all'interno di questa famiglia, come elencato nella Tabella n.1.1:

<i>Descrizione sintetica</i>	<i>Classificazione</i>	
	ISO 4063	AWS²
<i>Saldatura a filo continuo pieno con protezione di gas inerte (MIG - Metal Inert Gas)</i>	131	GMAW ³
<i>Saldatura a filo continuo pieno con protezione di gas attivo (MAG - Metal Active Gas)</i>	135	GMAW
<i>Saldatura a filo continuo animato, a riempimento di flusso (anche metallico), con protezione di gas attivo.</i>	136	FCAW
<i>Saldatura a filo continuo animato, a riempimento di flusso (anche metallico), con protezione di gas inerte.</i>	137	FCAW
<i>Saldatura a filo continuo animato, senza protezione di gas.</i>	114	FCAW - SS

Tabella n.1. 1: Classificazione dei processi di saldatura a filo continuo

² American Welding Society

³ Acronimo di Gas Metal Arc Welding

Questi processi possono essere implementati in maniera semi-automatica, se l'operatore maneggia la torcia, oppure in modalità automatica o robotizzata, se quest'ultima è mossa da travi motorizzate o robot. Questi processi superano i limiti tecnologici e operativi della saldatura manuale, che richiede periodici arresti per il

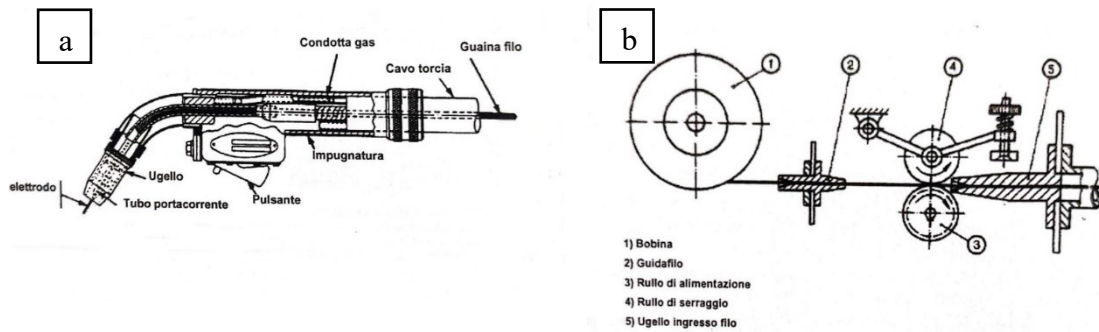


Figura n.1. 10: Schema di una torcia per saldatura a filo continuo con protezione di gas (a) e dell'unità traina filo (b).

cambio degli elettrodi, e della saldatura ad arco sommerso, che non permette né di operare su superfici verticali né il controllo visivo del bagno. La saldatura ad arco con filo continuo si sta diffondendo sempre di più negli ultimi decenni sia per l'elevata produttività e che per la facilità di automazione oltre alla buona visibilità del bagno di fusione e al bassissimo apporto di idrogeno. L'elevata produttività è dovuta alla continua alimentazione del metallo d'apporto, all'assenza di scoria per fili pieni o animati *metal cored* e a maggiori densità di corrente ($100 - 250 \text{ A/mm}^2$) che consentono elevate velocità di deposito. Gli svantaggi, invece, consistono in una apparecchiatura più complessa, costosa e ingombrante rispetto alla saldatura manuale, oltre alla necessità di prestare maggiore attenzione a correnti d'aria e altri fattori che potrebbero compromettere la protezione gassosa in zone outdoor. L'impianto di saldatura prevede un generatore di corrente, un dispositivo di avanzamento del filo (unità traina-filo), una guaina flessibile di lunghezza tra i 3 e i 10 metri e la torcia di saldatura. All'interno della guaina scorre il filo d'apporto, oltre al gas di protezione e ad acqua di raffreddamento, se prevista.

1.4.2 Principali parametri di processo

Nella saldatura a filo continuo esistono strette correlazioni tra i parametri di processo che permettono di sfruttare *l'autostabilità del punto di lavoro* che, come si approfondirà in seguito, vincola direttamente tra loro corrente, velocità del filo e *stickout* (ovvero la lunghezza del tratto di filo percorso da corrente). La corrente, nel passaggio attraverso lo *stickout*, riscalda il filo per effetto Joule portandolo a fusione, e la quantità di materiale fuso sarà strettamente collegata all'intensità di corrente stessa tramite la potenza ottenuta: $P = RI^2$, dove R è la resistenza del circuito e I l'intensità di corrente. Dalla *seconda legge di Ohm* (1.9), dato che la resistenza di un conduttore è collegata alla sua resistività, è possibile anche affermare che la quantità di materiale d'apporto che si fonde è direttamente proporzionale alla corrente⁴ e alla lunghezza dello *stickout* e inversamente proporzionale al diametro del filo.

$$R = \rho \frac{L}{\pi \frac{d^2}{4}}$$

(1.9)

Considerando che l'apparecchiatura di saldatura fornisce il filo alla torcia con una velocità di avanzamento costante, essa deve necessariamente essere uguale alla velocità di fusione del filo, per evitare che si verifichino episodi di corto circuito⁵, dove la prima prevale sulla seconda, o di spegnimento dell'arco⁶, dove la seconda prevale sulla prima. È possibile verificare che, se si suppone che la velocità di avanzamento del filo aumenti, si ha un transitorio in cui la velocità di alimentazione del filo prevale sulla velocità di fusione, ciò provoca una diminuzione della lunghezza dell'arco, e quindi una minore energia richiesta per ionizzare il mezzo gassoso. Tutto ciò porta a un aumento della corrente dato dal fatto che il potenziale rimane costante⁷, mentre la resistenza dello strato d'aria in cui deve scoccare l'arco diminuisce. Un aumento di velocità di alimentazione del filo porta quindi a un aumento di corrente e conseguentemente di velocità di fusione. Questa condizione è detta *autostabilità del punto di lavoro*.

⁴ Ciò discende dal fatto che la potenza elettrica per effetto Joule è esprimibile tramite la seguente formula: $P=RI^2$, dove R è ricavata dalla 1.9

⁵ Si verifica il cortocircuito quando il materiale del filo tocca il componente

⁶ Si verifica lo spegnimento dell'arco, quando il materiale dell'elettrodo è troppo distante dal componente

⁷ Il potenziale rimane costante poiché, tipicamente, la curva caratteristica della macchina, ovvero la curva del grafico corrente-tensione, è piana

Per quanto riguarda l'aspetto del cordone, è possibile affermare che l'intensità di corrente influenza la penetrazione del metallo fuso all'interno del materiale base e il tasso di deposito, mentre la tensione gioca un ruolo importante nel controllo dell'estensione dell'arco e della larghezza del bagno. La velocità di saldatura, dal punto di vista termodinamico, influisce sulla quantità di potenza termica che è conferita dall'arco al bagno di saldatura, e le conseguenze della variazione di questa grandezza si riflettono sulla forma del cordone stesso. Al crescere di questa velocità, si tenderà ad avere un cordone più stretto e meno penetrato.

Lo *stickout*, che rappresenta quel tratto di filo conduttore che è riscaldato per effetto Joule, nelle condizioni di utilizzo, è intrinsecamente legato a potenziale e corrente. Se si suppone di alzare la torcia durante il processo di saldatura, lo *stickout* aumenterà, con conseguente diminuzione della corrente di saldatura (e dunque della penetrazione del materiale base) mentre la tensione rimane costante. Se la distanza della torcia diventa eccessiva, il gas di protezione è più in grado di proteggere il bagno, l'arco tende a scoppiettare e si sviluppano difetti quali spruzzi e porosità. Se, al contrario, si suppone di diminuire lo *stickout* avvicinando la torcia al componente, la corrente aumenterà (così come la penetrazione), mentre la tensione rimarrà costante.

1.5 Linee guida ISO per test CTOD

La *International Organization for Standardization* (ISO) ha delineato dei punti chiave per quanto riguarda le prove per ricavare i valori di J e CTOD nelle norme EN ISO 15653-2018 [6], EN ISO 12737 [7], EN ISO 12135 [8], ma la più citata è la 15653-2018 [6].

1.5.1 Provini

Esistono diversi provini che possono essere usati per questo tipo di test. In particolare, esistono provini per la prova di flessione a tre punti (SEN(B)) e i provini compatti (C(T)).

Le sezioni trasversali dei provini possono essere di due tipi, rettangolare (B-2B) e quadrata (B-B). Per quanto riguarda i provini SEN(B), essi sono testati con un rapporto tra altezza W e *bending span*, S , pari a 4. Da questo si desume che la generica lunghezza del provino deve essere maggiore di $4.5W$.

Lo spessore del provino, B , deve essere almeno uguale a quello del componente utilizzato nello specifico campo di applicazione di interesse. Per quanto riguarda le saldature, invece, il provino deve avere la stessa dimensione (B o W) del metallo base adiacente a essa.

Le dimensioni del provino sono tutte messe in relazione a W e B , in modo che, qualunque sia lo spessore, si otterrà sempre un provino proporzionato. Le tolleranze dimensionali e geometriche, le rugosità e le varie relazioni tra grandezze geometriche dei provini a sezione rettangolare SEN(B), sono mostrate nella figura successiva.

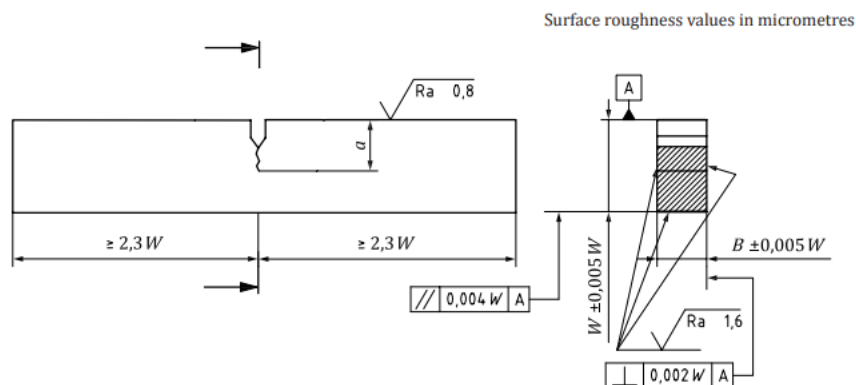


Figura n.1. 11: Provino SEN(B) a sezione rettangolare, dimensioni e tolleranze.

1.5.2 Apparato

1.5.2.1 Misurazioni dello spostamento

I *clip gage* sono utilizzati per misurare, in termini di spostamento, l'apertura dei provini SEN(B) o a una certa distanza z dall'apice dell'intaglio, dove possono essere montate delle estremità a coltello per facilitare tale procedura, o direttamente all'apice stesso, nel caso in cui tali estremità siano integrate nel provino stesso. Le estremità a coltello possono essere aggiunte ai lati dell'intaglio tramite delle viti, oppure possono essere

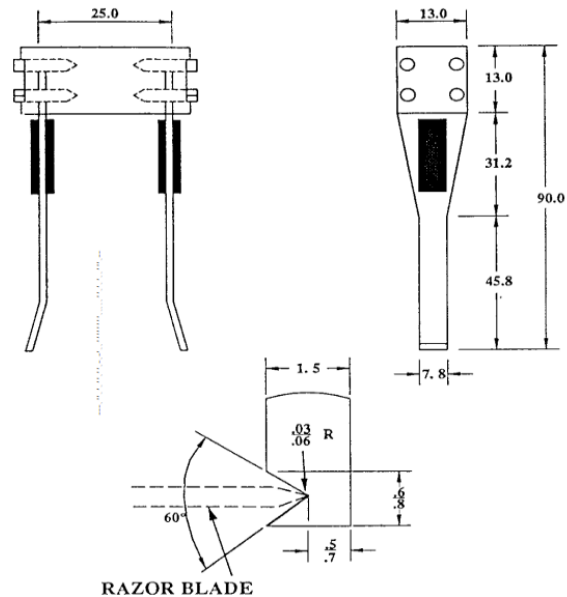


Figura n.1. 12: Clip gage usati per la determinazione dello spostamento in termini di apertura della "bocca" dell'intaglio.

realizzate sulle pareti verticali dell'intaglio stesso tramite delle operazioni di asportazione di truciolo. Lo strumento di misurazione appropriato per queste misurazioni ha un range di funzionamento che non è superiore al doppio dello spostamento previsto durante il test. Lo strumento deve essere calibrato in modo che esso abbia una precisione che ricada nel $\pm 1\%$ del range di funzionamento. La linearità dei calibri deve essere tarata e deve ricadere anch'essa all'interno del $\pm 1\%$ del range di funzionamento.

1.5.2.2 Misurazioni della forza

La forza applicata dovrebbe essere tramite un trasduttore capace di registrarla in modo continuo. Anche per questo strumento, la precisione deve rientrare nel più o meno 1% del range di funzionamento. Lo strumento deve anche essere calibrato e durante questa procedura, la deviazione massima dei dati rilevati rispetto a quelli

nominali è dello 0,2%. Il misuratore della forza deve avere una capacità nominale di $1.2F_L$ dove F_L , per provini SEN(B), si calcola come segue:

$$F_L = \frac{4}{3} \frac{B(W - a_0)^2}{S} R_m \quad (1.10)$$

(1.10)

1.5.2.3 Test di flessione a tre punti

Il provino, una volta portato alla temperatura adeguata, è posto in contatto con tre rulli, due di estremità, situati dalla stessa parte dell'intaglio, e uno dalla parte opposta, a metà del provino stesso. I rulli di estremità devono avere un diametro compreso tra $W/2$ e W , mentre quello centrale deve avere un raggio minimo di $W/8$. La lunghezza dei rulli deve essere minimo pari a B . L'apparecchio è progettato per

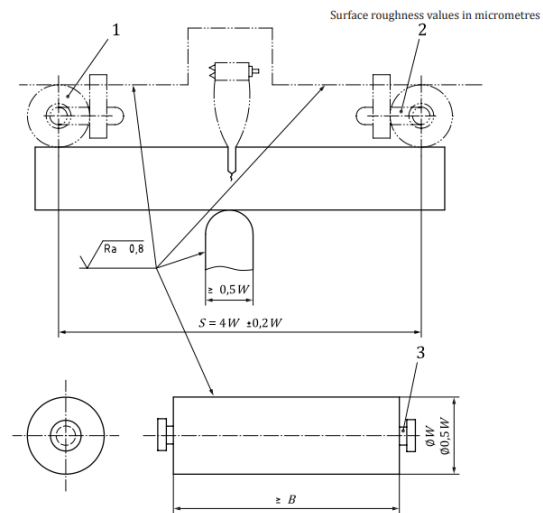


Figura n.1. 13: Apparato per il test di flessione a tre punti

minimizzare l'attrito tra il provino e i rulli, permettendo a quest'ultimi di muoversi lateralmente mentre il provino è sottoposto al carico, mantenendo sempre il contatto. Le superfici a contatto col campione devono avere una durezza maggiore di 40 HRC (equivalente a circa 390 HV) o un carico di snervamento di almeno 1000 MPa. L'attrezzatura utilizzata deve anche essere tale da garantire che la linea di azione della forza applicata passi a metà strada tra i rulli di estremità con una precisione del $\pm 1\%$. Il *bending span* S deve essere uguale a $4W \pm 1\%$. Le prove sono eseguite in controllo o dell'apertura dell'intaglio o dello spostamento della linea di carico. La velocità di spostamento della linea di carico deve essere tale che, all'interno della regione elastica lineare, la velocità di cambiamento del fattore di intensificazione delle tensioni sia all'interno del range delimitato da 0.2 e 3 MPa $m^{0.5}s^{-1}$. L'output della prova sarà un grafico che contrappone la forza applicata dalla macchina di flessione a tre punti, e l'apertura dell'intaglio in termini di spostamento (CMOD).

CAPITOLO SECONDO

SVOLGIMENTO DELLE PROVE

2.1 Focus sui materiali testati

I materiali testati sono 3, un consumabile *metal cored* e due *rutilici*. I consumabili, in ambito aziendale, hanno due identificativi, il primo, ovvero quello più utilizzato, è l'identificativo *Fileur* (ID Fileur) mentre il secondo, che contiene qualche informazione in più, è detto *ID Bohler*.

- DS 700 RC (ID Bohler), anche detto ARS 15 (ID Fileur): consumabile contenente polveri rutiliche naturali a cui vengono aggiunti elementi quali Manganese, Nickel e Molibdeno, per aumentarne le caratteristiche di resilienza e resistenza. Questo consumabile è adatto alla saldatura, con protezione gassosa (Ar-CO₂), di acciai ad alta resistenza. Le principali caratteristiche sono l'eccellente saldabilità in tutte le posizioni, ottimo aspetto del cordone, bassissime perdite di schizzi, congelamento rapido e facilità di rimozione delle scorie. Le buone proprietà di resilienza del filo anche a basse temperature (-60°C), e il basso contenuto di idrogeno diffusibile lo rendono particolarmente adatto ad applicazioni off-shore, tubazioni e gru.

- DS 700 RC-SR, anche detto ARS 16: consumabile contenente polveri rutiliche sintetiche alle quali vengono aggiunte Manganese, Nickel e Molibdeno, è adatto alla saldatura mono o multistrato di acciai ad alta resistenza. È necessario impiegare un gas di protezione (Ar-CO₂) durante le operazioni di saldatura. Le caratteristiche di questo filo sono la facilità di rimozione della scoria, la velocità di congelamento del bagno di saldatura, una eccellente saldabilità in tutte le posizioni e basse perdite di spruzzi. Le proprietà di resilienza sono garantite a basse temperature (-60°C) e la quantità di idrogeno diffusibile è molto bassa (2-3 ml/100g). In particolare, questo filo è dedicato ad applicazioni che richiedono *Post Weld Heat Treatment* (PWHT) su acciai *Quenched and Tempered* (QT) o *Thermo-mechanically Control Processed* (TMCP) poiché riduce l'infragilimento del metallo saldato dopo tali trattamenti.

Le polveri di rutilo sintetico sono molto più pure delle corrispettive naturali, e questo fa sì che nel caso di ARS 16 ci siano meno impurità come V e Nb, presenti in concentrazioni maggiori nel caso di ARS 15. Diretta conseguenza della diminuzione

di impurezze nelle polveri è un abbassamento del carico di rottura e snervamento del materiale. Tutto ciò viene controbilanciato da una modifica mirata della composizione chimica, in particolare un aumento delle concentrazioni di Molibdeno e Manganese, in modo che ARS 16 abbia carichi molto vicini ad ARS 15. È bene puntualizzare anche che nella composizione chimica di ARS 16 si tende a minimizzare tutti gli elementi chimici che possono formare composti fragili se sottoposti a PWHT, come Boro e Titanio.

Queste modifiche rendono ARS 16 adatto a trattamenti termici post saldatura.

- DS 700 MC, detto anche AMC 15: filo consumabile realizzato per la saldatura sotto protezione gassosa (Ar-CO₂) di acciai QT o TMCP a grana fine. Grazie alla tecnologia di produzione, questo filo garantisce valori di idrogeno diffusibile minori di 2 ml/100g. Questo filo viene utilizzato in costruzioni in acciaio ad alta resistenza, gru, produzione di veicoli, di navi e applicazioni offshore.

ID	%C	%Mn	%Si	%P	%S	%Cr	%Ni	%Mo	%Cu	%B	%Ti
AMC 15	0.054	1.45	0.6	0.007	0.01	0.319	2.028	0.397	0.1	<0.000	0.035
ARS 15	0.049	1.763	0.391	0.008	0.011	0.031	2.145	0.14	0.137	0.006	0.044
ARS 16	0.064	1.671	0.29	0.011	0.011	0.023	2.382	0.402	0.129	0.004	0.046

ID	%Al	%V	%Nb	%N	%W	%Co	%Pb	%Sn	%As	%Sb	%Fe
AMC 15	0.004	0.003	0.001	0.028	0.008	0.008	<0.000	0.004	<0.000	0.001	94.942
ARS 15	0.003	0.022	0.006	0.008	0.011	0.007	<0.000	0.005	<0.000	0.007	95.207
ARS 16	0.002	0.004	0.002	0.007	0.017	0.009	0.001	0.004	0.004	0.017	94.902

Tabella n.2. 1: Composizioni chimiche dei fili testati

2.2 Realizzazione dei provini

2.2.1 Realizzazione della saldatura multistrato

Il materiale base per la realizzazione delle saldature multistrato è un acciaio S275. Sono necessarie due piastre di dimensione 130 mm x 625 mm (quest'ultima grandezza è ottenuta saldandone una da 450 mm con una da 175 mm) e spessore 20 mm, che verranno cianfrinate con un angolo di 10° lungo la dimensione più grande. Le due piastre vengono avvicinate in modo che le pareti cianfrinate siano a una distanza di 16 mm e appoggiate su una barra rettangolare con sezione trasversale 35 mm x 12 mm e lunghezza 700 mm, detta "tallone", dello stesso materiale di quest'ultime. Le piastre vengono fissate al tallone tramite delle saldature a punti e inclinate rispetto all'orizzontale. L'inclinazione è dovuta a compensare il fatto che, in fase di saldatura a più passate, il calore sprigionato dal processo e le tensioni che si generano fanno curvare le piastre verso l'alto. Per realizzare un *saggio di puro apporto*, e quindi far sì che non vi sia influenza del materiale base, è necessaria un'operazione preliminare detta *imburratura*, che consiste in una prima saldatura superficiale sulle pareti cianfrinate e sul tallone (*buffer layer*). Così facendo si crea una barriera fisica tra materiale base e materiale della saldatura multistrato.

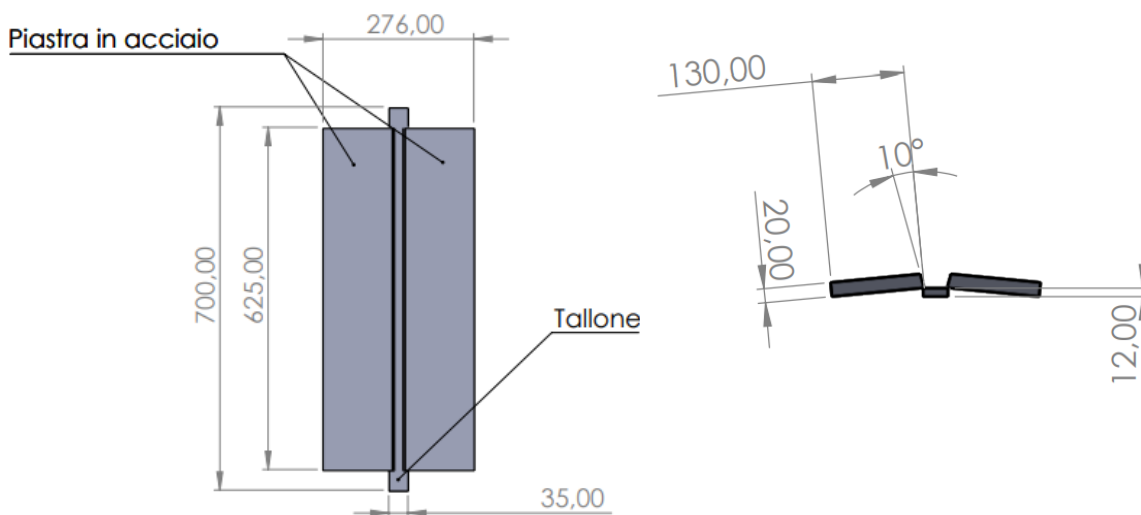


Figura n.2. 1: Dimensioni delle piastre e del tallone per la realizzazione del giunto di puro apporto

Per identificare lo specifico rocchetto di materiale utilizzato nei processi di *imburratura* e saldatura, a livello aziendale, si utilizzano due numeri seriali, il numero della colata, che identifica il flusso di polveri, e il numero del rotolo, che identifica il coil, ovvero il filo riempito da cui ha avuto origine il prodotto finito. I

saggi di puro apporto, invece, vengono identificati tramite un numero di riferimento progressivo assegnato in fase di produzione.

<i>Materiale</i>	<i>Diametro (mm)</i>	<i>Num. Colata</i>	<i>Num. Rotolo</i>	<i>Riferimento</i>
<i>AMC 15</i>	1.2	10272	88587-1	22-304
<i>ARS 15</i>	1.2	10167	15	22-305
<i>ARS 16</i>	1.2	10332	1	22-313

Tabella n.2. 2: Identificativi dei materiali testati

L'operazione di *imburratura* viene eseguita da un operatore con i seguenti parametri di saldatura:

<i>Materiale</i>	<i>Voltaggio (V)</i>	<i>Corrente (A)</i>	<i>v_{filo} (m/min)</i>
<i>AMC 15</i>	28.4	250-280	8.2
<i>ARS 15</i>	28.6	190-210	10 ⁸
<i>ARS 16</i>	28.5	230-260	10

Tabella n.2. 3: Parametri utilizzati durante il processo di Imburratura.

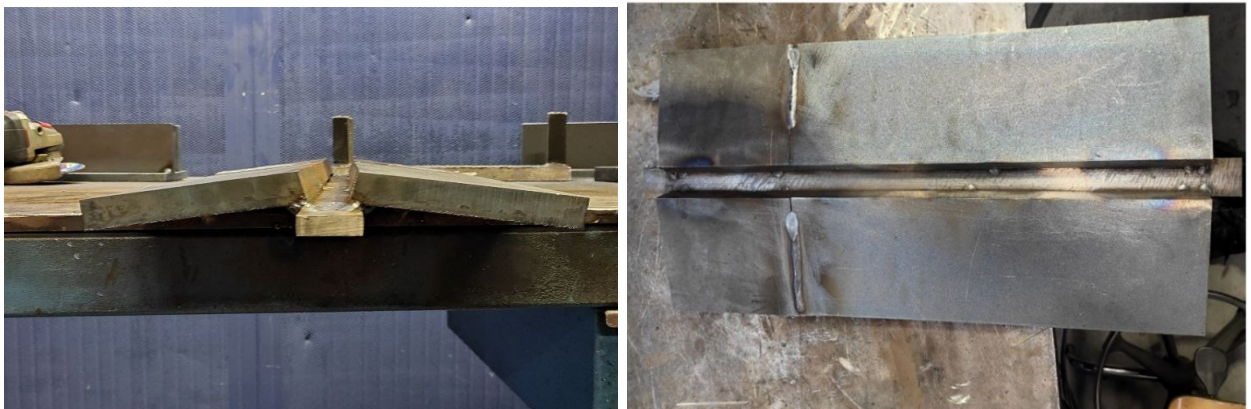


Figura n.2. 2: Piastre di S235 unite al tallone tramite saldatura a punti (saggio di AMC 15)

⁸ Le velocità di avanzamento del filo sono diverse nel caso di ARS e AMC, questo perché i *Rutilici*, formando la scoria, depositano meno materiale a parità di diametro del filo stesso.

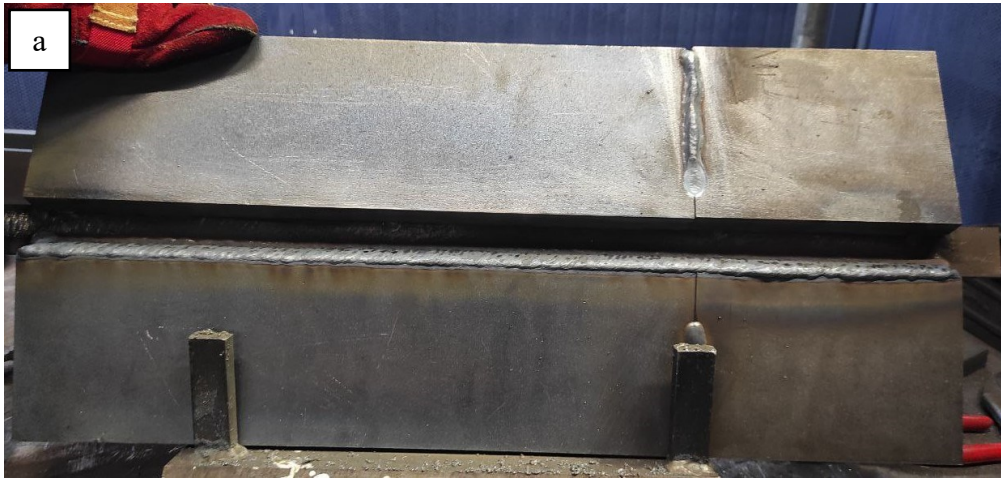


Figura n.2. 3: Step di imburratura: prima parete cianfrinata (a), seconda (b) e tallone (c). Provino AMC 15.

Successivamente, si procede al processo di saldatura vero e proprio. Verranno effettuate molte passate, alternando la direzione di saldatura per ogni strato prodotto (solitamente composto da due cordoni), al fine di incrociare le maglie di saldatura e conferire più tenacità al saldato. Le passate sono realizzate tramite un carrello capace di scorrere lungo una cremagliera e collegato a una saldatrice (Figura n.2.4 (a)). Tra una passata e l'altra è importante aspettare che la temperatura sul materiale base (*interpass*), misurata a una distanza di circa 1 cm dalle pareti cianfrinate, scenda di un certo intervallo termico ΔT , che varia in base al numero di saldature effettuate. Il gas di protezione è detto *M21*, ed è un mix di Argon (82%) e CO₂ (18%). Lo *stickout*, durante tutti e tre i processi di *imburratura* e saldatura, è pari a 15 mm.

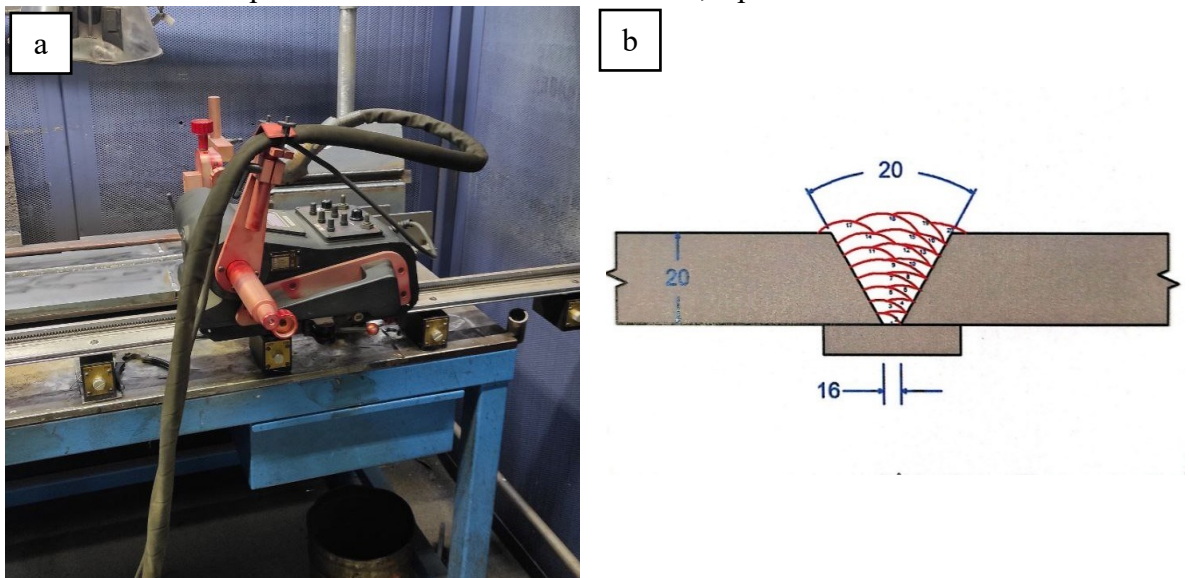


Figura n.2. 4: Carrello collegato alla saldatrice (a) e schematizzazione dei layers durante la saldatura del saggio di puro apporto (b)

I parametri di saldatura sono elencati nelle tabelle sottostanti:

AMC 15

<i>Passate</i>	v_{filo} (m/min)	<i>Corrente</i> (A)	<i>Voltaggio</i> (V)	ΔT (°C)	v_{sald} (mm/min)	<i>Heat input</i> (kJ/mm)
1	8.2	262	28	20	380	1.16
2	8.2	262	28.2	100	380	1.17
3	8.2	264	28.2	150	380	1.17
4	8.2	263	28.3	150	380	1.17
5	8.2	256	28.3	150	380	1.14
6	8.2	259	28.2	150	380	1.15
7	8.2	259	28.3	150	380	1.16
8	8.2	264	28.3	150	380	1.18
9	8.2	255	28.4	150	380	1.14
10	8.2	265	28.2	150	380	1.18
11	8.2	264	28.3	150	380	1.18
12	8.2	256	28.4	150	380	1.15
13	8.2	261	28.2	150	380	1.16
14	8.2	258	28.2	150	380	1.15
15	8.2	263	28.3	150	380	1.17
16	8.2	260	28.3	150	380	1.16
17	8.2	260	28.4	150	380	1.16
18	8.2	256	28.3	150	380	1.14
19	8.2	262	28.3	150	380	1.17
20	8.2	259	28.4	150	380	1.16

Tabella n.2. 4: Parametri di saldatura durante i 20 step per AMC 15



Figura n.2. 5: Risultato finale dopo i 20 step di saldatura (AMC 15) marcato con l'identificativo 22-304

ARS 15

<i>Passate</i>	v_{filo} (m/min)	<i>Corrente</i> (A)	<i>Voltaggio</i> (V)	ΔT (°C)	v_{sald} (mm/min)	<i>Heat input</i> (kJ/mm)
1	9	230	28.5	20	430	0.91
2	9	231	28.6	100	430	0.92
3	9	229	28.5	150	430	0.91
4	9	232	28.5	150	430	0.92
5	9	236	28.6	150	430	0.94
6	9	232	28.4	150	430	0.92
7	9	236	28.6	150	430	0.94
8	9	226	28.6	150	430	0.90
9	9	238	28.5	150	430	0.95
10	9	229	28.4	150	430	0.91
11	9	236	28.5	150	430	0.94
12	9	238	28.4	150	430	0.94
13	9	227	28.4	150	430	0.90
14	9	229	28.6	150	430	0.91
15	9	235	28.6	150	430	0.94
16	9	238	28.7	150	430	0.95
17	9	230	28.6	150	430	0.92
18	9	230	28.6	150	430	0.92
19	9	229	28.4	150	430	0.91
20	9	234	28.6	150	430	0.93
21	9	226	28.6	150	430	0.90
22	9	235	28.6	150	430	0.90
23	9	225	28.4	150	430	0.90
24	9	227	28.6	150	430	0.90
25	9	228	28.6	150	430	0.90
26	9	228	28.5	150	430	0.90
27	9	228	28.6	150	430	0.90

Tabella n.2. 5: Parametri di saldatura durante tutti e 27 gli step per ARS 15

L'apporto termico, o *heat input*, è diverso nel caso del consumabile ARS 15, rispetto agli altri due materiali testati. Questo parametro influenza il ciclo termico e il tempo di attraversamento della finestra termica dagli 800°C ai 500°C ($t_{8/5}$); in particolare si ha che un apporto termico più basso implica un ciclo termico più severo e un $t_{8/5}$ minore. Tutto ciò porta a raffreddamenti veloci e alla formazione di strutture cristalline fini, che aumentano le proprietà meccaniche. Se si saldasse ARS 15 con un apporto termico di 1.1-1.2 kJ/mm, si otterrebbe un materiale con struttura grossolana, e quindi con carichi di snervamento e di rottura al limite con le specifiche. Per evitare tutto ciò si abbassa l'apporto termico a 0.9 kJ/mm.



Figura n.2. 6: Formazione della scoria durante il processo di imbullatura. (ARS 15)



Figura n.2. 7: Risultato alla fine del processo di saldatura (ARS 15). Il saggio di ARS 15 è marcato con l'identificativo 22-305

ARS 16

<i>Passate</i>	v_{filo} (m/min)	<i>Corrente</i> (A)	<i>Voltaggio</i> (V)	ΔT (°C)	v_{sald} (mm/min)	<i>Heat input</i> (kJ/mm)
1	9	233	28.3	20	350	1.13
2	9	233	28.2	100	360	1.10
3	9	230	28.4	150	360	1.09
4	9	232	28.2	150	360	1.09
5	9	237	28.4	150	360	1.12
6	9	235	28.4	150	360	1.11
7	9	234	28.4	150	360	1.11
8	9	235	28.2	150	360	1.10
9	9	232	28.4	150	360	1.10
10	9	234	28.2	150	360	1.10
11	9	232	28.4	150	360	1.10
12	9	235	28.2	150	360	1.10
13	9	236	28.4	150	360	1.12
14	9	235	28.2	150	360	1.10
15	9	235	28.2	150	360	1.10
16	9	235	28.3	150	360	1.11
17	9	232	28.3	150	360	1.09
18	9	238	28.4	150	360	1.13
19	9	230	28.4	150	360	1.09
20	9	234	28.4	150	360	1.11
21	9	235	28.3	150	360	1.11
22	9	230	28.2	150	360	1.10
23	9	230	28.4	150	360	1.10

Tabella n.2. 6: Parametri dei 23 step di saldatura del saggio di puro apporto ARS 16

2.2.2 Dimensioni e tolleranze dei provini

Dal *saggio di puro apporto* appena creato, si ricavano i provini per la prova CTOD, per la trazione longitudinale, per la resilienza e per la metallografia come indicato nella Figura n.2.8.

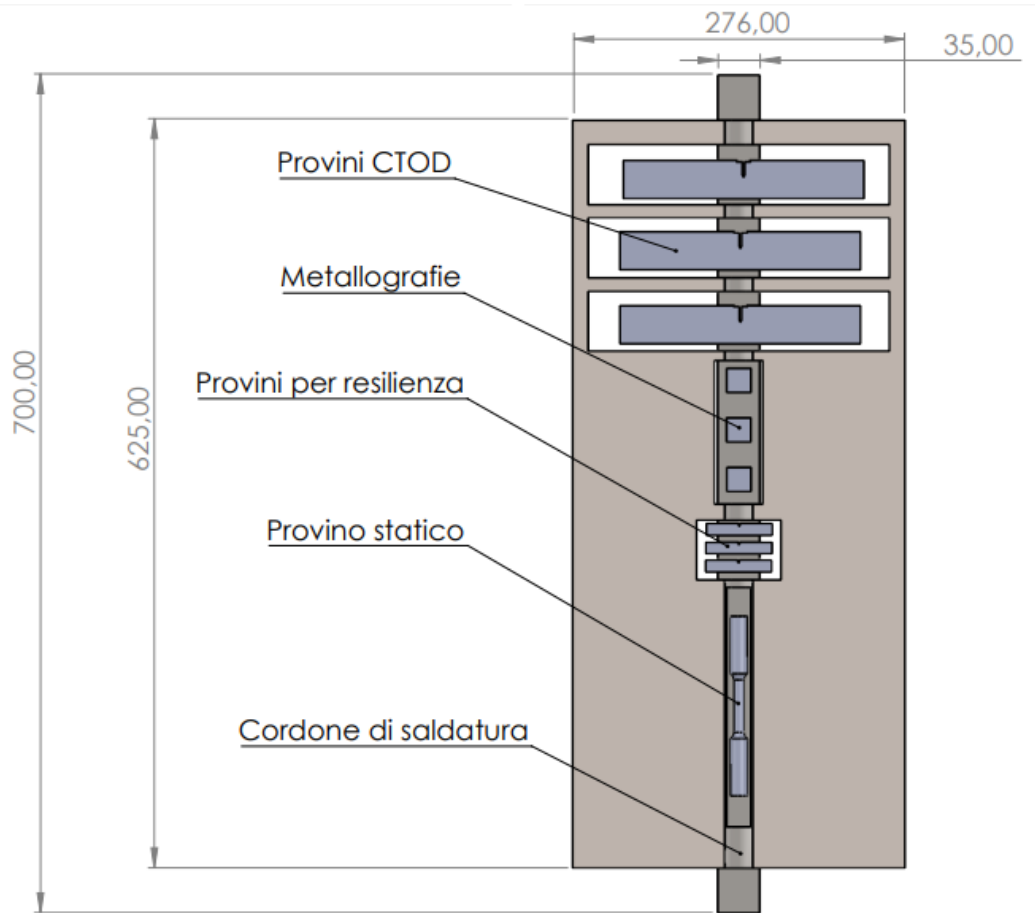


Figura n.2. 8: Posizione dei vari provini all'interno del saggio di puro apporto.

Il provino statico ha le seguenti dimensioni e tolleranze dimensionali, in accordo con la norma UNI EN ISO 5178 (2019) [9]:

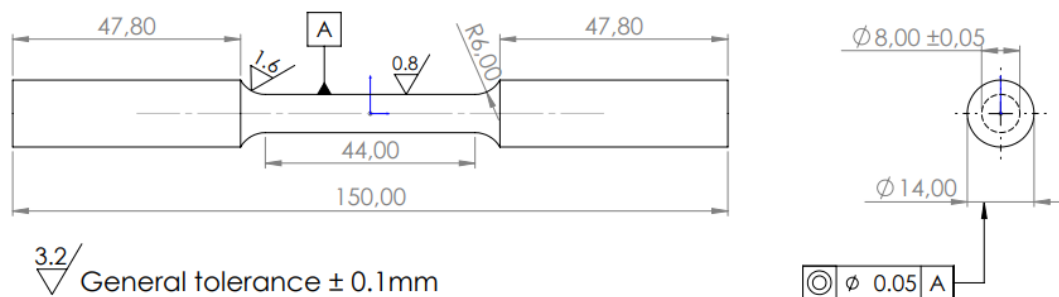


Figura n.2. 9: Dimensioni e tolleranze per provini statici.

Esso è realizzato tramite lavorazioni al tornio in due step, sgrossatura e finitura. I risultati sono mostrati nella figura seguente.



Figura n.2. 10: Materiale asportato dal cordone di saldatura (sopra), step di sgrossatura (metà) e step di finitura (sotto).

I provini per le prove di resilienza, invece, hanno bisogno di più lavorazioni. Per prima cosa, viene asportato materiale dal giunto in modo che esso contenga sia la parte saldata che il materiale base, come si può vedere in Figura n.2.11. Successivamente viene asportato il materiale del tallone e 4.5 mm dallo spessore tramite una fresa verticale. In seguito, sono rimossi 4.5 mm anche dalla parte superiore. Sia sopra che sotto, per asportare una tale quantità di materiale, vengono

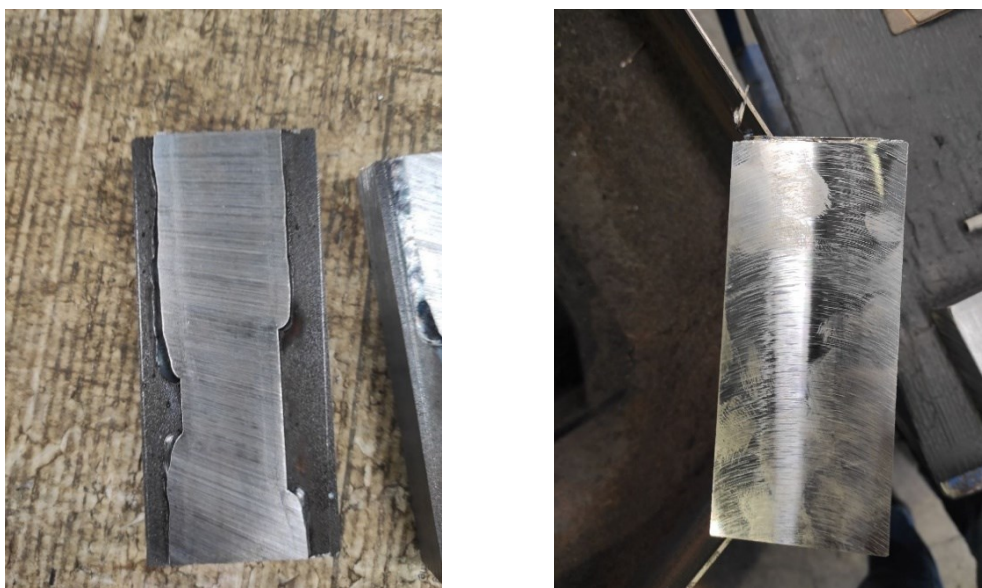


Figura n.2. 11: Campione di materiale prima (sinistra) e dopo (destra) la sgrossatura del fondo.

effettuate tre passate di sgrossatura. Al termine di queste operazioni, lo spessore del campione di materiale è di 11 mm.

L'operazione successiva è il taglio del materiale in eccesso ai lati; infatti, i provini devono avere una larghezza di base pari a 55 mm equi-spaziata rispetto al centro del cordone di saldatura.

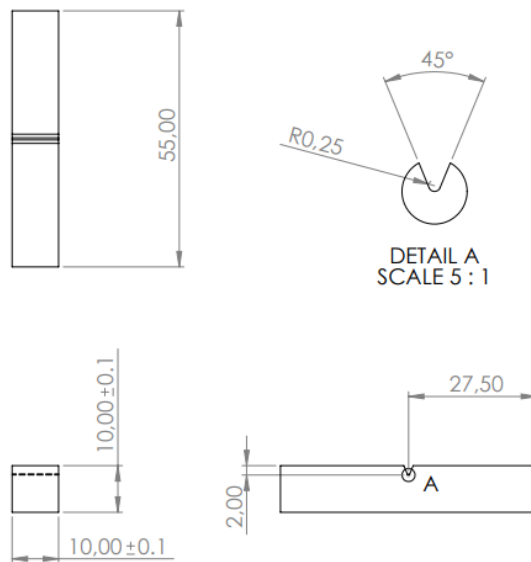


Figura n.2. 12: Dimensioni e tolleranze dei provini di resilienza.

Una volta raggiunto lo spessore di base desiderato, si passa alle operazioni di finitura delle facce superiori e inferiori, passando da uno spessore iniziale di 11 mm a quello finale di 10 mm.

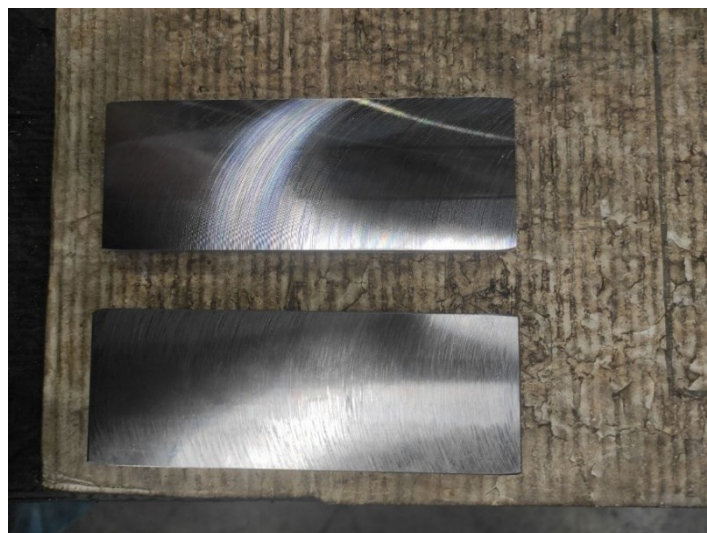


Figura n.2. 13: Confronto tra la superficie sgrossata (sotto) e finita (sopra).

Si procede a tagliare lungo la dimensione maggiore delle porzioni di materiale di spessore 11 mm tramite una troncatrice, sulle quali poi verranno effettuate le operazioni di finitura per arrivare ai 10 mm desiderati.

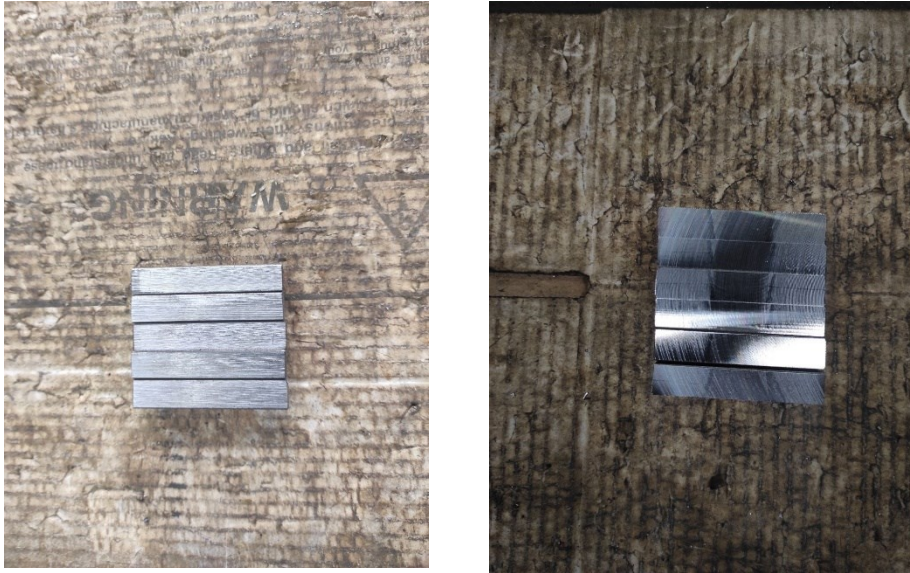


Figura n.2. 14: Provini tagliati prima (sinistra) e dopo (destra) le operazioni di finitura.

L'intaglio è realizzato tramite una brocciatrice in modo che esso sia orientato NP, esattamente come i provini CTOD.

I provini CTOD hanno le seguenti dimensioni e tolleranze:

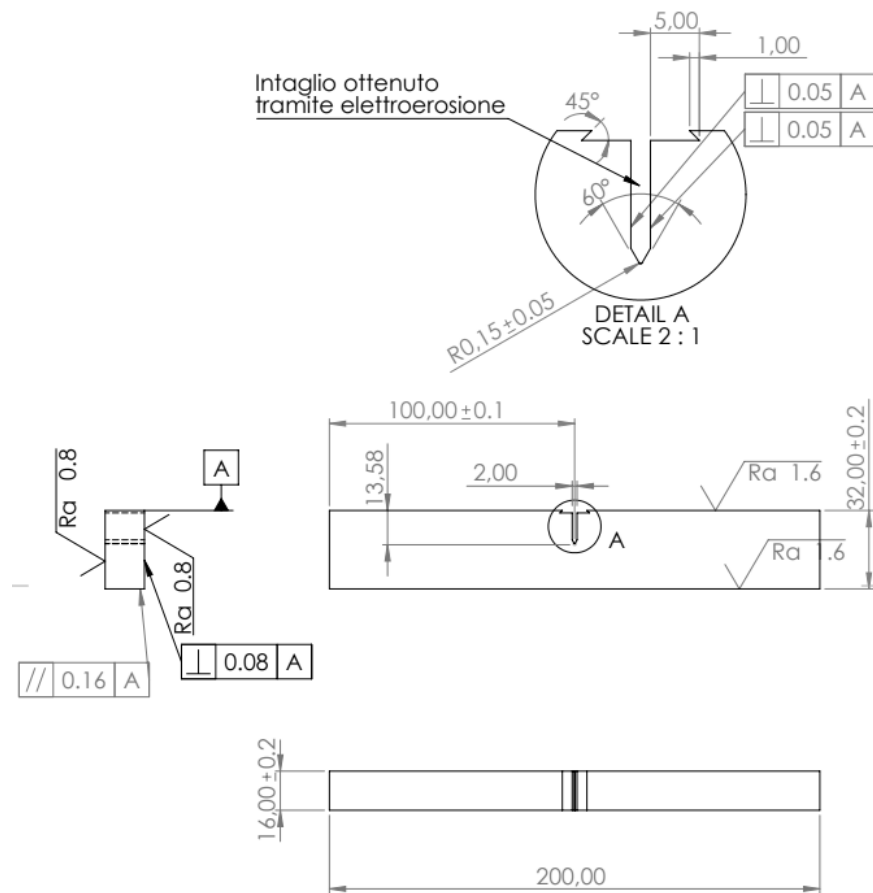


Figura n.2. 15: Dimensioni e tolleranze per provini SEN(B) CTOD utilizzati durante le prove.

Le dimensioni del provino CTOD sono state ottenute tramite una troncatrice e successivi step di finitura tramite una fresa verticale, mentre l'intaglio tramite elettroerosione. L'operazione di elettroerosione a filo è una tecnica anche detta *Wire EDM*, ovvero *Electrical Discharge Machining*, dove il componente è stato caricato negativamente, mentre il filo, caricato positivamente e inondato da un dielettrico, è avvicinato alla zona interessata fino allo scoccare di una scarica elettrica e alla conseguente asportazione del materiale.

I *knife edges*, ovvero le estremità a cui si appoggerà l'estensimetro per effettuare la misura dell'apertura CMOD, sono integrati nel componente. La direzione del prelievo, in accordo con la Figura n.2.8, è NP.

Di seguito, è stata redatta una tabella con le caratteristiche del provino più significative al calcolo del valore CTOD e comuni a tutti i materiali:

	W	B	B_N	a_m	S	Z
(mm)	32	16	16	14	125	0

Tabella n.2. 7: Valori geometrici rilevanti al calcolo CTOD e comuni a tutti i provini.

Dove B_N è lo spessore netto, che in caso di provini non scanalati coincide con il valore di B , a_m è la profondità dell'intaglio, S è il *bending span*, ovvero la distanza tra i rulli fissi della macchina per la flessione a tre punti, e Z è l'altezza dei *knife edges* esterni, nulla poiché essi sono integrati.

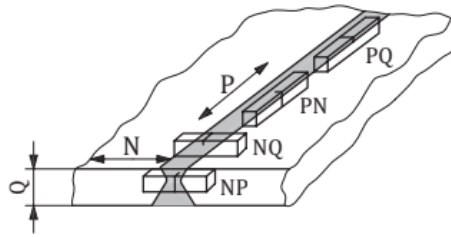


Figura n.2. 16: possibili orientazioni dei provini di resilienza e CTOD.

Per quanto riguarda i campioni per le metallografie, sono state asportate delle porzioni di materiale dal saggio di puro apporto che successivamente sono state tagliate, tramite una troncatrice, e lavorate, con una fresa ad asse verticale. Una volta rimosse le estremità, per essere certi di includere nel provino la zona della saldatura, è stato effettuato un attacco chimico con Nital (5% acido nitrico e 95% alcol etilico), in modo da evidenziare la zona interessata. I provini, una volta finiti, hanno dimensioni approssimative di 25 mm x 25 mm x 20 mm.

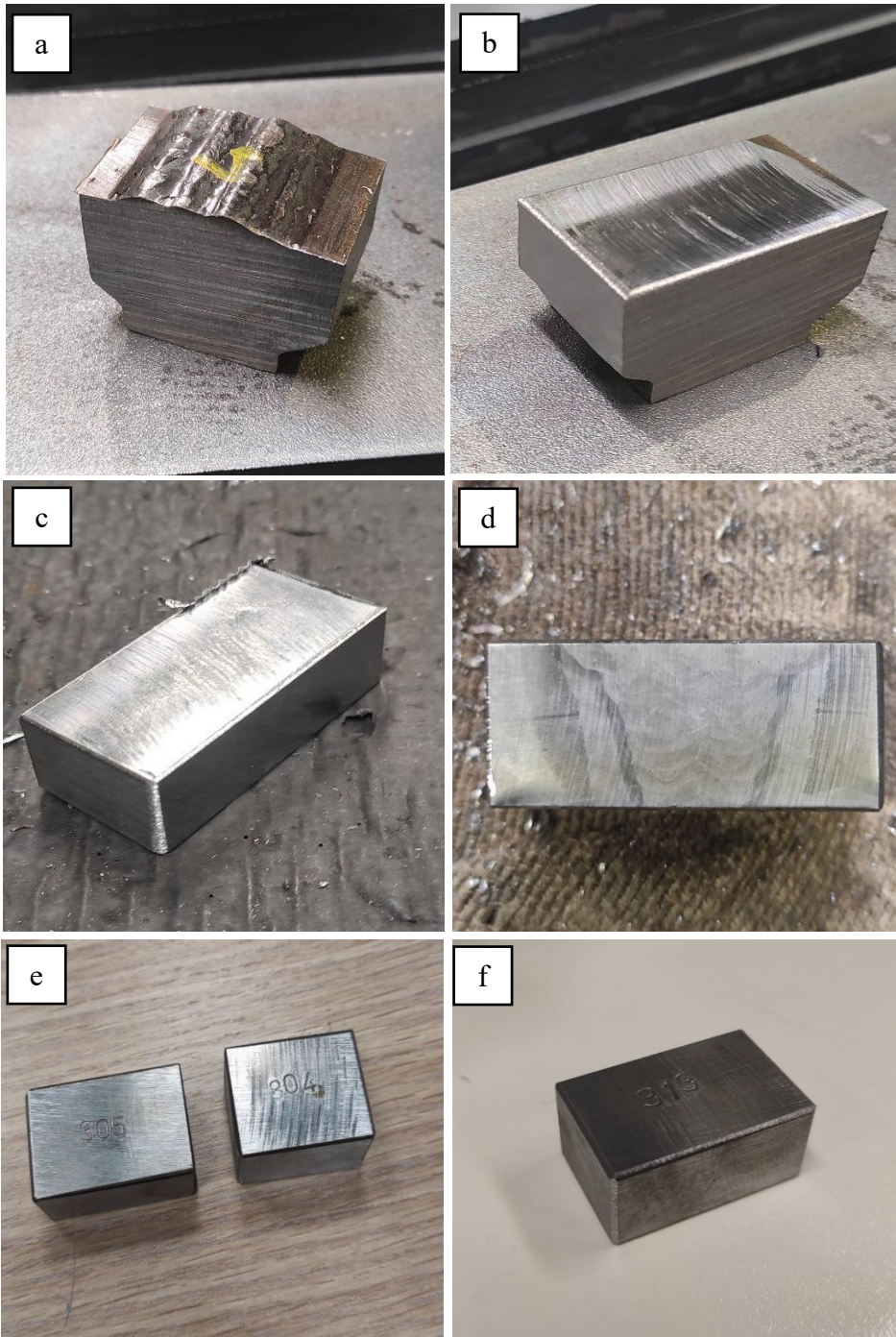


Figura n.2. 17: Step del processo di realizzazione del provino per la prova metallografica. Taglio del saggio (a), prima sgrossatura (b), seconda sgrossatura con rimozione del tallone (c) e attacco chimico con Nital per individuare la zona di interesse (d). Infine, si possono apprezzare i provini finiti (e-f)

2.3 Procedure e svolgimento delle prove

2.3.1 Metallografie e prove di micro-durezza Vickers

Le indagini metallografiche sono state condotte presso il laboratorio dell'Università di Padova, sito in Stradella S. Nicola 3, Vicenza. La procedura adottata ha previsto il taglio di una porzione comprendente sia materiale base che filo depositato in direzione ortogonale al cordone di saldatura. Successivamente, i campioni così ricavati sono stati inglobati in resina poliestere che è stata rappresa tramite l'utilizzo di catalizzatore in dosi pari al 3%. La levigatura ha interessato carte abrasive con numeri di grana progressivamente crescenti, partendo dalla 180, passando attraverso la 600 e 1200, per poi concludere con la 2400. La fase di lucidatura ha interessato panni da 6 µm e 3 µm con sospensione diamantata. Per ARS 15 è stato necessario un ulteriore passaggio di lucidatura utilizzando un panno contenente ossido di silice colloidale. Una volta pronti, i provini sono stati studiati tramite il microscopio ottico *Leica CTR6 LED*, ottenendo immagini pre-attacco del materiale base e del cordone di saldatura a diversi ingrandimenti. In seguito, è stata utilizzata una soluzione Nital 3% per compiere l'attacco chimico. Sugli stessi campioni analizzati al microscopio sono state effettuate delle misurazioni di micro-durezza Vickers tramite *Microhardness tester FM-810*, prodotto da *Future-Tech*.

2.3.2 Immagini SEM e Analisi EDS

Le misurazioni sono state svolte tramite il microscopio elettronico *Feed Emission Gun SEM*, prodotto da *Fei Company*. I campioni sono stati lucidati ulteriormente con panni contenenti ossidi di silice e successivamente immersi in alcol etilico per almeno due minuti, al fine di eliminare eventuali residui. Gli elettroni sono stati accelerati con un potenziale di 20 kV e le immagini sono state ricavate a partire dai segnali acquisiti da un detector BSED, ovvero di elettroni retro-diffusi. Per determinare la composizione chimica delle inclusioni, è necessario servirsi di Software esterni in grado di svolgere le analisi EDS. Prima di effettuare le analisi sulle inclusioni vere e proprie, è necessario studiare la composizione chimica della matrice. Questa necessità è data dal fatto che i raggi X che sono raccolti dal detector provengono da un volume di materiale, che molto probabilmente conterrà non solo l'inclusione, ma anche parte della matrice. L'analisi sulla matrice risulta fondamentale per capire quali elementi facciano effettivamente parte dell'inclusione e quali, invece, appartengano alla matrice stessa.

2.3.3 Prove di resilienza

Una volta ricavati i provini, la prova di resilienza è stata svolta secondo le linee guida dettate dalla norma EN ISO 148-1 (2016) [10]. I Provini KV sono stati immersi in liquido refrigerante a -60°C per almeno 15 minuti, per mezzo di un criostato, e successivamente rotti tramite un pendolo Charpy in dotazione nel laboratorio *Voestalpine Bohler Welding Fileur*, prodotto da *Zwick Roell*.

2.3.4 Prova di trazione longitudinale

La prova di trazione longitudinale è stata svolta presso il laboratorio di *Global Test S.r.l.*, sito in Via Roma 79, Medolago (BG), in osservanza della norma BS EN ISO 6892-1 (2016) [11], al fine di ricavare tensione di snervamento, modulo elastico, tensione di rottura, allungamento percentuale. La macchina con cui è stata svolta la prova è il modello *Z100* prodotto da *Zwick Roell*.

2.3.5 Prova CTOD

La prova CTOD è stata svolta presso il laboratorio di *Global Test S.r.l.*, sito in Via Roma 79, Medolago (BG). La prova è stata svolta in conformità con le norme BS EN ISO 15653 (2018) [6] e BS EN ISO 12135 (2016) [8]. La macchina utilizzata per questo tipo di test è il modello *Vibrophore 250*, prodotto da *Zwick Roell*. Per ogni materiale sono state condotte tre prove. Il provino è stato posto in una macchina di flessione a tre punti e successivamente sollecitato, nella fase di *precracking*, con una forza sinusoidale a rapporto di ciclo R pari a 0,1. Questa fase è stata condotta temperatura ambiente, ovvero 21°C , mentre lo svolgimento della prova vera e propria, a -10°C . La fase di rottura vera e propria del componente viene svolta all'interno di una camera chiusa, nella quale viene immesso azoto liquido da una elettrovalvola in grado di mantenere la temperatura pari a -10°C (Figura n.2.18 (b)). Di seguito si elencano alcuni parametri, comuni a tutti e tre i materiali, della fase di *precracking*:

*Parametri comuni a tutti i materiali nella fase di
precracking*

R	0.1
$T_l (^{\circ}\text{C})$	21
$K_f (\text{MPa } m^{0.5})$	24.5
$\Delta K (\text{MPa } m^{0.5})$	20

Tabella n.2. 8: Valori comuni a tutti i materiali nella fase di *precracking*

Dove K_f è il valore massimo del fattore di intensificazione delle tensioni nella fase finale del *precracking*, e ΔK è la differenza tra valore massimo e minimo dello stesso parametro. Per AMC 15 sono stati eseguiti, nelle tre prove, un numero di cicli per il *precracking* compreso tra 135000 e 140000, per ARS 15 tra 100000 e 150000 e per ARS 16 tra 100000 e 110000. Il numero di cicli in questa fase deve essere compreso tra 10^4 e 10^6 . Questo requisito è stato rispettato. Un altro parametro importante ai fini della validità della prova è F_f , ovvero la forza massima espressa dalla macchina di flessione a tre punti durante la parte finale della pre-cricca. I valori di F_f trovati durante il *precracking* devono essere minori dei valori ricavati con le seguenti equazioni fornite da normativa BS EN ISO 12135 (2016):

$$F_{f1} = 0.8 \frac{B(W - a_0)^2}{S} R_{p,0,2} \quad (2.1)$$

$$F_{f2} = \xi E \frac{(WBB_N)^{0.5} W}{g_1\left(\frac{a_0}{W}\right) S} \quad (2.2)$$

Dove $\xi = 1.6 * 10^{-4} m^{1/2}$ e la funzione $g_1\left(\frac{a_0}{W}\right)$ si calcola come segue:

$$g_1\left(\frac{a_0}{W}\right) = \frac{3\left(\frac{a_0}{W}\right)^{1/2} \left[1.99 - \left(\frac{a_0}{W}\right) \left(1 - \frac{a_0}{W}\right) \left(2.15 - 3.93\left(\frac{a_0}{W}\right) + 2.7\left(\frac{a_0}{W}\right)^2\right)\right]}{2\left(1 + 2\frac{a_0}{W}\right) \left(1 - \frac{a_0}{W}\right)^{3/2}} \quad (2.3)$$

Di seguito sono espressi i valori di F_f , F_{f1} , F_{f2} per ogni prova e per ogni materiale:

	AMC 15			ARS 15			ARS 16		
Prova n.	1	2	3	1	2	3	1	2	3
F_f (N)	5908	5802	5944	6089	6388	5374	5845	6036	6184
F_{f1} (N)	17711	17304	17851	17669	18779	15056	16854	17561	18115
F_{f2} (N)	8101	7956	8152	8350	8760	7369	7855	8111	8311

Tabella n.2. 9: Valori di F_f , F_{f1} , F_{f2} per ogni prova e per ogni materiale.

Tutte le prove hanno superato questo requisito di accettabilità.

Nella fase di frattura vera e propria, i campioni sono stati portati a rottura con un tasso di incremento del fattore di intensificazione delle tensioni K_I pari a 1.5 MPa

$m^{0.5} s^{-1}$. Tale valore deve essere compreso tra 0.2 e 3 MPa $m^{0.5} s^{-1}$. Per ogni prova, una volta rotto il provino, sono state fatte 9 misure equi-spaziate della lunghezza di cricca, da cui poi si è calcolato a_0 tramite la seguente formula:

$$a_0 = \frac{1}{8} \left(\frac{a_1 + a_9}{2} + \sum_{i=2}^8 a_i \right)$$

(2.4)

Dove a_1 e a_9 sono le misure della lunghezza di cricca alle estremità del campione.

Durante lo svolgimento di ogni prova è stata registrata, mediante un grafico, la relazione tra forza applicata in kN e CMOD (ovvero l'apertura, in termini di spostamento, della parte più esterna dell'intaglio, dove si effettua la misura tramite l'estensimetro) in mm. Da questo grafico sarà possibile calcolare la componente plastica dell'apertura all'intaglio, V_p , tracciando una linea parallela al tratto lineare del grafico stesso, intercettando il punto corrispondente al valore massimo della forza.

Una volta noto il valore di a_0 , le caratteristiche del materiale, $g_1 \left(\frac{a_0}{W} \right)$ tramite l'equazione (2.3), V_p , F_{max} e le caratteristiche geometriche del provino, è possibile ricavare il valore CTOD secondo l'equazione (2.5).

$$\delta_0 = \left[\frac{S}{W} \frac{F}{(BWB_N)^{0.5}} g_1 \left(\frac{a_0}{W} \right) \right]^2 \frac{1 - \nu^2}{2ER_{p0,2}} + \frac{0.4(W - a_0)}{0.6a_0 + 0.4W + z} V_P$$

(2.5)

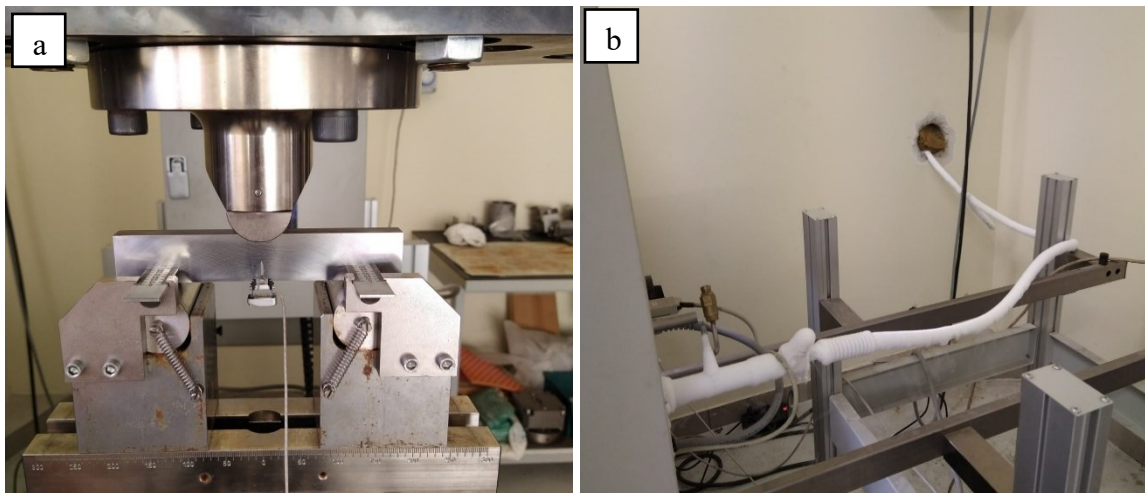


Figura n.2. 18: Provino CTOD durante le operazioni di precracking a temperatura ambiente (a). Sistema di raffreddamento per iniezione di azoto liquido mediante una elettrovalvola (b).

CAPITOLO TERZO

RISULTATI E CONCLUSIONI

3.1 Analisi al microscopio ottico

3.1.1 Considerazioni preliminari

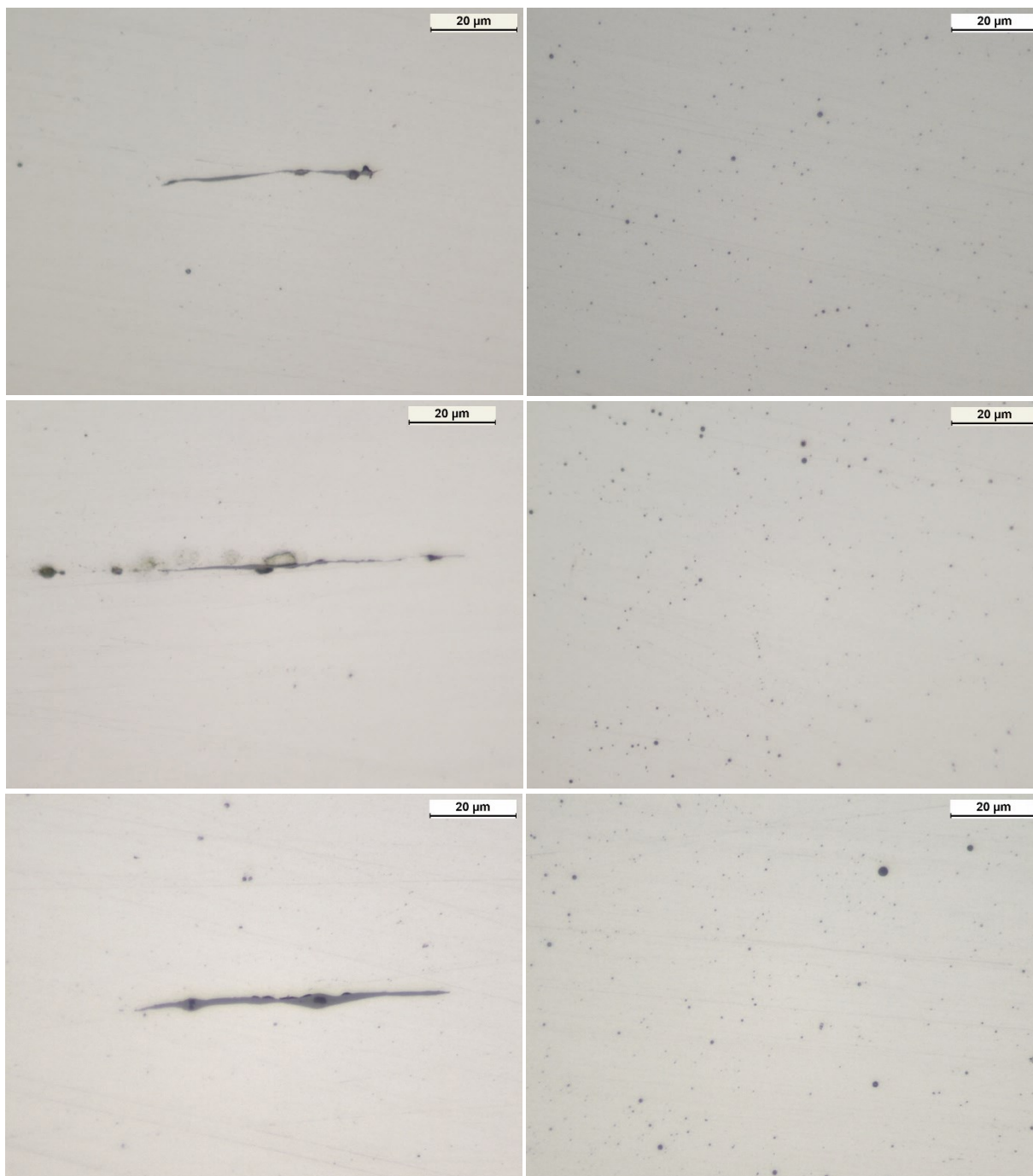


Figura n.3. 1: Immagini al microscopio ottico, precedenti all'attacco, di materiale base (sinistra) e cordone (destra), dei tre materiali testati. (AMC 15 in alto, ARS 15 in mezzo, e ARS 16 in basso). Ingrandimento 500x.

Nelle immagini pre-attacco mostrate in Figura n.3.1 è possibile apprezzare, nel materiale base, la presenza di solfuri allungati nella direzione di laminazione e una fine dispersione di precipitati sferici, molto probabilmente ossidi, nel cordone di saldatura dei materiali d'apporto. Già da queste immagini è possibile affermare che le quantità di precipitati sono qualitativamente diverse nei tre materiali. Ciò verrà poi confermato tramite delle immagini al microscopio elettronico. Le immagini panoramiche della saldatura multistrato successive all'attacco chimico sono mostrate in Figura n.3.2. Si possono riconoscere tutte le varie passate di saldatura nella zona centrale, la saldatura del cianfrino, realizzata durante lo step di imburatura e il materiale base. È possibile apprezzare che, nella saldatura multistrato, vi sono zone morfologicamente molto diverse tra loro. Si possono riconoscere zone colonnari ed equiassiche, sia fini che grossolane, in tutti i materiali testati. Questa differenza è causata dalle modalità di realizzazione della saldatura a più passate e dal tipo di raffreddamento che si instaura in tale processo. Quando viene depositato il primo *layer*, vi è una piccola parte, di materiale fuso che, a contatto col tallone o con le piastre, solidifica istantaneamente creando grani equiassici. Successivamente l'accrescimento è colonnare e, mentre il fronte di solidificazione avanza, il materiale fuso si carica sempre di più di soluto, finché l'accrescimento colonnare è interrotto, favorendo la formazione di grana equiassica fine, nella parte superiore della passata. La differenza di concentrazione tra liquido e solido è dovuta al fatto che quest'ultimo, in fase di solidificazione, risulta sovrassaturo e quindi espelle soluto nelle zone circostanti al fronte di avanzamento. Questo meccanismo di solidificazione è detto sotto-raffreddamento costituzionale [12]. Quando viene depositata una nuova passata su quella precedente, succede che parte del materiale del cordone sottostante viene rifuso, e più in profondità vi è anche una zona termicamente alterata. In quest'ultima zona, il grano colonnare tende a ricristallizzare e a divenire equiassico, mentre il grano già sotto questa forma, a ingrossare. L'alterazione termica è anche responsabile dell'innesco dei processi diffusivi. I meccanismi espressi precedentemente, continuano a ripetersi ogni volta che viene depositata una nuova passata, sia sopra che di lato, causando una elevata eterogeneità per quanto riguarda la morfologia e le dimensioni del grano.

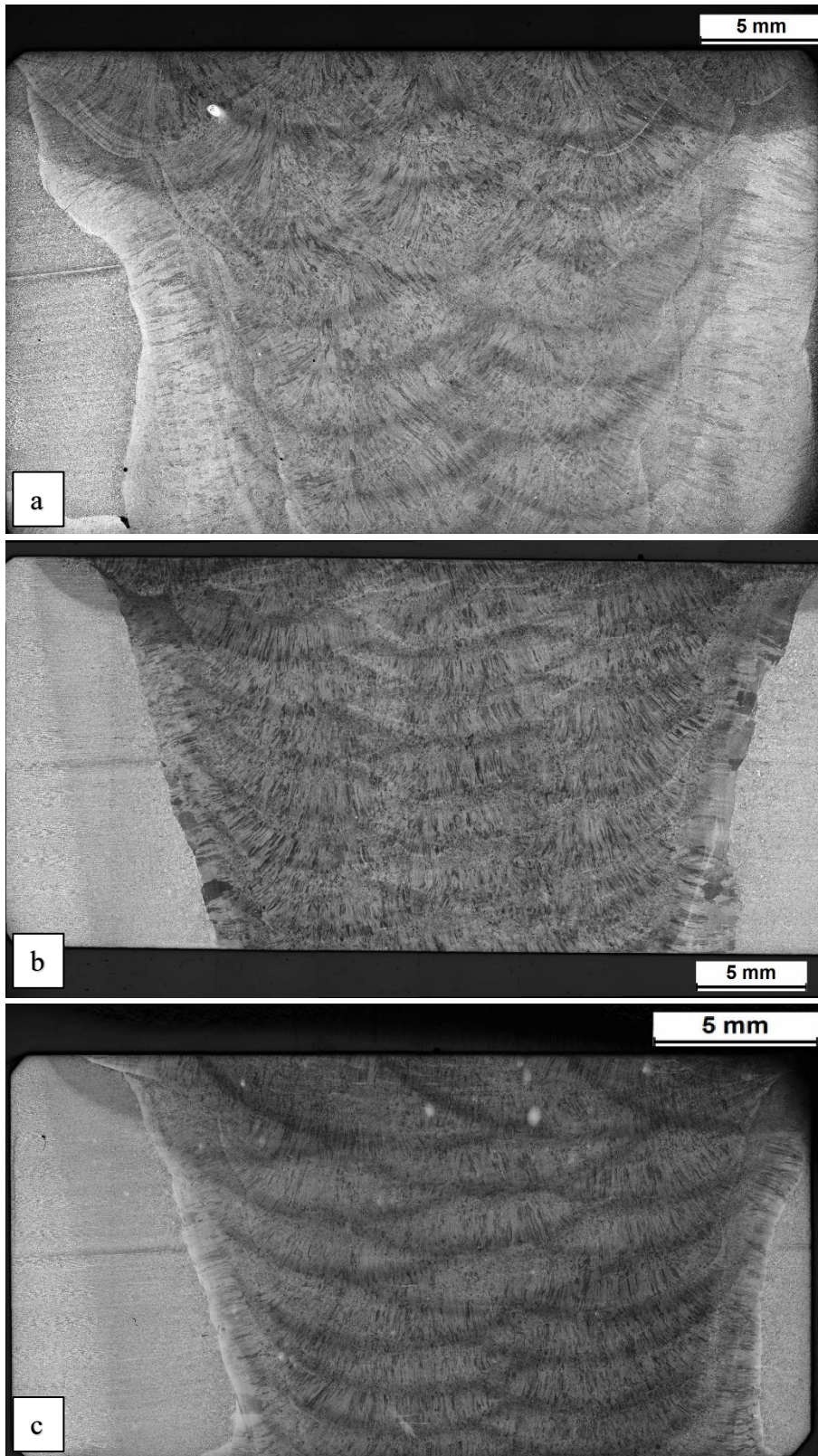


Figura n.3. 2: Panoramiche in bianco e nero di AMC 15 (a), ARS 15 (b) e ARS 16 (c)

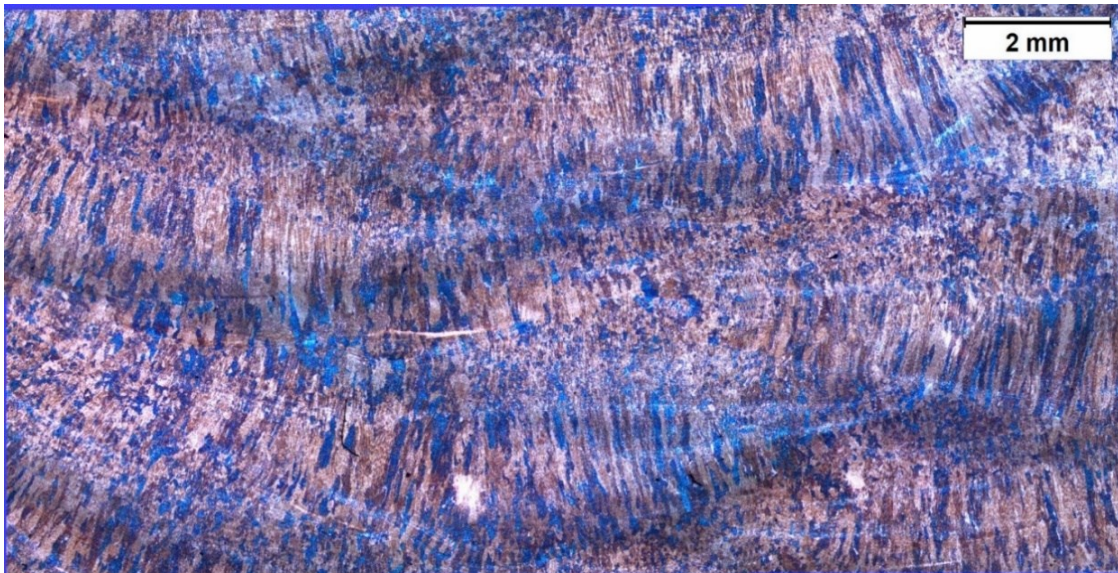


Figura n.3. 3: Immagine a contrasto elevato in cui è possibile individuare zone equiassiche (fini e grossolane) e colonnari in ARS 16.

3.1.2 Microstrutture

Per quanto riguarda la microstruttura, vi è sicuramente predominanza, in tutte le zone, sia equiassiche che colonnari, e in tutti i materiali, di *ferrite aciculare* (AF). AMC 15, nella zona colonnare, presenta anche ferrite primaria, *Grain Boundary Ferrite* (GBF), presente a bordo-grano, in Figura n.3.4 (a), mentre nelle zone equiassiche (Figura n.3.4 (b)) è possibile riconoscere anche *bainite ferritica* (BF). ARS 15 (Figura n.3.4 (c) e (d)) mostra quasi esclusivamente ferrite aciculare nelle zone equiassiche, mentre in quelle colonnari la ferrite è presente sia a bordo-grano sia sotto la forma poligonale, tuttavia in quantità molto basse. ARS 16 (Figura n.3.4 (e) e (f)) mostra anche qualche piccola zona contenente bainite ferritica.

La ferrite aciculare ha dimensioni diverse a seconda che essa si trovi in zone colonnari o equiassiche, come è possibile vedere nelle Figure n.3.5 (a)-(f). Le zone colonnari presentano una ferrite aciculare mediamente più fine rispetto alle zone equiassiche. Vi sono delle differenze anche tra la ferrite aciculare delle zone equiassiche fini e grossolane, come si può apprezzare dalle Figure n.3-6 (a)-(f). La ferrite aciculare presenta una forma più ingrossata nelle zone equiassiche grossolane.

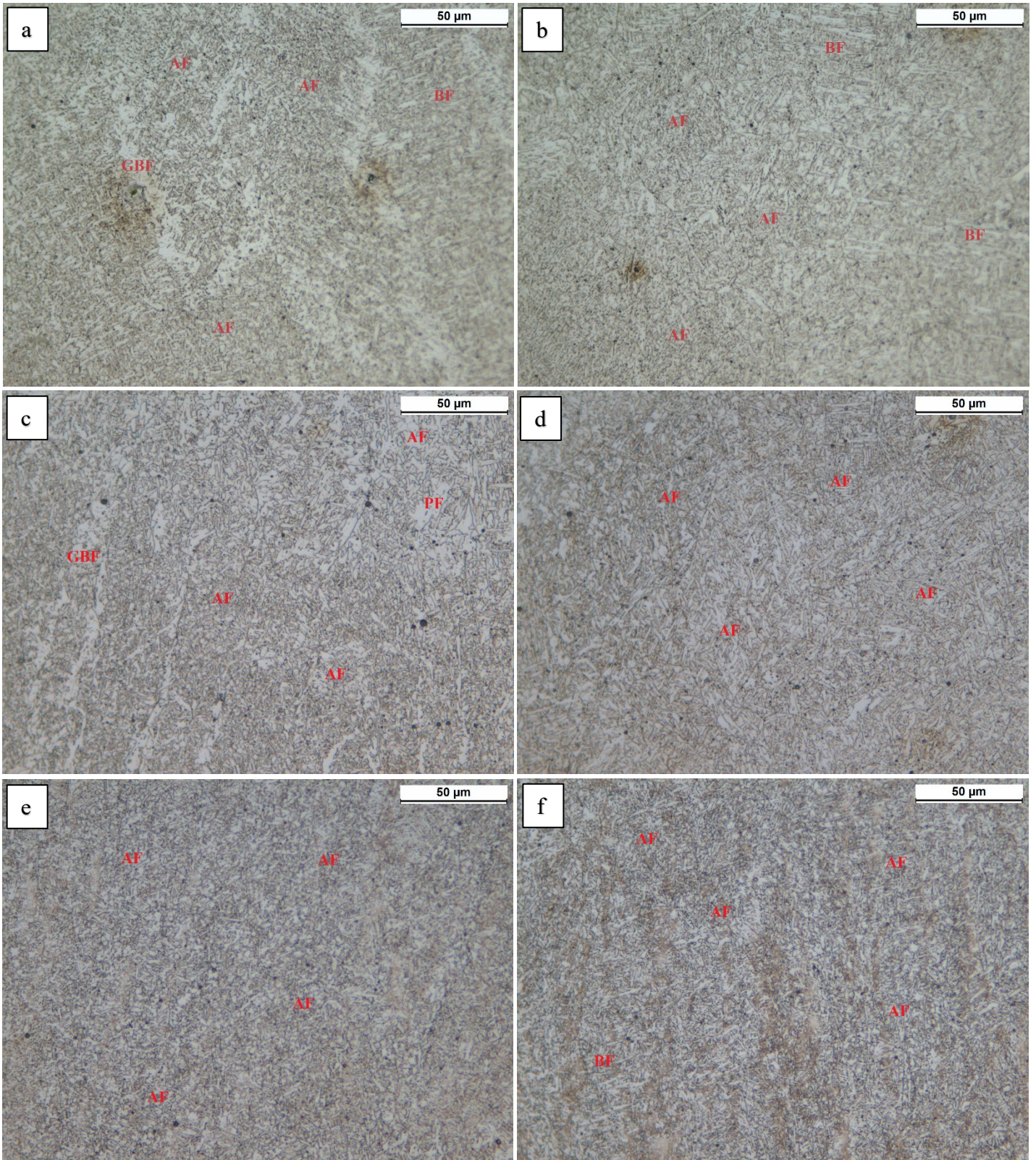


Figura n.3. 4: Zone colonnari (sinistra) e equiassiche (destra) di AMC 15 (a) (b), ARS 15 (c) (d) e ARS 16 (e) (f). Ingrandimenti pari a 250x.

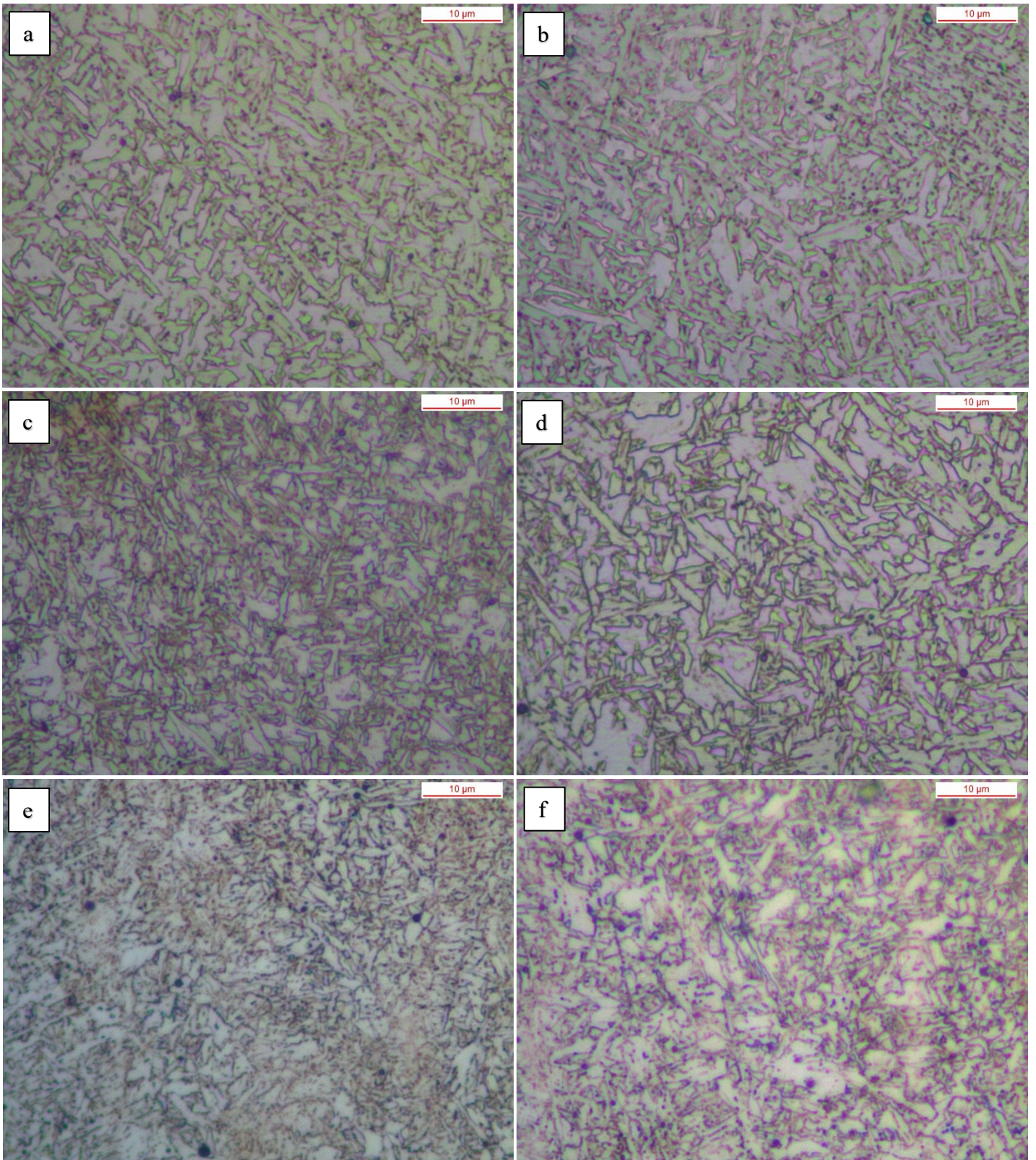


Figura n.3. 5: AMC 15, zona colonnare (a) e zona equiassica (b). ARS 15, zona colonnare (c) e zona equiassica (d). ARS 16, zona colonnare (e) e zona equiassica (f). Ingrandimenti 1000x.

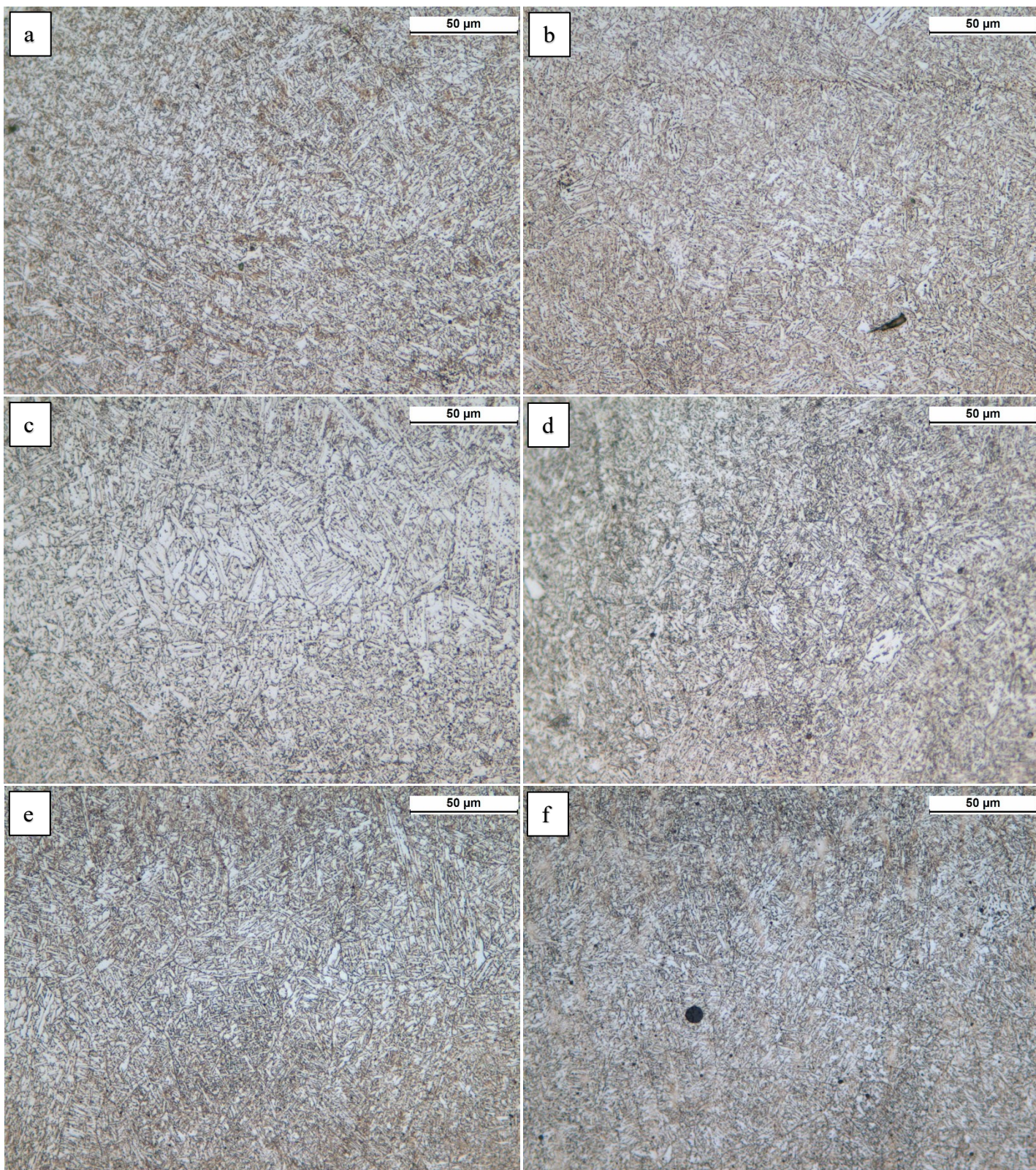


Figura n.3. 6: AMC 15, zona equiassica grossolana (a) e fine (b). ARS 15 zona equiassica grossolana (c) e fine (d). ARS 16, zona equiassica grossolana (e) e fine (f).

3.1.3 Dimensione del grano

Le dimensioni e l'*aspect rateo* (A.R.) del grano austenitico sono state ricavate tramite la manipolazione delle immagini ricavate al microscopio ottico. I risultati sono mostrati in Tabella n.3.1-3.

<i>AMC 15</i>	<i>Colonnare</i>	<i>Equiassica grossolana</i>	<i>Equiassica fine</i>
$D_{eq} (\mu m)$	110	70	30
<i>A.R.</i>	4.23	1.60	1.56

Tabella n.3. 1: valori di diametro equivalente e *aspect rateo* per AMC 15.

<i>ARS 15</i>	<i>Colonnare</i>	<i>Equiassica grossolana</i>	<i>Equiassica fine</i>
$D_{eq} (\mu m)$	70	40	20
<i>A.R.</i>	3.98	1.68	1.60

Tabella n.3. 2: valori di diametro equivalente e *aspect rateo* per ARS 15.

<i>ARS 16</i>	<i>Colonnare</i>	<i>Equiassica grossolana</i>	<i>Equiassica fine</i>
$D_{eq} (\mu m)$	90	50	25
<i>A.R.</i>	4.12	1.64	1.57

Tabella n.3. 3: valori di diametro equivalente e *aspect rateo* per ARS 16.

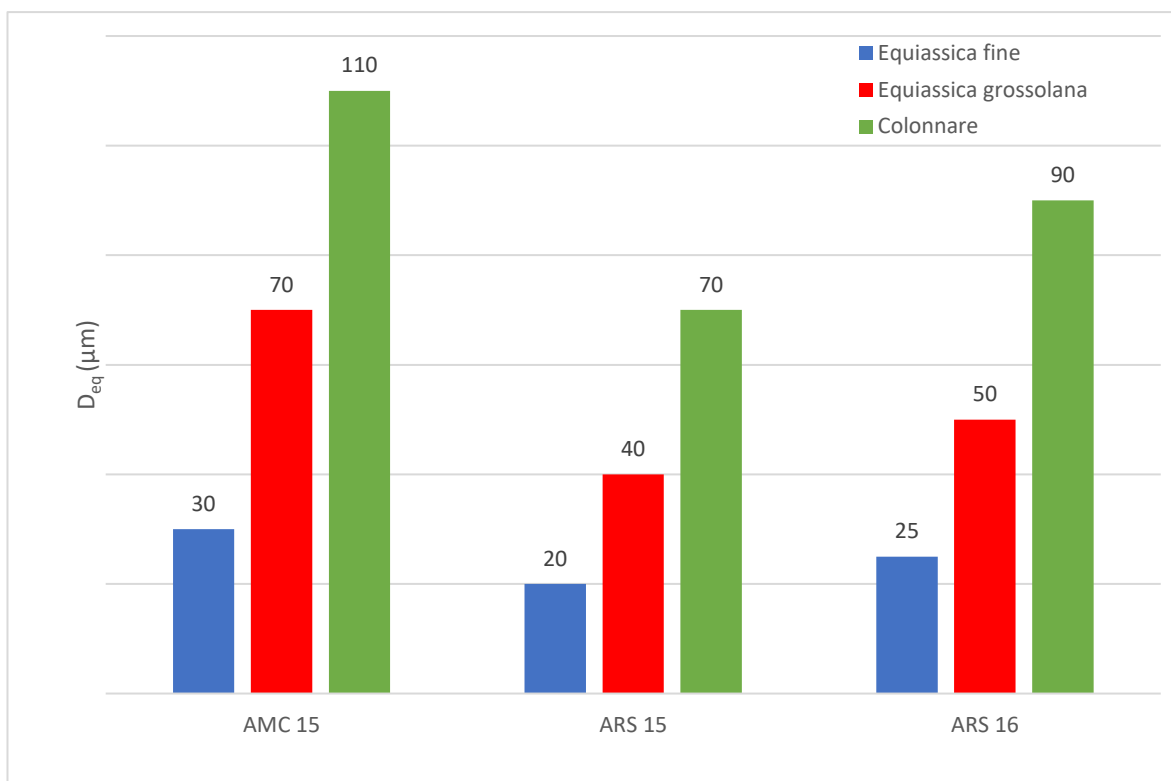


Figura n.3. 7: Grafico riassuntivo delle dimensioni del grano nei tre materiali testati.

3.1.4 Quantificazione delle varie zone

Data l'estrema eterogeneità delle strutture dei saggi di puro apporto, effettuare una quantificazione delle zone colonnari ed equiassiche, fini e grossolane, su tutto il materiale saldato sarebbe stata una operazione molto onerosa in termini di tempo e poco utile, dal momento che l'intaglio dei provini per le prove Charpy e CTOD è orientato NP e centrato rispetto al saggio stesso. Le misurazioni, dunque, sono state effettuate nella parte centrale del volume saldato, andando a quantificare la percentuale di presenza delle zone colonnari ed equiassiche, sia fini che grossolane, sullo spessore totale dello stesso. I risultati sono elencati in Tabella n.3.4. ARS 15 ha la percentuale maggiore di zone colonnari, mentre AMC 15 e ARS 16 presentano valori simili e circa uguali al 50%. Le zone equiassiche fini sono pressoché le stesse nei tre materiali, mentre le grossolane sono circa pari al 20% in AMC 15 e ARS 16. La zona equiassica grossolana in ARS 15 presenta il valore minimo, pari circa al 10%.

	<i>Colonnare</i> %	<i>Equiassica grossolana</i> %	<i>Equiassica fine</i> %
<i>AMC 15</i>	53	19	28
<i>ARS 15</i>	63	12	25
<i>ARS 16</i>	53	22	25

Tabella n.3. 4: Percentuali delle varie zone, per i tre materiali oggetto di indagine.

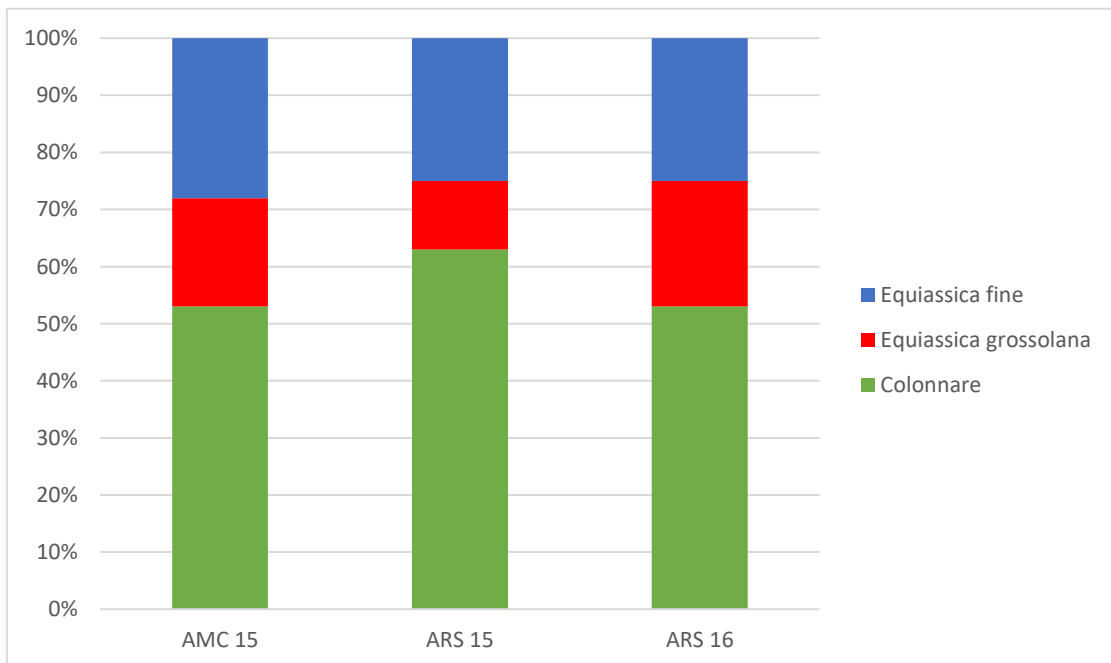


Figura n.3. 8: Riassunto della quantificazione delle varie zone nel materiale.

3.1.5 Profili di micro-durezza

Sono stati tracciati i profili di micro-durezza verticale di tutti i materiali oggetto di questa indagine, e i risultati sono esposti nelle Fig. n.3.9-11. Il carico utilizzato è pari a 200 gf, il *dwell time* è pari a 10 s e il passo utilizzato è di 0.3 mm.

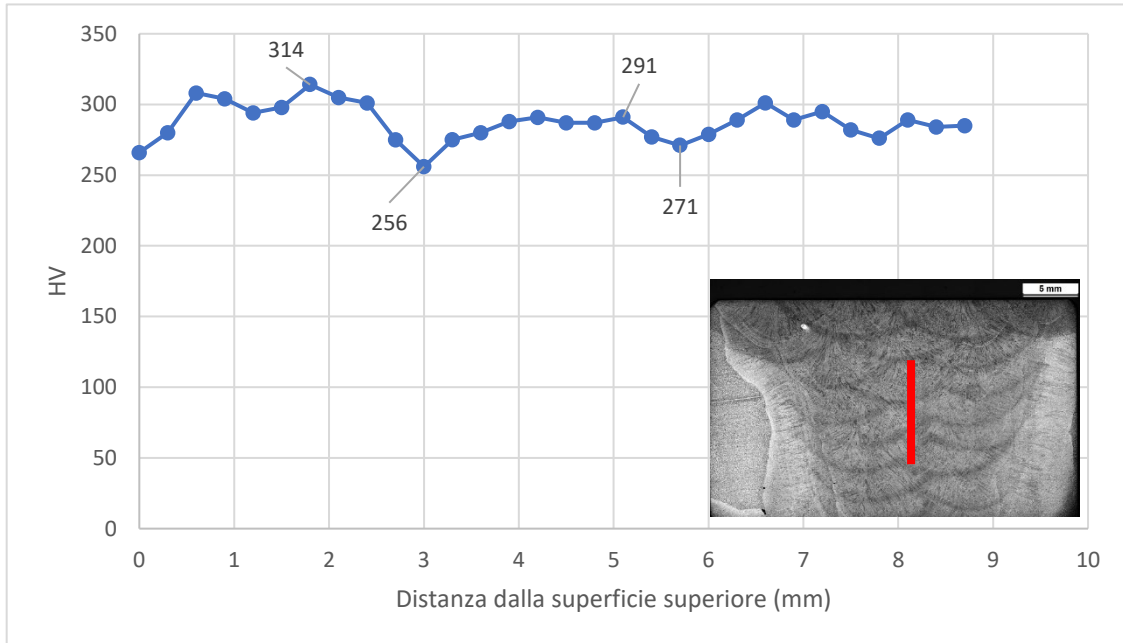


Figura n.3. 9: Profilo di micro-durezza verticale di AMC 15.

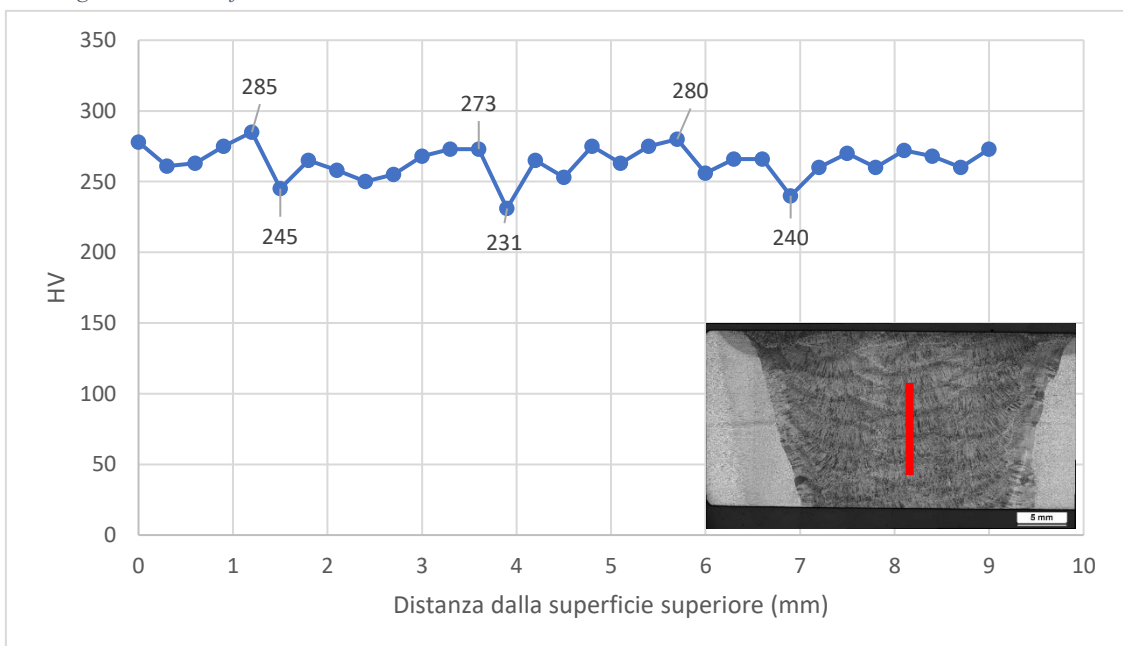


Figura n.3. 10: Profilo di micro-durezza verticale di ARS 15.

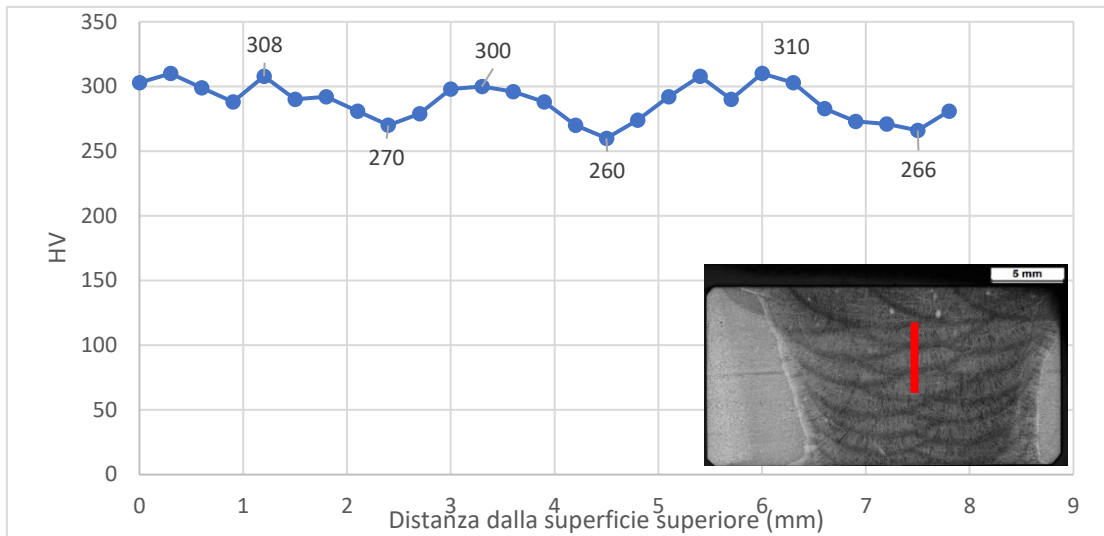


Figura n.3. 11: Profilo di micro-durezza di ARS 16.

I profili di micro-durezza di ogni materiale possono essere correlati alla morfologia delle varie zone all'interno dello stesso. In particolare, i picchi di micro-durezza sono da attribuire alle zone equiassiche fini, dove la ferrite aciculare è molto corta e sottile, mentre i minimi sono dovuti alle zone più grossolane. Le analisi EDS nelle zone di massimo e minimo sono esposte nelle Figure n.3.12-14. Le modalità di sotto-raffreddamento costituzionale, in generale, suggeriscono una differenza di composizione chimica tra la prima e l'ultima zona che solidifica. Le analisi EDS mostrano leggere variazioni in AMC 15 per quanto riguarda le concentrazioni di manganese e nickel, mentre per ARS 15 e 16 non è stata evidenziata nessuna variazione. Questa omogeneità di composizione chimica è dovuta al fatto che l'alterazione termica imposta dal deposito delle passate innesca i meccanismi diffusivi nel materiale.

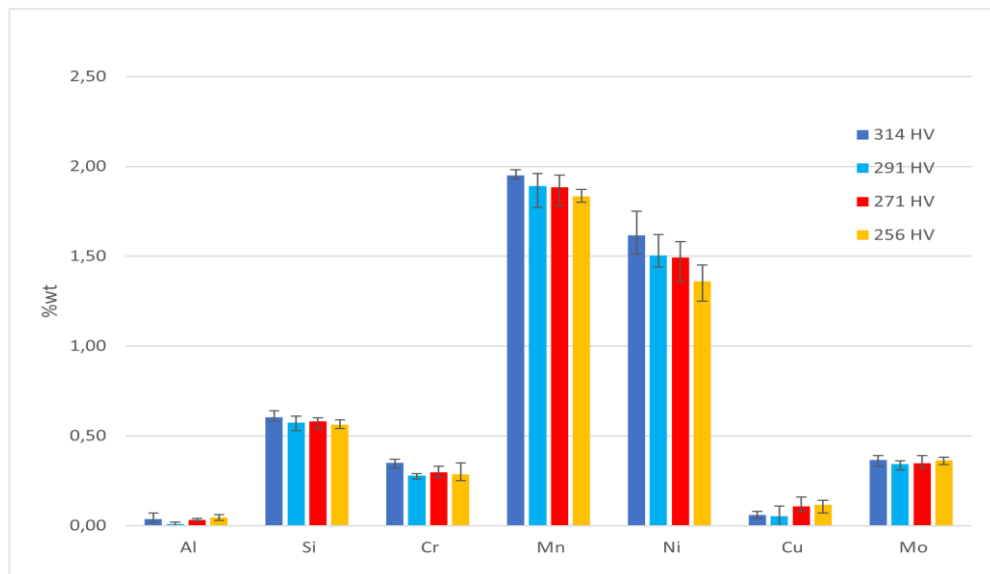


Figura n.3. 12: Analisi EDS sulle zone di massimo e di minimo di microdurezza di AMC 15.

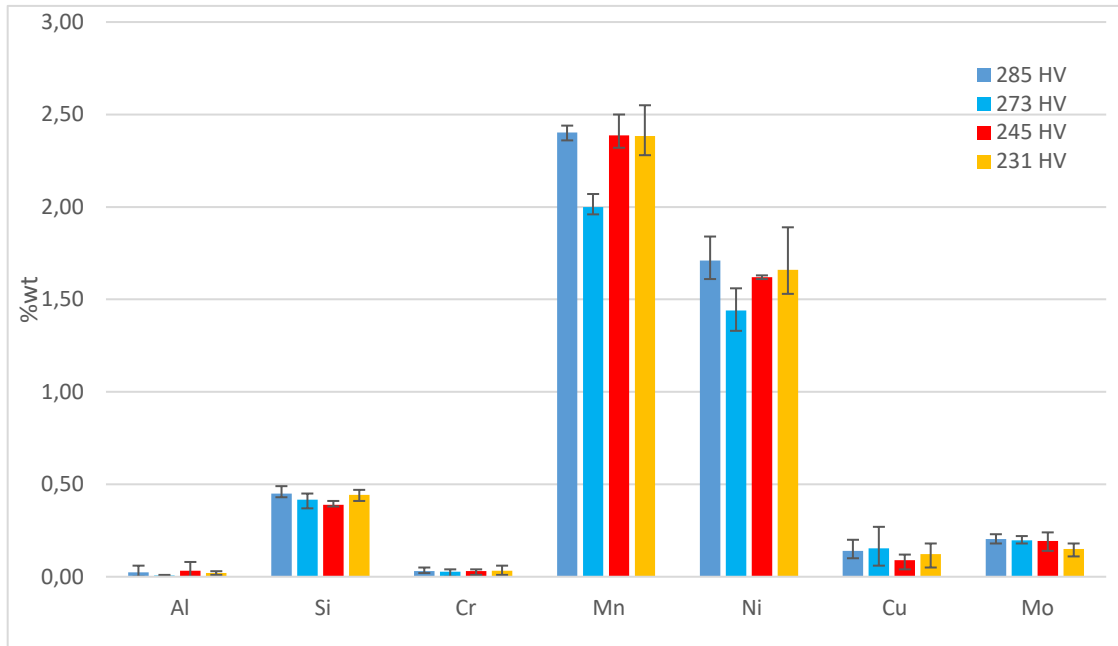


Figura n.3. 13: Analisi EDS sulle zone di massimo e minimo di micro-durezza di ARS 15

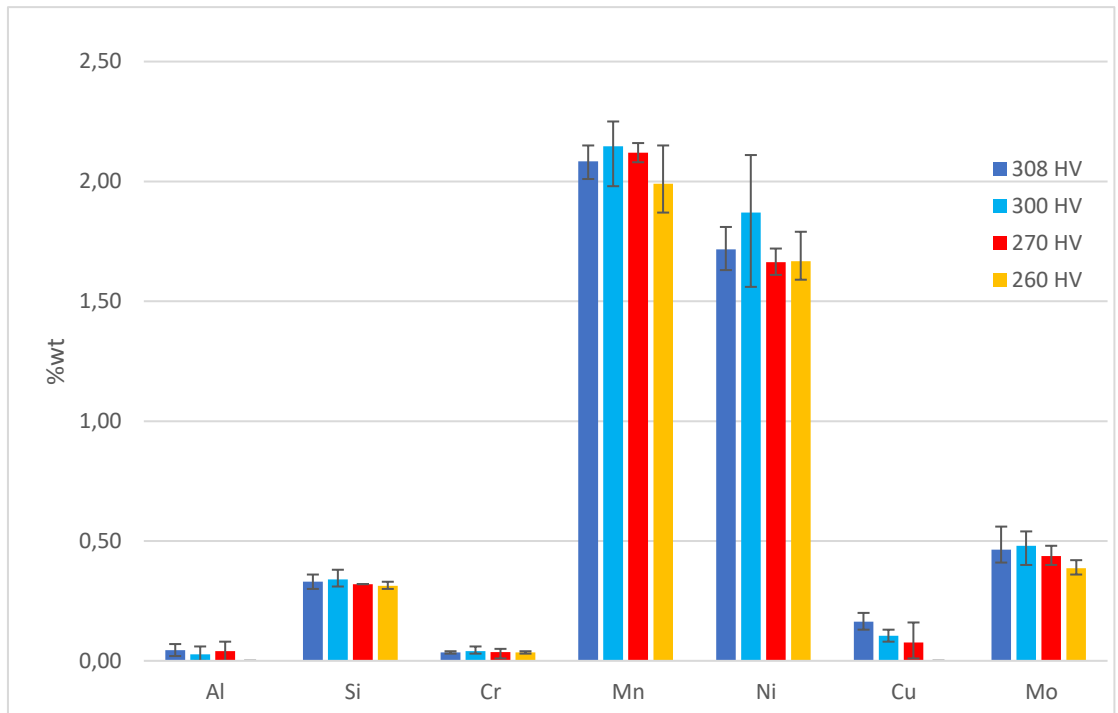


Figura n.3. 14: Analisi EDS sulle zone di massimo e minimo di micro-durezza di ARS 16.

3.2 Analisi SEM

3.2.1 Analisi EDS delle matrici

Tramite le immagini ricavate dal microscopio elettronico, acquisendo il segnale con il *detector* BSED, si è osservato che ogni materiale presenta due fasi, una più chiara, e quindi contenente, in percentuale, elementi più pesanti, e una più scura. In entrambe le fasi, e in tutti i materiali, sono state trovate percentuali di ferro superiori al 90% in peso. Quanto appena affermato, unito alle considerazioni sulle immagini ricavate tramite il microscopio ottico, suggerisce che le due fasi siano entrambe ferrite e che differiscano solo per la quantità di elementi in soluzione solida. Tutto ciò è stato avvalorato da una analisi EBSD, svolta solo su ARS 16, i cui risultati sono mostrati in Figura n.3.15 (d). Non è stato ritenuto essenziale svolgere le analisi EBSD anche su AMC 15 e ARS 15, data la somiglianza della microstruttura e dei profili di microdurezza dei tre materiali.

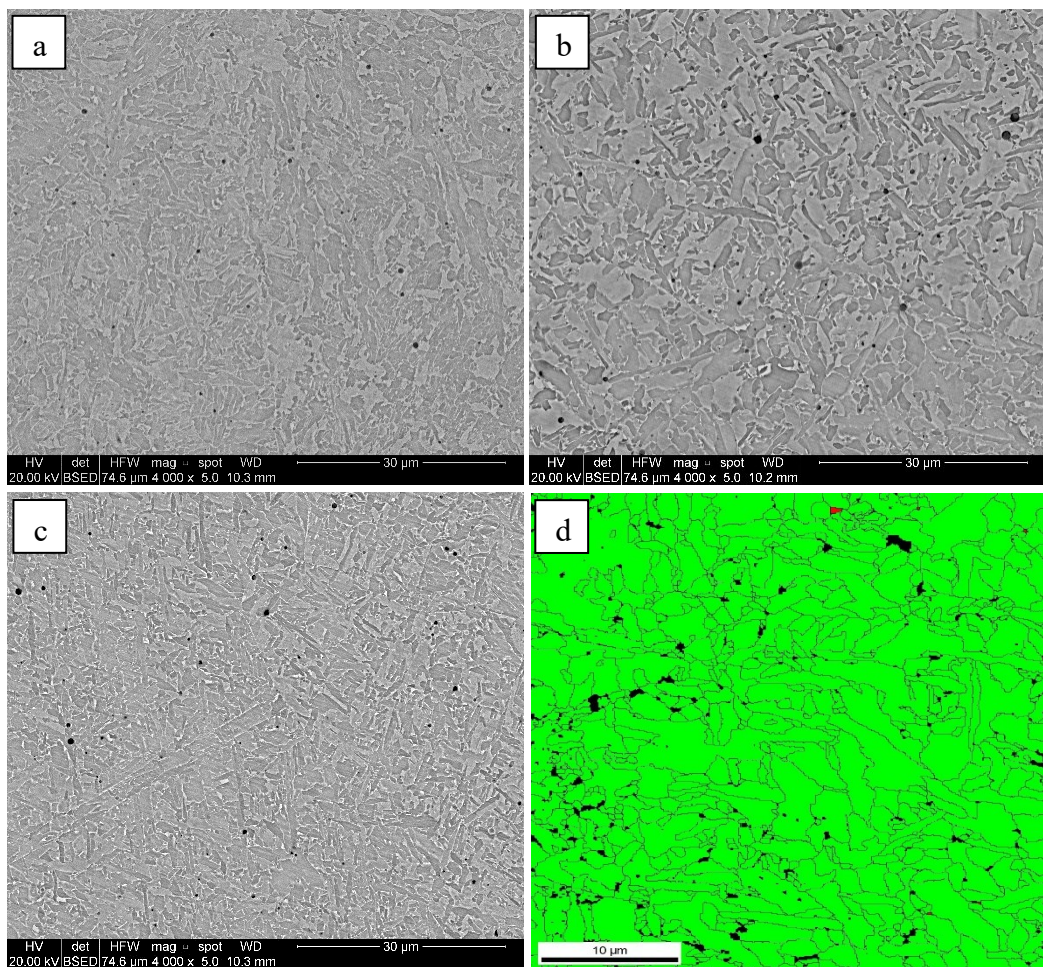


Figura n.3. 15: Immagini delle matrici di AMC 15 (a), ARS 15 (b) e ARS 16 (c). Ingrandimento 4000x. È anche mostrato il risultato dell'analisi EBSD (d) effettuata su ARS 16. La fase colorata di verde è stata riconosciuta come ferrite (99.9%), mentre i punti in rosso come austenite (0.1%)

La matrice di AMC 15 presenta una fase chiara più ricca di nickel, silicio, manganese e molibdeno rispetto a quella scura. Le due fasi di ARS 15, invece, presentano valori molto simili su quasi tutti gli elementi rilevati. È possibile apprezzare una quantità leggermente maggiore di nickel, titanio e cromo nella fase chiara. Per quanto riguarda ARS 16, la fase chiara ha percentuali più alte di nickel, molibdeno e manganese. I risultati delle analisi EDS sulle matrici sono mostrati nelle Figure n.3.16-18.

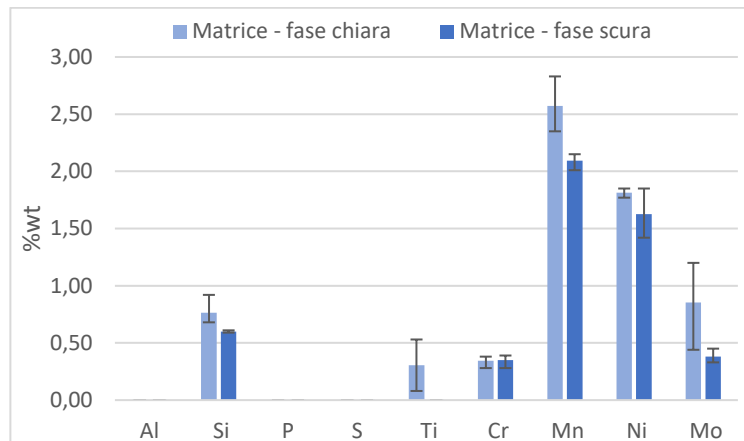


Figura n.3. 16: Risultato delle analisi EDS su AMC 15.

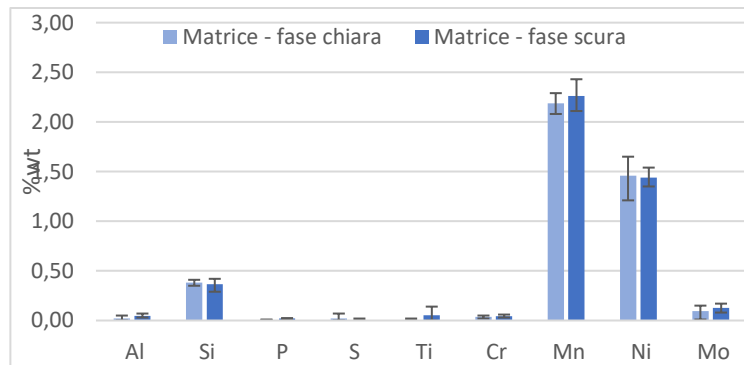


Figura n.3. 17: Risultato delle analisi EDS su ARS 15.

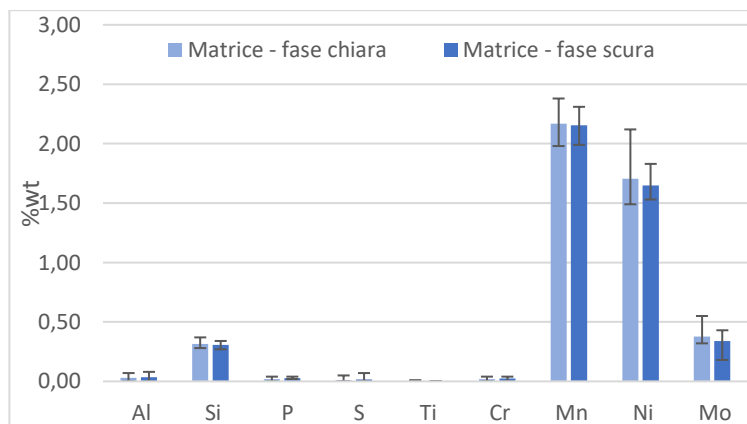


Figura n.3. 18: Risultato delle analisi EDS su ARS 16.

3.2.2 Inclusioni

3.2.2.1 Dimensioni e quantità

È possibile, tramite il confronto delle immagini nelle Figure n.3.19 (a)-(c), affermare che le inclusioni sferiche presenti nei tre materiali hanno dimensioni e distribuzioni ben diverse tra loro. In particolare, le inclusioni di AMC 15 sono generalmente più piccole e presenti in quantità minori rispetto agli altri due materiali. I precipitati di ARS 15 sono più grandi e numerosi rispetto a quelli presenti in ARS 16. Questo risultato conferma quanto già detto precedentemente, in particolare che i materiali d'apporto *rutilici* (ARS 15 e ARS 16) presentano un numero di inclusioni significativamente più alto rispetto ai *metal cored*. È stato confermato anche il fatto che, tra i fili *rutilici*, ARS 16 ha meno inclusioni, poiché le polveri di rutilo utilizzate sono di natura sintetica, e quindi più pure che nel caso di ARS 15, dove quest'ultime sono di origine naturale.

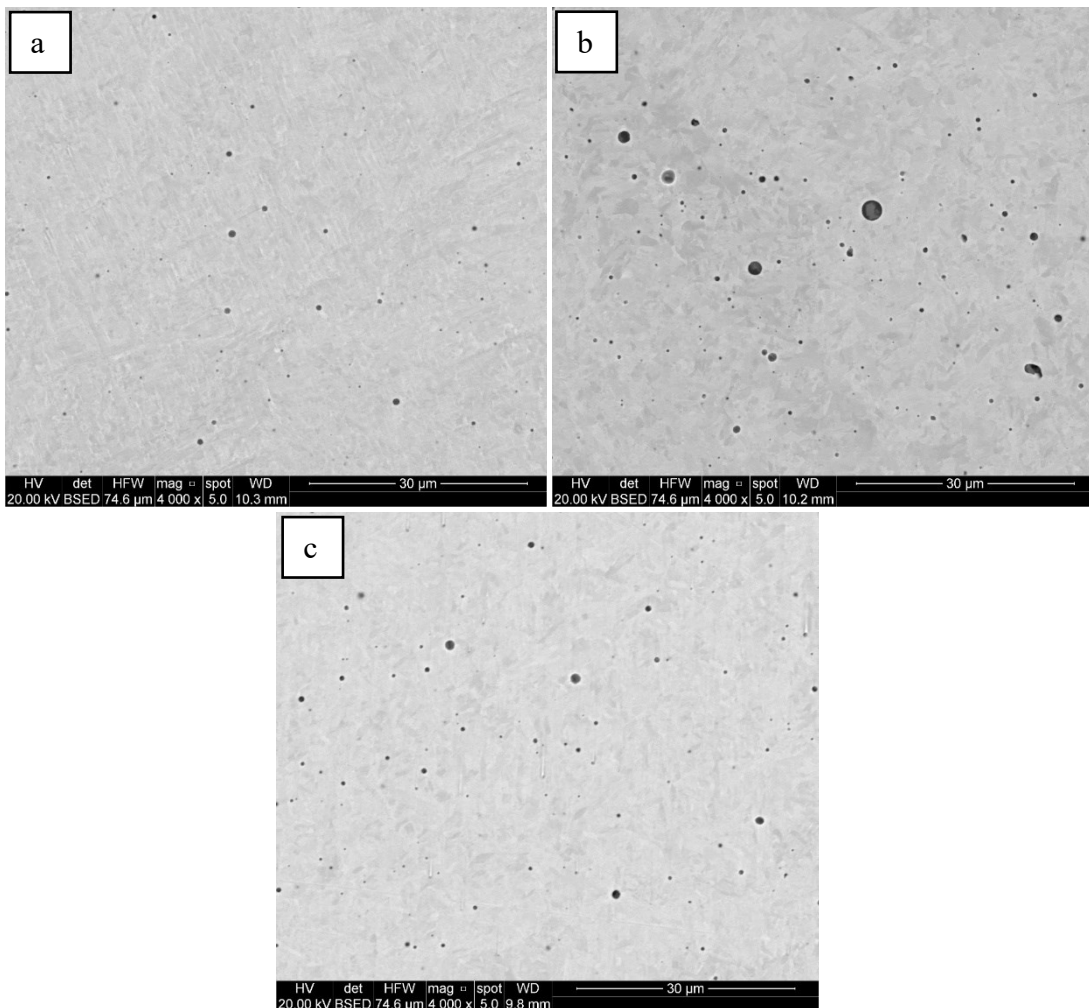


Figura n.3. 19: Immagini SEM che mostrano la distribuzione e la dimensione delle inclusioni in AMC 15 (a), ARS 15 (b) e ARS 16 (c). Ingrandimento 4000x

Tramite l'utilizzo del *Software ImageJ*, elaborando le immagini sovrastanti, è stato possibile anche ricavare la distribuzione e una media approssimativa dei diametri delle inclusioni presenti nei tre materiali testati. I diametri medi delle inclusioni, con le relative deviazioni standard, oltre alla densità delle stesse all'interno del materiale, sono mostrati in Tabella n.3.5.

	<i>AMC 15</i>	<i>ARS 15</i>	<i>ARS16</i>
<i>Diametro medio (μm)</i>	0.47	0.77	0.64
<i>Deviazione standard (μm)</i>	0.12	0.48	0.23
<i>Densità (inclusioni/mm^2)</i>	~16000	~26000	~20000

Tabella n.3. 5: Valori medi, con relative deviazioni standard del diametro delle inclusioni e della densità delle stesse.

3.2.2.2 Composizione chimica

Dalle immagini SEM, si è scoperto che le inclusioni di tutti i materiali oggetto di questa indagine presentano alcune zone più chiare e altre più scure. Di seguito sono elencati i risultati delle analisi EDS in termini di percentuale sul peso di entrambe le zone, per tutti e tre i materiali:

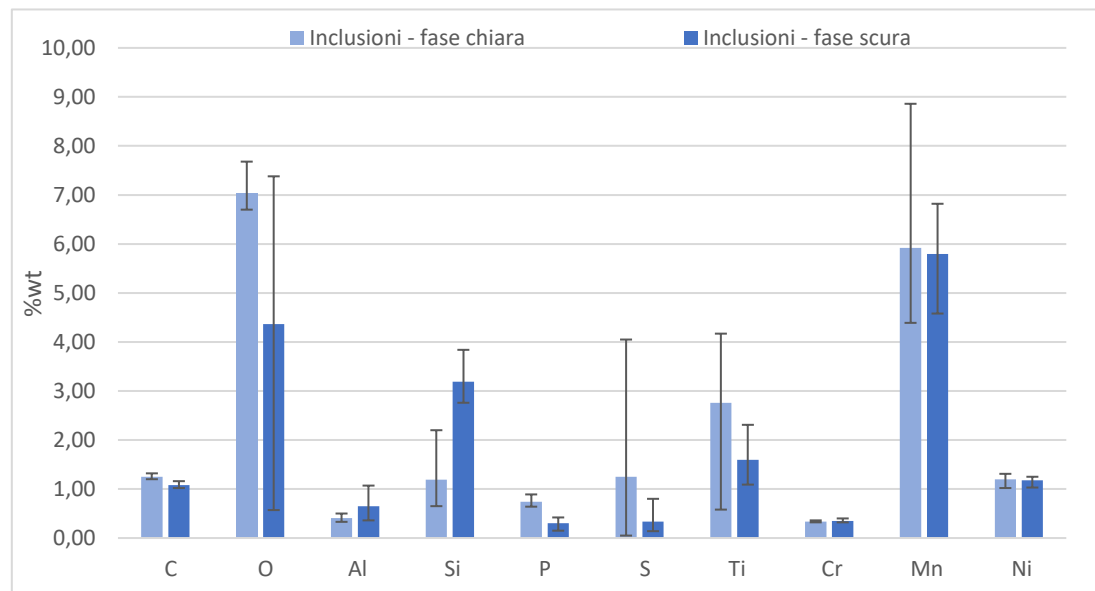


Figura n.3. 20: Analisi EDS eseguita sulle inclusioni di AMC 15.

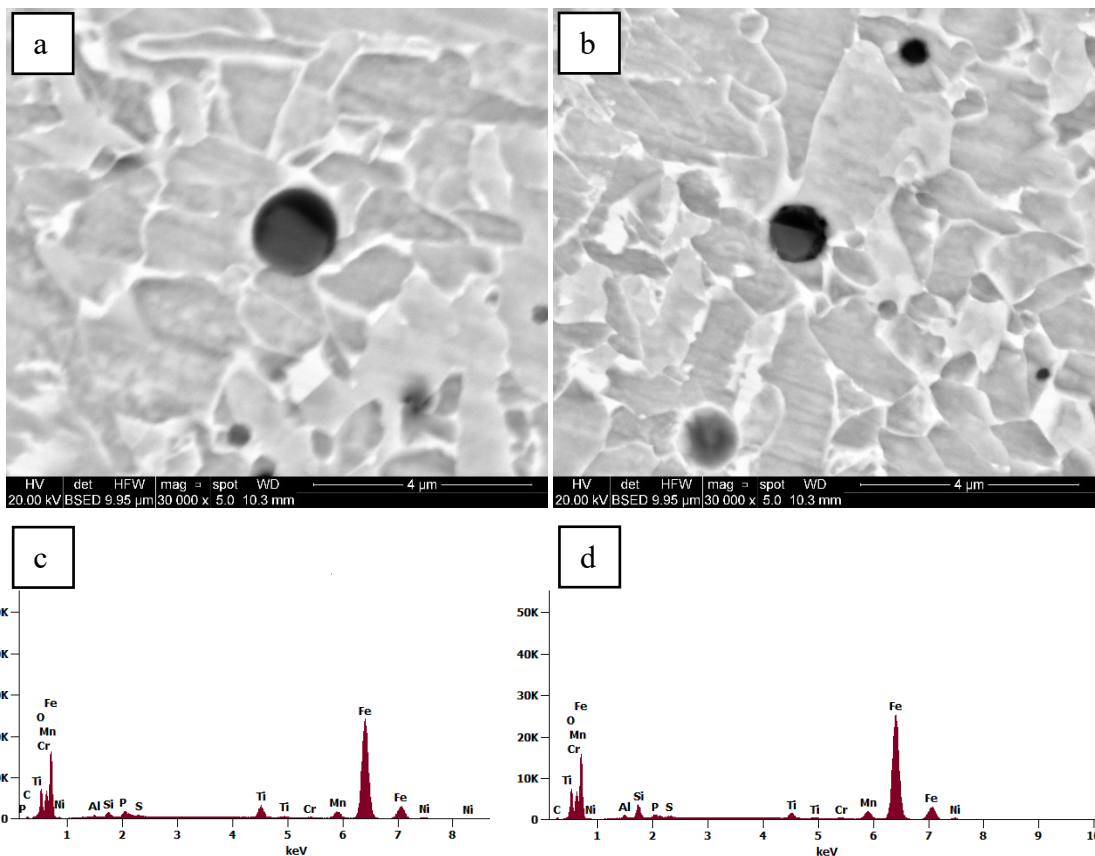


Figura n.3. 21: Immagini SEM delle inclusioni di AMC 15 (a, b) a ingrandimenti pari a 120000x. Spettri EDS della fase chiara (c) e scura (d) delle inclusioni stesse.

In AMC 15 è possibile apprezzare che la percentuale di carbonio nei due composti è pressoché la stessa, il silicio è nettamente più presente nei composti scuri, mentre titanio, ossigeno e zolfo in quelli chiari. La presenza di Ferro, Nickel, Cromo e Manganese sembra essere attribuibile, per la maggior parte, alla composizione chimica della matrice sottostante e non alle inclusioni. Da quanto emerge dal confronto con la letteratura [13, 14], è probabile che la fase chiara dell'inclusione sia composta da ossidi di titanio e, in quantità molto minori, da solfuri di manganese, concentrati maggiormente nelle zone periferiche, mentre la fase scura, da ossidi multielemento (Si, Mn, Al) e silicati. Le inclusioni di ARS 15 presentano leggeri cambi nella composizione chimica rispetto al caso precedente. Come nel caso precedente, le concentrazioni di nickel, manganese e ferro sono da attribuirsi, per la maggior parte, alla composizione chimica della matrice sottostante. È possibile apprezzare grandi concentrazioni di ossigeno e titanio nel composto più chiaro, oltre a piccole quantità di bismuto. Quest'ultimo elemento è aggiunto sotto forma di ossido ai consumabili *rutilici* perché permette una facile rimozione della scoria, rendendola molto più fragile. Anche in questo caso, non è da escludersi la formazione di solfuri di manganese nelle zone chiare più periferiche dell'inclusione [15, 16]. Le zone più

scure, invece, sono più ricche di silicio, oltre ad avere alte concentrazioni di manganese e ossigeno. Ciò suggerisce la formazione di ossidi multielemento e silicati anche in questo tipo di inclusioni. Una differenza marcata col caso precedente risiede nella presenza di azoto nella fase chiara dell'inclusione. È dunque possibile che si formino anche dei nitruri di titanio [13].

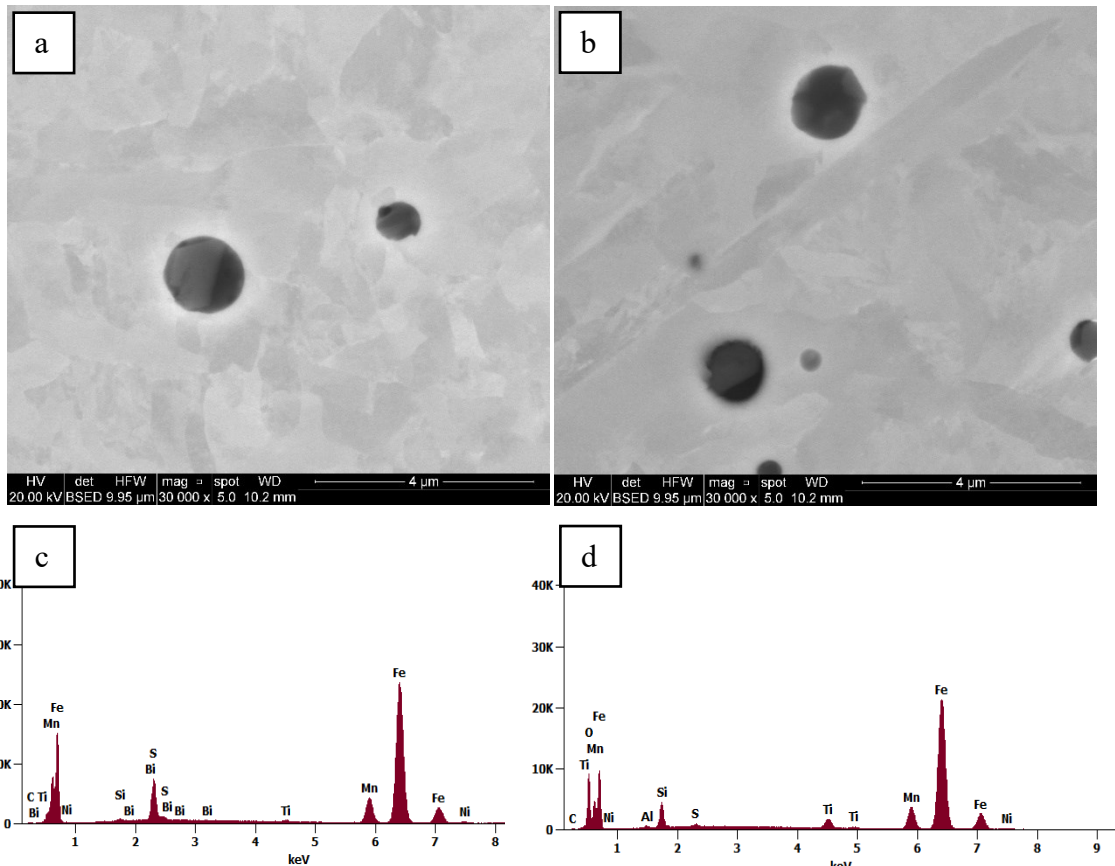


Figura n.3. 22: Immagini SEM delle inclusioni di ARS 15 (a,b) a ingrandimenti pari a 30000x. Spettri EDS di fase chiara (c) e scura (d) delle inclusioni stesse.

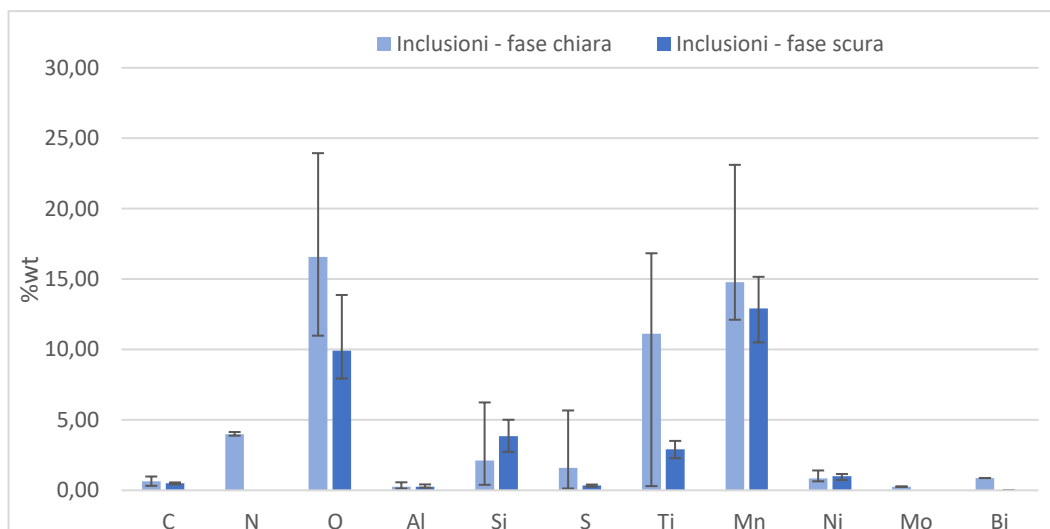


Figura n.3. 23: Analisi EDS svolta sulle inclusioni di ARS 15.

Le inclusioni di ARS 16 mostrano grandi quantità di ossigeno, titanio e azoto nella parte chiara, mentre la zona più scura vi sono percentuali rilevanti di manganese, silicio, e ossigeno. I dati suggeriscono, quindi, che la fase più chiara sia formata da ossidi e nitruri di titanio, mentre quella più scura sempre da ossidi multielemento.

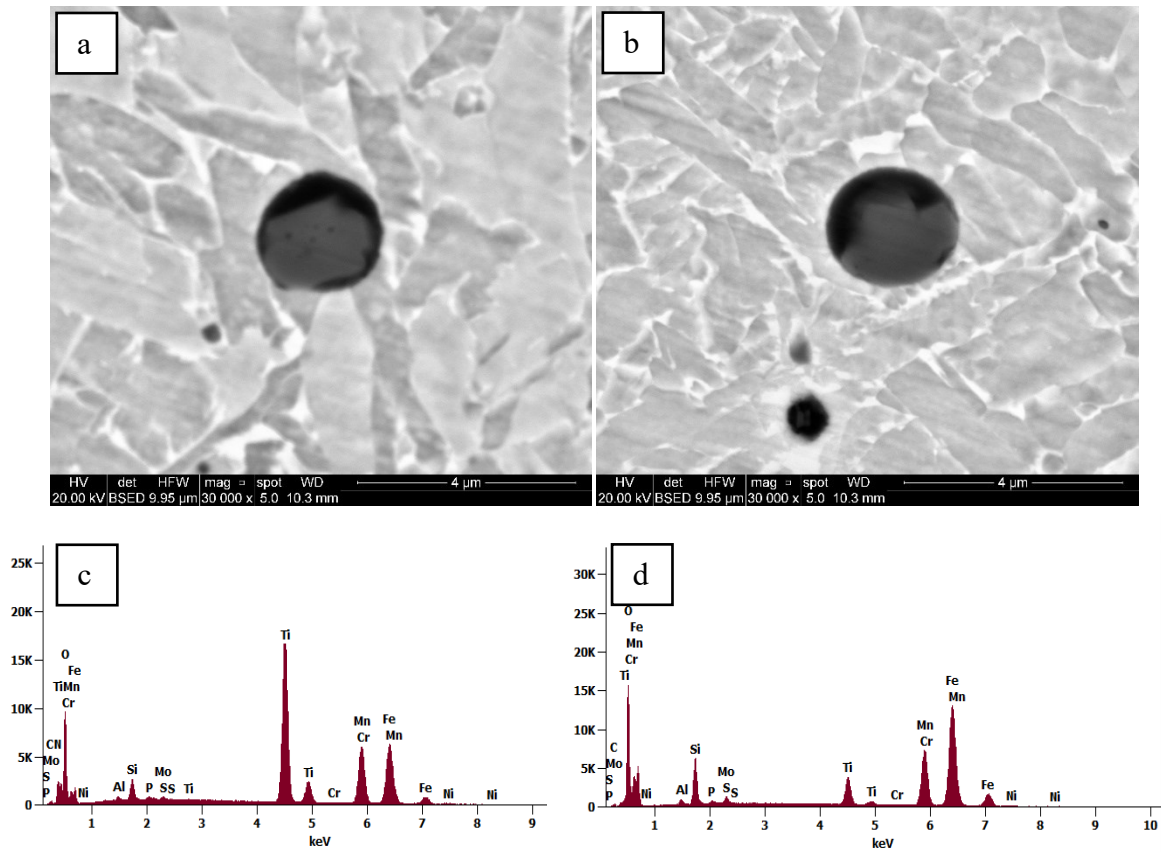


Figura n.3. 24: Immagini SEM delle inclusioni di ARS 16 (a,b) a ingrandimenti pari a 30000x. Spettri EDS di fase chiara (c) e scura (d) delle inclusioni stesse.

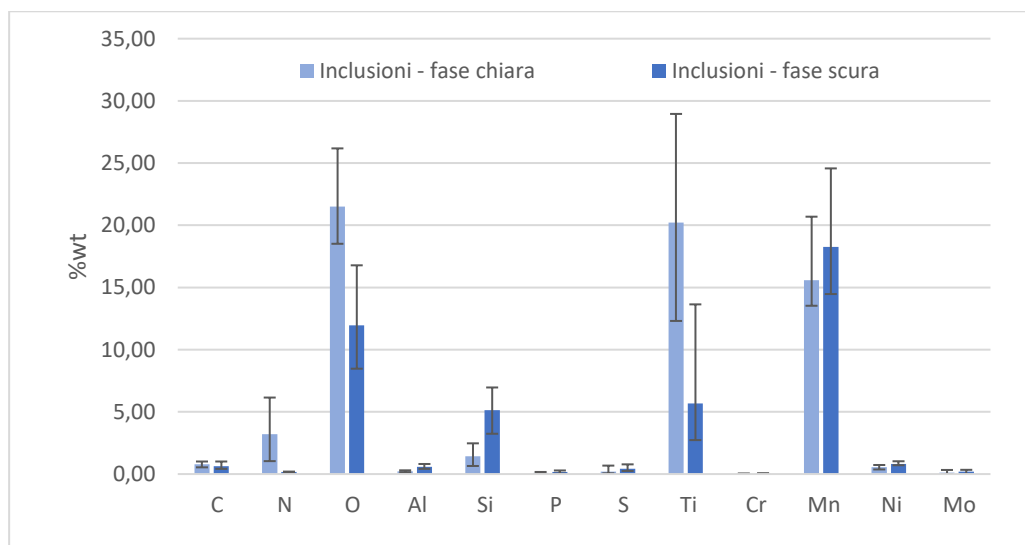


Figura n.3. 25: Analisi EDS svolta sulle inclusioni di ARS 16.

3.3 Risultati della prova Charpy

I risultati della prova di resilienza mostrano una differenza marcata tra i tre materiali. Il valore massimo, alla temperatura di -60°C , è stato raggiunto da AMC 15 con circa 74 J, mentre gli altri due materiali, ARS 15 e ARS 16, manifestano valori simili tra loro, ma comunque sensibilmente più bassi rispetto al primo. I valori di resilienza dei tre materiali sono mostrati in Figura n.3.26.

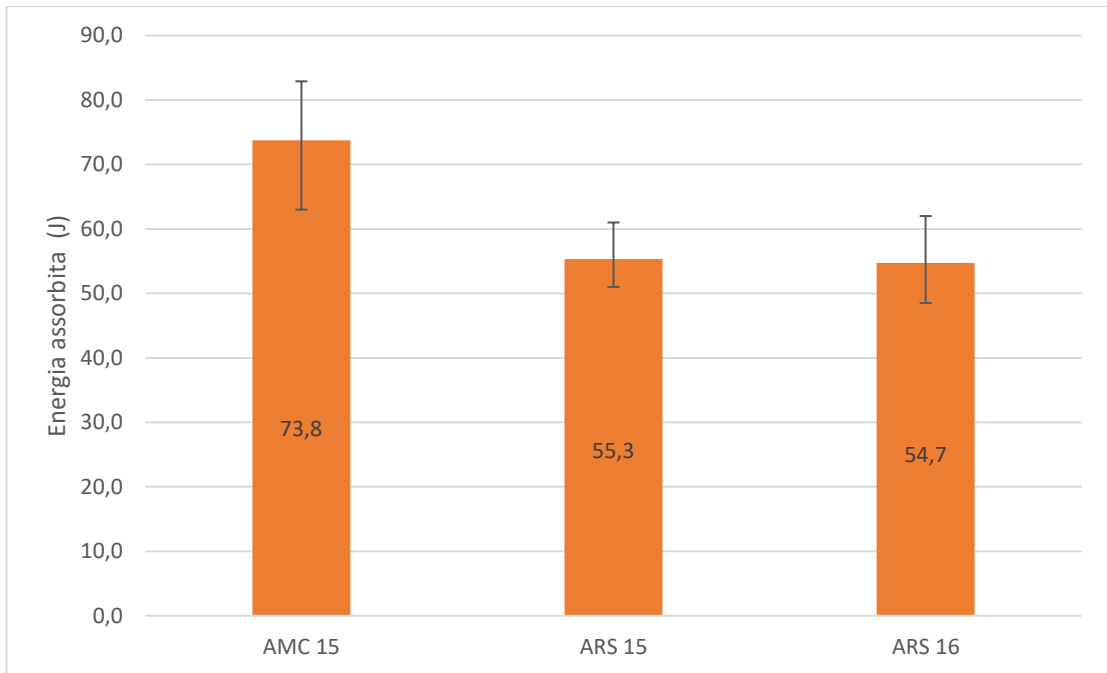


Figura n.3. 26: Valori di resilienza per i tre materiali. Provino CVN, temperatura -60°C .

3.4 Risultati prova di trazione longitudinale

I risultati, a temperatura ambiente e per ogni materiale, sono mostrati nella tabella successiva:

<i>Materiale</i>	<i>D</i> (mm)	<i>L₀</i> (mm)	<i>R_{p 0,2}</i> (MPa)	<i>R_m</i> (MPa)	<i>E</i> (MPa)	<i>A</i> (%)	<i>T₀</i> (°C)
<i>AMC 15</i>	8.02	40	799	844	210000	18.4	21
<i>ARS 15</i>	8.00	40	767	803	210000	17.2	21
<i>ARS 16</i>	8.03	40	791	819	210000	18.2	21

Tabella n.3. 6: Risultati della prova di trazione longitudinale effettuata sui tre materiali, a temperatura ambiente.

Dove $L_0 = k\sqrt{A}$ con $k = 5.65$. Il coefficiente di Poisson è stato fissato a 0.3.

Dato che la prova CTOD sarà svolta alla temperatura di -10°C , è necessario calcolare anche la tensione di snervamento $R_{p 0,2}$, a tale temperatura. Per fare ciò ci si è avvalsi della seguente relazione empirica:

$$R_{p 0,2}(T) = R_{p 0,2}(\text{room temperature}) + \frac{10^5}{491 + 1.8T} - 189 \quad (3.1)$$

Dove T deve essere inserita in °C.

Tramite la (3.1) è possibile ricavare che AMC 15 presenta una tensione di snervamento, alla temperatura di -10°C , pari a 821,42 MPa, ARS 15 raggiunge 789,42 MPa e, infine, ARS 16 813,42 MPa.

3.5 Risultati CTOD

La lunghezza iniziale di cricca è stata misurata nove volte, in punti equispaziati, con i seguenti risultati per AMC 15:

Misura della lunghezza iniziale di cricca per AMC 15, prova n.1

	Da fondo intaglio (mm)	Dalla parete del provino (mm)
a_1	1.52	15.518
a_2	2.53	16.530
a_3	3.52	17.519
a_4	3.94	17.938
a_5	3.92	17.915
a_6	3.60	17.596
a_7	3.45	17.446
a_8	3.28	17.275
a_9	2.64	16.639

Tabella n.3. 7: Raccolta delle nove misure equispaziate, per la prima prova di AMC 15.

Misura della lunghezza iniziale di cricca per AMC 15, prova n.2

	Da fondo intaglio (mm)	Dalla parete del provino (mm)
a_1	1.18	15.18
a_2	2.30	16.30
a_3	3.69	17.69
a_4	4.05	18.05
a_5	3.80	17.79
a_6	4.01	18.01
a_7	4.07	18.07
a_8	3.69	17.69
a_9	2.89	16.89

Tabella n.3. 8: Raccolta delle nove misure equispaziate, per la seconda prova di AMC 15.

Misura della lunghezza iniziale di cricca per AMC 15, prova n.3

	Da fondo intaglio (mm)	Dalla parete del provino (mm)
a_1	1.73	15.72
a_2	2.51	16.51
a_3	3.52	17.52
a_4	3.84	17.84
a_5	3.90	17.90
a_6	3.46	17.46
a_7	3.61	17.60
a_8	3.12	17.12
a_9	1.99	15.98

Tabella n.3. 9: Raccolta delle nove misure equispaziate, per la terza prova di AMC 15

AMC 15	Prova n.1	Prova n.2	Prova n.3
a_0 (mm)	17.29	17.46	17.23
a_0/W	0.54	0.55	0.54
θ (°)	5	5	5

Tabella n.3. 10: Valori finali della lunghezza iniziale di cricca, del parametro adimensionale a_0/W e dell'angolo di propagazione

La lunghezza iniziale di cricca a_0 è stata calcolata, a partire dalle nove misure presenti nelle Tabelle n.3.7-8-9, tramite l'equazione (2.4), mentre l'angolo θ è stato ricavato direttamente sul provino.

Le condizioni di accettabilità per la prova sono che a_0/W sia compreso tra 0.45 e 0.70, che l'angolo θ sia compreso tra $\pm 10^\circ$ e che la lunghezza minima di ogni misurazione da fondo intaglio sia maggiore di 1.3 mm o del 2,5% di W ($=0,8$ mm). Il primo requisito e il secondo sono soddisfatti da ogni prova. Il terzo è rispettato su ventisei misurazioni delle ventisette totali. La prima misura della seconda prova non soddisfa quest'ultimo requisito ma, trattandosi solo di un caso isolato e di una misurazione all'estremità del campione, si è deciso di continuare i calcoli. Dall'output grafico delle prove, è possibile ricavare la forza massima F_{max} e la componente plastica del CMOD, detta V_p . In Figura n.3.27 sono elencati i grafici delle tre prove per AMC 15.

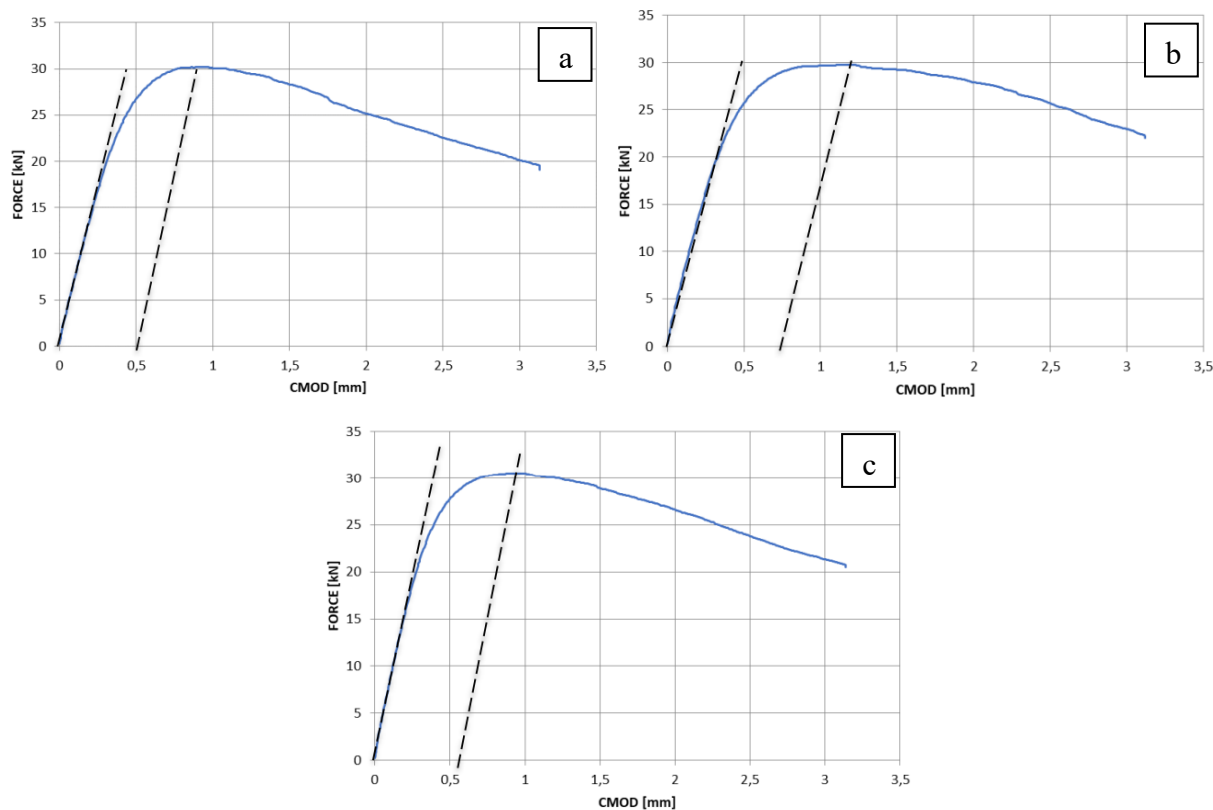


Figura n.3. 27: Grafici Forza (kN) – CMOD (mm) per le tre prove svolte su AMC 15. Prima prova (a), seconda prova (b) e terza prova (c).

Successivamente, note le grandezze significative del campione B, B_N , W, z e S, le proprietà del materiale come E, ν , e $R_{p0,2}$, e F_{max} e V_p , è possibile ricavare il valore di CTOD tramite l'equazione (2.5).

AMC 15	Prova n.1	Prova n.2	Prova n.3
V_p (mm)	0.51	0.74	0.54
F_{max} (N)	30217	29770	30534
δ (mm)	0.20	0.27	0.21

Tabella n.3. 11: Raccolta dei valori della componente plastica del CMOD e della forza massima, ricavati dei grafici in Figura n.3.27, e del valore finale di CTOD.

Di seguito sono riportate le nove misure equispaziate effettuate sui provini di ARS 15:

Misura della lunghezza iniziale di cricca per ARS 15, prova n.1

	Da fondo intaglio (mm)	Dalla parete del provino (mm)
a_1	2.03	16.034
a_2	3.17	17.166
a_3	3.61	17.612
a_4	3.72	17.715
a_5	3.64	17.635
a_6	3.32	17.315
a_7	2.76	16.755
a_8	2.14	16.138
a_9	1.32	15.315

Tabella n.3. 12: Raccolta delle nove misure equispaziate per la prima prova di ARS 15.

Misura della lunghezza iniziale di cricca per ARS 15, prova n.2

	Da fondo intaglio (mm)	Dalla parete del provino (mm)
a_1	1.72	15.723
a_2	2.26	16.260
a_3	2.81	16.811
a_4	2.90	16.896
a_5	2.90	16.904
a_6	2.73	16.725
a_7	2.56	16.562
a_8	2.43	16.430
a_9	1.69	15.693

Tabella n.3. 13: Raccolta delle nove misure equispaziate per la seconda prova di ARS 15.

Misura della lunghezza iniziale di cricca per ARS 15, prova n.3

	Da fondo intaglio (mm)	Dalla parete del provino (mm)
a_1	2.58	16.583
a_2	3.19	17.194
a_3	3.53	17.528
a_4	4.05	18.054
a_5	4.47	18.473
a_6	4.77	18.765
a_7	4.93	18.928
a_8	4.86	18.856
a_9	4.29	18.293

Tabella n.3. 14: Raccolta delle nove misure equispaziate per la terza prova di ARS 15.

ARS 15	Prova n.1	Prova n.2	Prova n.3
a_0 (mm)	17.00	16.54	18.15
a_0/W	0.53	0.52	0.57
θ (°)	6	6	6

Tabella n.3. 15: Valori finali della lunghezza di cricca, del parametro adimensionale a_0/W e dell'angolo di propagazione

In tutte le misure l'angolo di propagazione della cricca è all'interno dell'intervallo $\pm 10^\circ$, a_0/W è compresa tra 0.45 e 0.70 e le a_i sono sempre maggiori di 1.3 mm. Tutti i criteri di validità sono stati superati.

Successivamente è possibile apprezzare gli output grafici delle tre prove per ARS 15:

15:

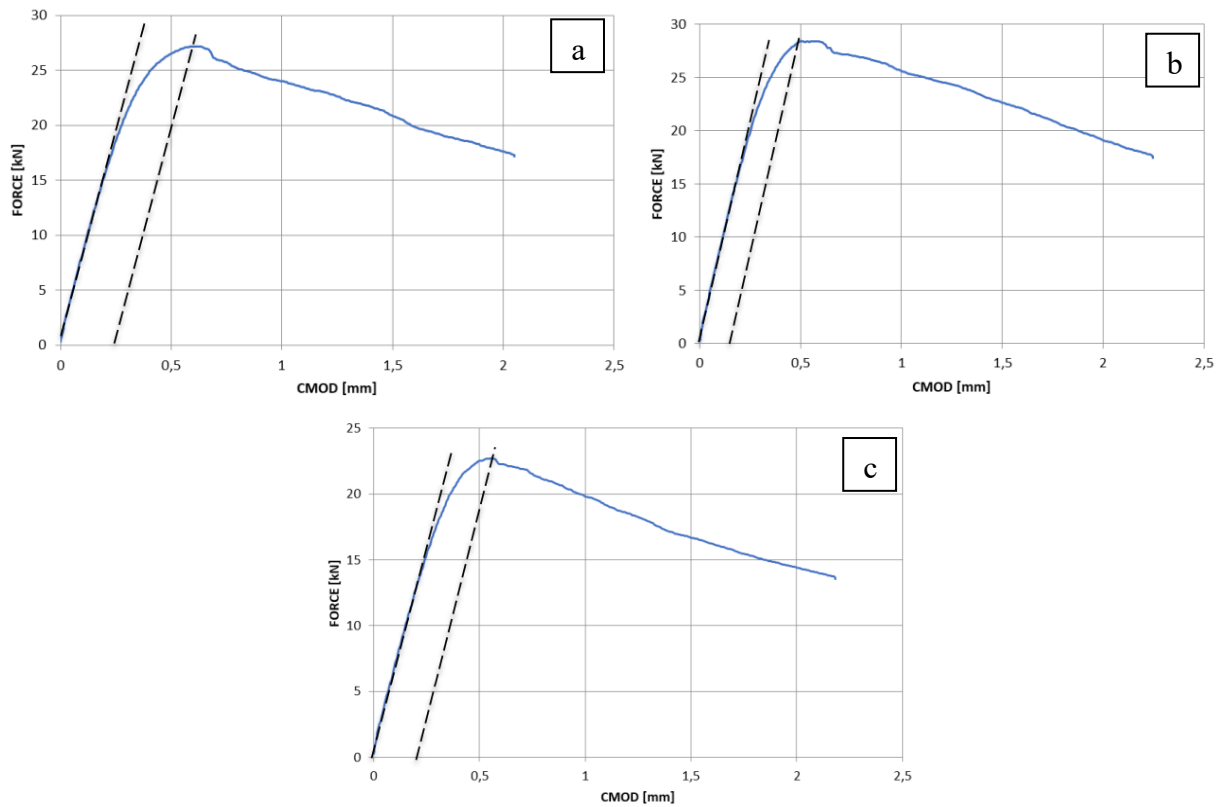


Figura n.3. 28: Grafici Forza (kN) – CMOD (mm) per le tre prove svolte su ARS 15. Prima prova (a), seconda prova (b) e terza prova (c).

Di seguito sono riportati i valori di V_p , F_{max} e δ per le tre prove di ARS 15:

ARS 15	Prova n.1	Prova n.2	Prova n.3
V_p (mm)	0.25	0.16	0.20
F_{max} (N)	27166	28437	22714
δ (mm)	0.12	0.09	0.09

Tabella n.3. 16: Valori finali della componente plastica del CMOD, della forza massima e di CTOD.

Infine, vengono elencate le nove misure della lunghezza di cricca per ARS 16:

Misura della lunghezza iniziale di cricca per ARS 16, prova n.1

	Da fondo intaglio (mm)	Dalla parete del provino (mm)
a_1	2.26	16.264
a_2	3.19	17.190
a_3	3.50	17.497
a_4	3.45	17.453
a_5	4.08	18.084
a_6	4.15	18.148
a_7	4.11	18.105
a_8	3.87	17.873
a_9	2.24	16.238

Tabella n.3. 17: Raccolta delle nove misure equispaziate per la prima prova di ARS 16.

Misura della lunghezza iniziale di cricca per ARS 16, prova n.2

	Da fondo intaglio (mm)	Dalla parete del provino (mm)
a_1	2.10	16.102
a_2	3.14	17.144
a_3	3.32	17.323
a_4	3.56	17.555
a_5	3.92	17.923
a_6	4.02	18.021
a_7	3.71	17.714
a_8	2.65	16.652
a_9	1.65	15.645

Tabella n.3. 18: Raccolta delle nove misure equispaziate per la seconda prova di ARS 16.

Misura della lunghezza iniziale di cricca per ARS 16, prova n.3

	Da fondo intaglio (mm)	Dalla parete del provino (mm)
a_1	2.35	16.346
a_2	3.44	17.435
a_3	3.53	17.526
a_4	3.54	17.536
a_5	3.30	17.303
a_6	2.86	16.855
a_7	2.97	16.973
a_8	2.55	16.551
a_9	2.02	16.022

Tabella n.3. 19: Raccolta delle nove misure equispaziate per la terza prova di ARS 16.

ARS 16	Prova n.1	Prova n.2	Prova n.3
a_0 (mm)	17.58	17.28	17.05
a_0/W	0.55	0.54	0.53
θ (°)	4	2	2

Tabella n.3. 20: Valori finali della lunghezza di cricca, del parametro adimensionale a_0/W e dell'angolo di propagazione.

In tutte le misure l'angolo di propagazione della cricca è all'interno dell'intervallo $\pm 10^\circ$, a_0/W è compresa tra 0.45 e 0.70 e le a_i sono sempre maggiori di 1.3 mm. Tutti i criteri di validità sono stati superati.

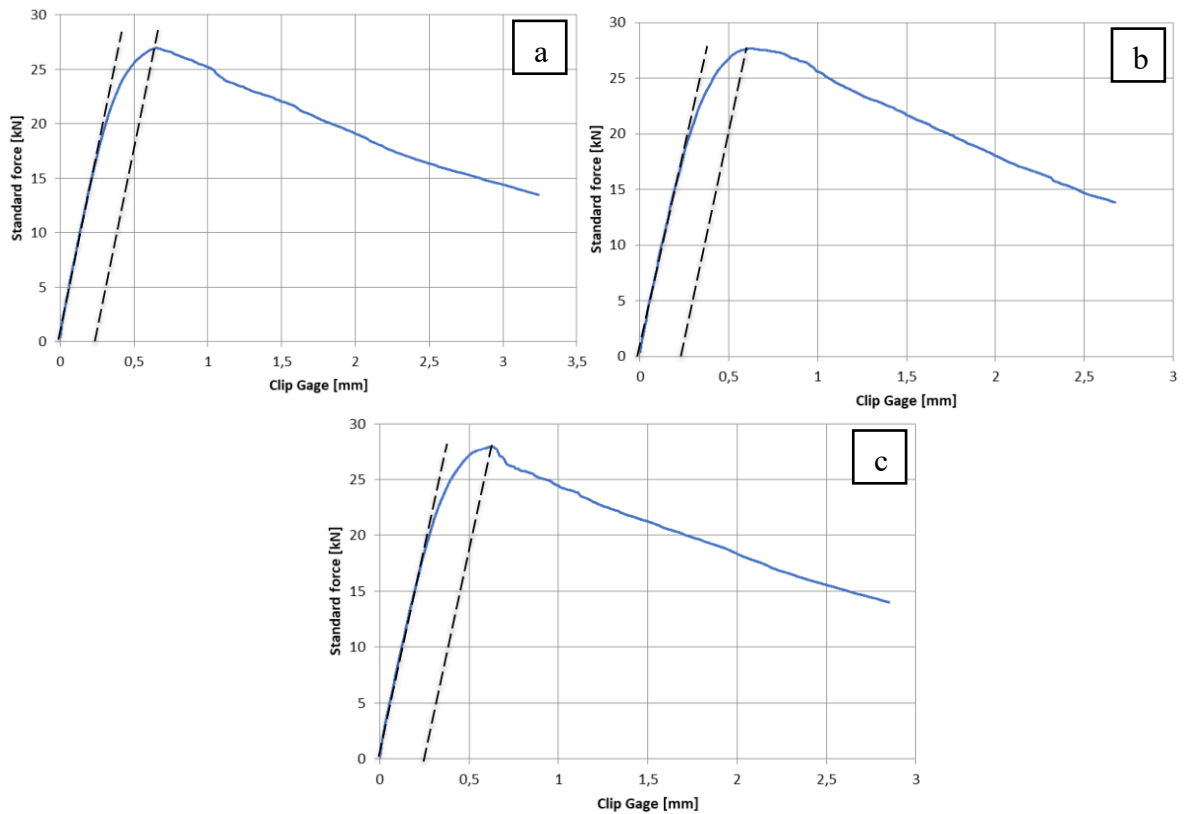


Figura n.3. 29: Grafici Forza (kN) – CMOD (mm) per le tre prove svolte su ARS 16. Prima prova (a), seconda prova (b) e terza prova (c).

ARS 16	Prova n.1	Prova n.2	Prova n.3
V_p (mm)	0.26	0.25	0.26
F_{max} (N)	26980	27662	28011
δ (mm)	0.12	0.12	0.12

Tabella n.3. 21: Valori finali della componente plastica del CMOD, della forza massima e di CTOD

3.6 Frattografie

Le indagini svolte al microscopio elettronico sulle superfici di frattura dei provini CTOD hanno rivelato un comportamento duttile di tutti e tre i consumabili. La rottura è avvenuta per coalescenza di micro-vuoti, creati tramite lo scollamento delle inclusioni dalla matrice. Un maggiore numero di inclusioni implica più siti di nucleazione di micro-vuoti e, di conseguenza, una minore energia necessaria per far propagare la cricca all'interno del provino. Inoltre, sono state trovate in ARS 15 e ARS 16 delle zone dove la rottura ha seguito, per brevi tratti, l'orientazione data dal grano colonnare, causando cali repentini nei grafici di forza e CMOD delle prove di

questi materiali. Questo fenomeno non è successo in AMC 15, dove il grano colonnare era disallineato con l'intaglio e contornato di ferrite a bordograno.

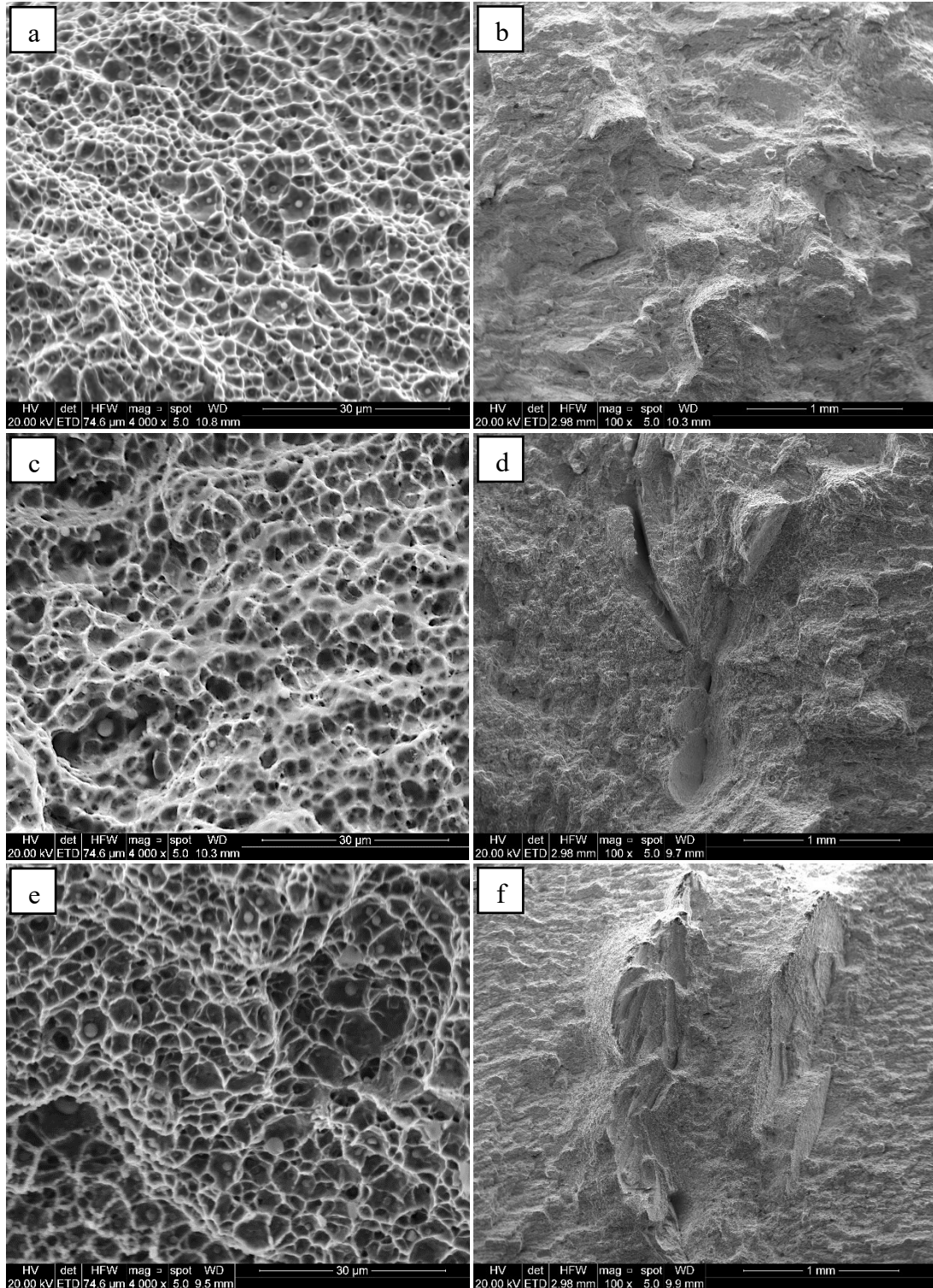


Figura n.3. 30: Superfici di frattura di AMC 15 (a), ARS 15 (c) e ARS 16 (e). Fratture lungo i grani colonnari di ARS 15 (d) e ARS 16 (f), totalmente assenti in AMC 15 (b).

3.7 Osservazioni finali

In tutti i materiali analizzati sono state trovate grandi concentrazioni di ferrite aciculare, già nota in letteratura per combinare ottime *impact properties* e capacità di ostacolare la propagazione di cricca, a causa della interconnessione degli aghi di cui essa stessa è composta [13 - 15, 17 - 24]. La presenza di questa specifica microstruttura non è casuale, ma bensì il frutto di più fattori concomitanti. La composizione chimica della matrice ha un ruolo determinante nel promuovere tale microstruttura a spese della ferrite primaria e, in particolare, assolvono a questa mansione elementi come carbonio [25], manganese [26], cromo [27], molibdeno [28], silicio [29] e nickel [30], in percentuali compatibili con quelle riscontrate all'interno dei tre materiali d'apporto. Un altro fattore molto importante è la composizione chimica e la dimensione delle inclusioni. Nei materiali *metal cored*, un diametro delle inclusioni compreso tra 0.1 e 1 μm , fa crollare drasticamente la quantità di energia richiesta per la nucleazione eterogenea della ferrite aciculare [13]. Questo intervallo, per i consumabili *rutilici*, è compreso tra 0.4 e 0.8 μm [15]. Le dimensioni delle inclusioni misurate nei tre materiali sono in linea con quanto riscontrato in letteratura. Sia per materiali *rutilici* che *metal cored*, le inclusioni contengono composti di ossigeno e titanio, uniti a ossidi multielemento [13, 15, 16]. Alcuni studi testimoniano anche che le inclusioni a base di ossido di titanio sono luoghi preferenziali per la nucleazione di ferrite aciculare [13, 15, 22, 23, 31 - 34]. Anche le velocità di raffreddamento giocano un ruolo fondamentale nella formazione di ferrite aciculare. In particolare, *cooling rates* tipici dei processi di saldatura, come nel caso dei materiali testati, in cui le velocità di raffreddamento variano dai 45 ai 60 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ per temperature da 800 $^{\circ}\text{C}$ a 500 $^{\circ}\text{C}$, sono ritenuti benefici per la promozione di tale microstruttura.

Questa presenza massiva di ferrite aciculare, però, non è l'unico fattore che influenza i valori di resilienza e CTOD. È risaputo che i valori di resilienza [35-37] sono influenzati dalla presenza di inclusioni. Delle inclusioni piccole e omogeneamente distribuite sono ritenute benefiche, poiché l'effetto positivo della nucleazione di ferrite aciculare sopperisce a quello negativo di intensificazione delle tensioni e nucleazione di cricca. Delle inclusioni grossolane [36] e distribuite in modo eterogeneo sono da reputarsi estremamente dannose sotto questo punto di vista. AMC 15 mostra il più alto valore di tenacità alla temperatura di -60 $^{\circ}\text{C}$, pari a circa 74 J,

questo è dovuto a una ridotta quantità [37] e dimensione [35, 36] delle inclusioni, oltre a percentuali di manganese [26] ottimizzate a tale scopo. I materiali d'apporto *rutilici*, ovvero ARS 15 e ARS 16, presentano valori di resilienza simili tra loro, intorno ai 55 J, e nettamente minori rispetto a AMC 15. Tutti i consumabili hanno superato i 47 J richiesti dalla classificazione EN ISO 14341-A (2020) alla temperatura di -60°C. I valori di resilienza molto simili tra ARS 15 e ARS 16 sono da imputare a una serie di fattori che agiscono contemporaneamente. ARS 15 presenta inclusioni grossolane e distribuite in maniera eterogenea, ma una dimensione molto piccola del grano in tutte le zone identificate, sia colonnari che equiassiche fini e grossolane. ARS 16, invece, ha ossidi più piccoli e una distribuzione più omogenea, oltre a una dimensione del grano sensibilmente più grande. ARS 16 contiene anche maggiori quantità di nickel [30] e molibdeno [28], ritenuti deteriorativi per le *impact properties*.

Da quanto è noto in letteratura, la tenacità a frattura è influenzata da composizione chimica [38], dimensione del grano [39, 40], microstruttura [38-40] e inclusioni [41]. A tal fine, la ferrite aciculare presente in tutti e tre i materiali è ritenuta una struttura estremamente benefica [38]. AMC 15, durante gli esperimenti condotti in questa trattazione, ha mostrato il valore CTOD più alto, pari a circa 0.23 mm. Questo risultato è dovuto, oltre a percentuali di manganese vicine a quelle ottimali ritrovate in letteratura [26], anche alla presenza di una superficie di frattura totalmente duttile, con microvuoti di grandi dimensioni dati dall'esiguo numero di inclusioni, e quindi siti di nucleazione dei microvuoti stessi, presenti nel materiale. Un altro fattore molto importante è la presenza di grani colonnari disallineati con l'intaglio e contornati di ferrite a bordo-grano. Tutto ciò fa sì che la cricca non abbia percorsi preferenziali e dunque siano scoraggiate eventuali propagazioni intergranulari [42], responsabili di valori CTOD estremamente bassi [41]. ARS 15 presenta il valore CTOD più basso tra i tre consumabili, pari a circa 0.10 mm. Ciò è dovuto principalmente all'elevato numero di inclusioni presenti nel materiale, alle grandi dimensioni e alla distribuzione estremamente disomogenea delle stesse. Questo abbassa notevolmente l'energia necessaria per la propagazione della cricca all'interno del materiale stesso. Contribuisce ad abbassare la tenacità a frattura anche la presenza, in quantità maggiore rispetto agli altri materiali, di grani colonnari, che risultano anche ben allineati con l'intaglio e quasi totalmente sprovvisti di ferrite a bordo-grano. ARS 16, come spesso all'interno di questa trattazione, si colloca attorno a valori intermedi

rispetto a quelli degli altri due consumabili. Il valore CTOD per ARS 16 è pari a 0.12 mm ed è leggermente maggiore rispetto a quello di ARS 15 per la più bassa percentuale di grani colonnari allineati con l'intaglio e la presenza omogenea di inclusioni in quantità e dimensioni minori rispetto a quest'ultimo.

In letteratura sono stati trovati numerosi esempi di una proporzionalità inversa tra dimensione del grano e valore CTOD [39, 40], ma ciò non è stato riscontrato durante le prove svolte in questa trattazione.

Bibliografia

- [1] B. Atzori, “Appunti di costruzione di macchine”, Seconda edizione, 2005, *Libreria Cortina – Padova*, pp.149-166
- [2] M. Zappalorto, “Appunti del corso di meccanica dei materiali”, 2015
- [3] “Applicazione dei principi di meccanica della saldatura alle strutture saldate”, *Istituto Italiano della saldatura*, 20137
- [4] M. Janssen, J. Zuidema, R.J.H. Wanhill, “Fracture Mechanics”, *CRC Press*, 2nd edition, 2006
- [5] “Saldatura con processo a filo continuo con e senza protezione di gas”, *Istituto Italiano della saldatura*, 2013, Cap. 2, 3, 4
- [6] BS EN ISO 15653, “Metallic materials – Method of test for the determination of quasistatic fracture toughness of welds”, gennaio 2018
- [7] BS EN ISO 12737, “Metallic materials – Determination of plane-strain fracture toughness”, 3rd edition, 2010
- [8] ISO/FDIS 12135, “Metallic materials – Unified method of test for the determination of quasistatic fracture toughness”, 2016
- [9] UNI EN ISO 5178, “Destructive test on welds in metallic materials – Longitudinal tensile test on weld metal in fusion welded joints”, 2019
- [10] BS EN ISO 148-1, “Metallic materials – Charpy pendulum impact test – Part 1: Test Method”, 2016
- [11] BS EN ISO 6892-1, “Metallic materials – Tensile testing – Part 1: Method of test at room temperature”, 2016
- [12] P. Ferro, F. Bonollo, “Dispense di materiali metallici”, *Libreria Progetto*, 1^a Edizione
- [13] D.S. Sarma, A.V. Karasev, P.G. Jönsson, “On the role of non-metallic inclusions in the nucleation of acicular ferrite in steels”, 2009, *ISIJ international*, Vol. 49, No. 7, pp 1063-1074

- [14] C. Blais, G. L'Espérance, G.M. Evans, "Characterization of inclusions found in C-Mn steel welds containing titanium", 1999, *Science and Technology of Welding & Joining*, Vol. 4, No. 3, pp 143-150
- [15] Kyung-Tae Park, Si Woo Hwang, Jung Hoon Ji, Chang Hee Lee, "Inclusions nucleating intragranular polygonal ferrite and acicular ferrite in low alloyed carbon manganese steel welds", 2011, *Metals and Materials International*, Vol. 17, No. 2, pp. 349-356
- [16] S. Vezzù, M. Scappin, D. Boaretto, G. Timelli, "On the effect of slight variations of Si, Mn, Ti on inclusions properties, microstructure, and mechanical properties of YS460 C-Mn steel welds", 2019, *Metallography, Microstructure and Analysis*, Vol. 8, pp. 292-306
- [17] Sudarsanam Suresh Babu, "The mechanism of acicular ferrite in weld deposits", 2004, *Current Opinion in Solid State and Material Science* 8, pp.267-278
- [18] De-liang Ren, Fu-ren Xiao, Peng Tian, Xu Wang, Bo Liao, "Effects of welding wire composition and welding process on the weld metal toughness of submerged arc welded pipeline steel", 2009, *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*, Vol. 16 (1), pp. 65-70
- [19] X.L. Wan, H.H. Wang, L. Cheng, K.M. Wu, "The formation mechanisms of interlocked microstructures in low-carbon high-strength steel weld metals", 2012, *Materials Characterization*, Vol. 67, pp. 41-51
- [20] Di Zhang, Hidenori Terasaki, Yu-ichi Komizo, "In situ observation of the formation of intragranular acicular ferrite at non-metallic inclusions in C-Mn steel", 2010, *Acta Materialia*, Vol. 58 (4), pp.1369-1378
- [21] J.C.F. Jorge, L.F.G.de Souza, M.C. Mendes, I.S. Bott, L.S.Araújo, V.R.dos Santos, J.M.A. Rebelo, G.M.Evans, "Microstructure characterization and its relationship with impact toughness of C-Mn and high strength low alloy steel weld metals – a review", 2021, *Journal of Materials research and technology*, Vol. 20, pp.471-501
- [22] T. Koseki, G.Thewlis, "Inclusion assisted microstructure control in C-Mn and low alloy steel welds", 2005, *Material Science and Technology*, Vol. 21, No.8, pp.867-879

- [23] M. Fattahi, N. Nabhani, M. Hosseini, N. Arabian, E. Rahimi, “Effect of Ti-containing inclusion on acicular ferrite and mechanical properties of multipass weld metals”, 2013, *Micron*, Vol. 45, pp. 107-114
- [24] Xiang Luo, Zidong Wang, Xiaohua Chen, Yanlin Wang, Guang Xu, “Modifying of microstructure and toughness in the weld metal prepared by welding wire containing nanosized titanium oxides”, 2021, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 807, pp.1-10
- [25] G.M. Evans, “The influence of carbon on the microstructure and properties of C-Mn all-weld metal deposits”, *Welding research supplement*, 1983, pp. 67s-75s
- [26] G.M. Evans, “The influence of manganese on the microstructure and properties of C-Mn all-weld metal deposits”, 1980, *Welding journal*, Vol. 59, No. 3, pp. 67s-75s
- [27] G.M. Evans, “The influence of chromium on the microstructure and properties of C-Mn all-weld metal deposits”, *Welding and metal fabrication*, 1989, pp.346-358
- [28] G.M. Evans, “The influence of molybdenum on the microstructure and properties of C-Mn all-weld metal deposits”, 1988, *Joining and materials*, pp.239-246
- [29] G.M. Evans, “The influence of Silicon on the microstructure and properties of C-Mn all-weld metal deposits”, 1986, *Metal construction*, pp.438R-443R
- [30] G.M. Evans, “The influence of nickel on the microstructure and properties of C-Mn all-weld metal deposits”, 1991, *Joining science*, Vol.1, No.1, pp. 1-13
- [31] T. Koseki, G. Thewlis, “Inclusion assisted microstructure control in C-Mn and low alloy steel welds”, 2005, *Materials Science and Technology*, Vol. 21, No. 8, pp. 867-879
- [32] R.A. Farrar, P.L. Harrison, “Acicular ferrite in carbon-manganese weld metals: an overview”, 1987, *Journal of material science*, Vol. 22, pp. 3812-3820
- [33] Sylvain St-Laurent, Gilles L’espérance, “Effects of chemistry, density and size distribution of inclusions on the nucleation of acicular ferrite of C-Mn steel shielded-

metal-arc-welding weldments”, 1992, *Materials Science and Engineering A*, Vol. 149, pp.203-216

[34] Yongjoon Kang, Jihun Jang, Joo Hyun Park, Changhee Lee, “Influence of Ti on non-metallic inclusion formation and acicular ferrite nucleation in high strength low-alloy steel weld metals”, 2014, *Metals and Materials International*, Vol. 20, No. 1, pp. 119-127

[35] Tianli Zhang, Zhuoxin Li, Sindo Kou, Hongyang Jing, Guodong Li, Hong Li, Hee Jin Kim, “Effects of inclusions on microstructure and toughness of the deposited metals of self-shielded flux cored wires”, 2015, *Material Science &Engineering A*, Vol. 628, pp. 332-339

[36] G.O. Schumann, I.E.French, “Effect of microstructure and non-metallic inclusions on the impact properties of flux-cored weld metals”, 1997, *Scripta Materialia*, Vol. 36, No. 12, pp. 1443-1450

[37] Rishi Pamnani, T. Jayakumar, M. Vasudevan, T. Sakthivel, “Investigations on the impact toughness of HSLA steel arc welded joints”, 2016, *Journal of Manufacturing Processes*, Vol. 21, pp. 75-86

[38] Seok Gyu Lee, Dong Ho Lee, Seok Su Sohn, Woo Gyeom Kim, Kyung-Keun Um, Ki-Seok Kim, Sungak Lee, “Effects of Ni and Mn addition on critical crack tip opening displacement (CTOD) of weld-simulated heat-affected zones of three high-strength low-alloy (HSLA) steels”, 2017, *Materials Science & Engineering A*, Vol. 697, pp.55-65

[39] Minju Kang, Hyunmin Kim, Sunghak Lee, Sang Yong Shin, “Correlation of microstructure with tensile and Crack Tip Opening Displacement properties at low temperatures in API linepipe steels”, 2015, *Metals and Materials International*, Vol. 21, No. 4, pp.628-638

[40] A. Seshu Kumar, B. Ravi Kumar, G.L. Datta, V.R. Ranganath, “Effect of microstructure and grain size on the fracture toughness of a micro-alloyed steel”, 2010, *Material Science & Engineering A*, Vol. 527, pp. 954-960

[41] J.J. Coronado, C. Ceròn, “Fracture mechanisms of CTOD samples of submerged and flux cored arc welding”, 2010, *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, Vol. 53, pp. 145-151

[42] B.Y. Kang, H.J. Kim, S.K. Hwang, "Effect of Mn and Ni on the Variation of the Microstructure and Mechanical Properties of Low carbon Weld Metals", 2000, *ISIJ International*, Vol. 40, No. 12, pp. 1237-1245