

Università degli Studi di Napoli “Federico II”

Scuola Politecnica e delle Scienze di Base

Dipartimento di Ingegneria Chimica, dei Materiali e della Produzione Industriale

Dottorato di ricerca in “Tecnologie e Sistemi di Produzione”

XXVI ciclo

*Caratterizzazione del comportamento alla corrosione sotto sforzo
di giunti saldati FSW di leghe di alluminio trattabili termicamente*

Coordinatore

Prof. Ing. Luigi Carrino

Tutor:

Prof. Antonino Squillace

Prof. Antonio Gloria

Dottoranda

Dott. Paola Castaldo

INTRODUZIONE

Lo studio del comportamento a fatica delle strutture aeronautiche e dei loro componenti è di fondamentale importanza, considerata la certezza della presenza di difetti e dell'azione di carichi quasi sempre di tipo ciclico; si introducono, pertanto, di seguito le principali caratteristiche del fenomeno e le relative tecniche di analisi e di prevenzione.

Esso consiste, in breve, nella nascita e successiva crescita di microfratture in un qualsiasi materiale sottoposto a sollecitazioni ripetute nel tempo fino alla rottura finale. I cedimenti strutturali dovuti a fatica risultano quelli più frequenti in ambito aeronautico, sia perché i carichi agenti su un velivolo sono principalmente di natura dinamica sia perché i requisiti di leggerezza necessari al volo non permettono l'utilizzo di elementi strutturali sovradimensionati che garantiscono elevati fattori di sicurezza. Oltre a ciò bisogna considerare che la fatica è fenomeno complesso caratterizzato da una consistente variabilità dovuta principalmente alla non esatta prevedibilità delle proprietà microscopiche del materiale e dei carichi a cui andrà soggetto il velivolo. Nel processo di progettazione e produzione di nuovi elementi strutturali aeronautici la ricerca di materiali e forme più performanti in termini di leggerezza, di riduzione dei costi e di proprietà meccaniche ha portato l'ingegneria aeronautica a realizzare strutture in grado di superare sempre più nuovi limiti per quanto riguarda dimensionamento, scelta dei materiali, tecniche di montaggio e manutenzione, etc. Tutto ciò ha anche spinto l'ingegneria aeronautica ad affrontare il problema della resistenza a fatica, fenomeno che, invece, è possibile trascurare nella progettazione di tanti altri dispositivi. Le strutture aeronautiche, infatti, sono soggette a continue variazioni di sollecitazione, ovvero veri e propri cicli di carichi diversi dovuti alle diverse fasi di volo, alle manovre e alle variazioni di quota che, combinandosi con eventuali concentrazioni di sforzi (in prossimità di rivetti, difetti strutturali, etc.) e con le diverse "condizioni esercizio" implicano il rischio non solo della degradazione delle proprietà meccaniche dell'elemento stesso, ma anche della rottura improvvisa a carichi molto inferiori di quelli ammissibili, con possibili conseguenze anche catastrofiche.

Negli ultimi decenni, numerosi materiali sono stati sviluppati per riuscire ad ottenere determinate caratteristiche che, specialmente in campo aeronautico ed aerospaziale, erano e

sono necessarie, viste le condizioni molto spesso critiche in cui questi materiali devono lavorare.

In campo aeronautico ed aerospaziale le caratteristiche più importanti sono:

- alta resistenza;
- alta tenacità a frattura;
- resistenza a fatica;
- resistenza a corrosione;
- leggerezza;
- resistenza ad alte temperature;
- resistenza a criogenità (basse temperature).

Attualmente, l'esigenza sempre più spinta di materiali leggeri e ad elevatissime prestazioni meccaniche ha portato ad una sempre più larga diffusione dell'alluminio e delle sue leghe. Infatti, quest'ultimo è di rilevante interesse nelle applicazioni in campo automobilistico, aeronautico ed in altri settori industriali grazie alle ottime caratteristiche che consentono di realizzare profili ad elevate proprietà meccaniche con una riduzione in peso anche del 60%. Il principale problema su cui la ricerca sta focalizzando la propria attenzione è dovuto alla saldabilità dell'alluminio e delle sue leghe utilizzando tecniche tradizionali.

Finora, i collegamenti tra i vari componenti sono stati realizzati mediante l'utilizzo di rivettature che assicurano un'adeguata resistenza ai carichi di esercizio ed opportuni coefficienti di sicurezza. Questa tecnica di giunzione presenta, tuttavia, numerosi svantaggi:

- per poter rivettare due parti bisogna forarle e, quindi, si complica il processo di produzione delle parti stesse;
- per poter rivettare due parti è necessario sovrapporle per una certa lunghezza con conseguenti aggravii di peso;
- la presenza di fori provoca una riduzione della sezione resistente ed un'intensificazione degli sforzi dovuta all'effetto d'intaglio: bisogna, quindi, prevedere dei sovrassessori con conseguente ulteriore incremento di peso;
- bisogna prestare molta attenzione nell'accoppiamento lamiera-rivetti per evitare problemi di corrosione galvanica;

- forando le lamiere si intacca lo strato protettivo che le ricopre, esponendole così alla corrosione;
- la rivettatura è una tecnologia che comporta problemi di sicurezza sul lavoro (elevato rischio rumore e rischio relativo all'utilizzo di macchine).

Uno dei parametri fondamentali nella progettazione degli aerei è il rapporto fra la potenza del motore ed il peso del velivolo, denominato potenza specifica. L'obiettivo dei progettisti è sempre stato quello di aumentare tale rapporto; l'incremento di peso dovuto al processo tecnologico di giunzione fra due o più elementi, ha sempre rappresentato, pertanto, un problema fondamentale, che si traduce, inevitabilmente, anche in un incremento dei costi.

Per tale motivo l'alluminio, è stato impiegato sin dall'inizio nel settore aeronautico, ma soltanto negli anni '30, dopo la scoperta della possibilità di migliorare le caratteristiche meccaniche delle sue leghe mediante invecchiamento, ha cominciato ad essere maggiormente usato. La scelta di un uso così intensivo di leghe leggere per le strutture aeronautiche è da ricondursi, oggi, non al fatto di avere a disposizione motori di piccola taglia, quanto alla possibilità di diminuirne il peso, conseguendo così un duplice vantaggio riscontrabile nella riduzione del quantitativo di combustibile utilizzato e in un aumento della capienza dei velivoli. Una delle tecniche su cui la ricerca si sta focalizzando sempre di più è quella di saldatura per attrito FSW (*Friction Stir Welding*) che si candida ad essere una valida alternativa alle tradizionali metodologie di saldatura allo stato fuso e può rappresentare la soluzione attesa per poter giuntare pezzi in materiali altrimenti non saldabili.

Le fusoliere dei velivoli sono costituite da tre elementi fondamentali: *skin*, *stringer* e *frame*, più altri elementi che fungono da collegamento tra gli stessi. Lo *skin* è la superficie esterna che racchiude la fusoliera ed assorbe i carichi dovuti a pressurizzazione e depressurizzazione; gli *stringer* sono delle travi di varia sezione collegati allo *skin*, che

servono da irrigidimento. L'unione di *skin* e *stringer* costituisce il pannello aeronautico. Le *frame*, invece, sono degli elementi circonferenziali su cui si collegano i pannelli e fungono da ulteriore irrigidimento contro i fenomeni di instabilità.

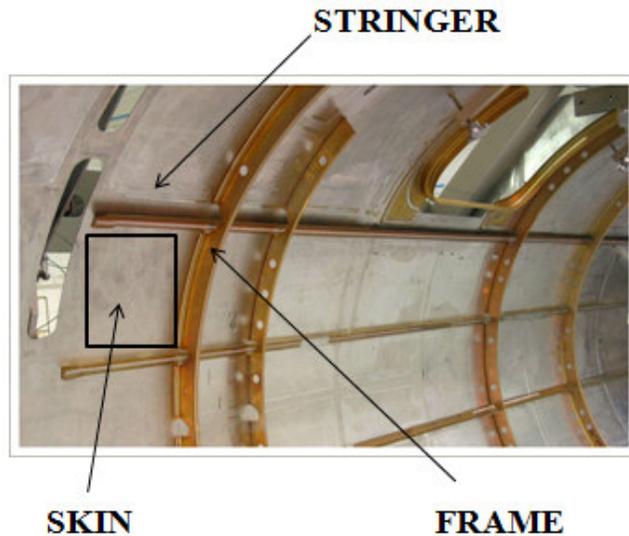


Fig. I.1 Sezione della fusoliera

Lo scopo del nostro lavoro è quello di analizzare il comportamento della saldatura realizzata mediante FSW tra *skin* e *stringer*. Utilizzeremo due configurazioni diverse di giunti che rispecchiano fedelmente le strutture di rinforzo degli aerei: la configurazione *Lap joint* (giunto a sovrapposizione) e quella *Tjoint*.

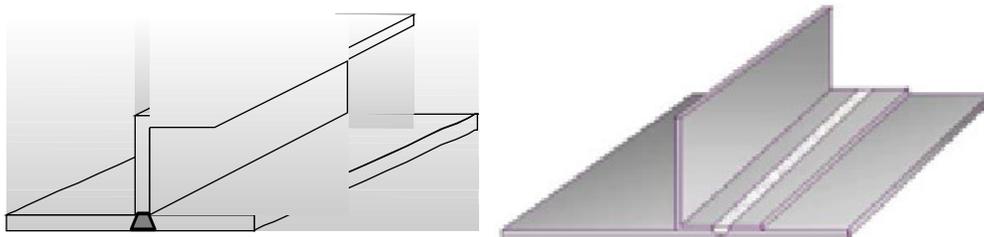


Fig. I.2 Configurazioni *T* e *Lap joint*

Il materiale base delle lamiere sulle quali verranno effettuate le saldature FSW è la lega leggera 2198 che presenta scarsa resistenza alla corrosione. Pertanto, sarà utile sottoporre i giunti in analisi ad una prova di *Stress Corrosion Cracking* (SCC) che avviene a livello delle imperfezioni superficiali che si producono su un materiale metallico sottoposto ad una tensione in presenza di sostanze corrosive.

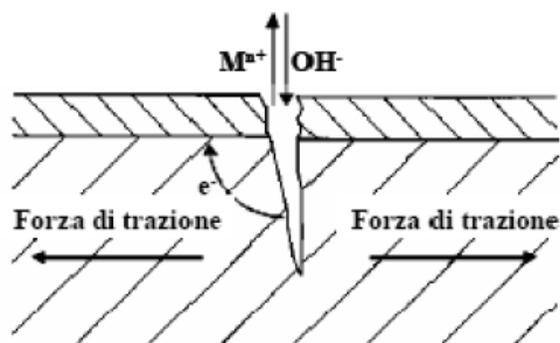


Fig. I.3 Rappresentazione del processo di corrosione sotto sforzo

Tali sostanze, in assenza di tensioni, sarebbero poco dannose. Purtroppo, l'azione corrosiva progressiva rende sempre più profonde le imperfezioni sino a provocare la rottura del pezzo. Ciò può avvenire anche sotto l'azione di una sollecitazione di entità molto inferiore a quelle che provocherebbero la rottura in assenza di corrosione. Quest'ultima, quindi, in presenza di fenomeni di fatica meccanica risulta molto pericolosa dato che i due meccanismi, combinandosi, amplificano l'effetto che produrrebbero separatamente.

Il presente percorso di dottorato ha avuto ad oggetto l'analisi degli aspetti microstrutturali e meccanici di giunti saldati in diversa configurazione, tramite opportune analisi come *Stress Corrosion Cracking*, microscopia e test di nanoindentazione.

Capitolo Primo

Alluminio e Leghe

L'esigenza di avere materiali sempre più resistenti e leggeri fa dell' alluminio un vero protagonista, in particolare nel settore automobilistico, aerospaziale, navale, ferroviario.

Esso è uno degli elementi più diffusi sulla terra, secondo solo ad ossigeno e silicio.

L' alluminio è un metallo bianco-argenteo che cristallizza nel sistema cubico a facce centrate con dimensione reticolare, in condizioni normali, di 4,04 Å; fa parte del gruppo IIIA (o 13) della tavola periodica degli elementi, ha numero atomico 13 e peso atomico 26,98. La sua temperatura di fusione è di circa 660°C, mentre quella di ebollizione è di

2.450°C. Il suo calore specifico è di $0,929 \frac{kJ}{kg \cdot K}$ ed il calore latente di fusione,

particolarmente elevato, è di 394 kJ/kg. È considerato il metallo leggero per eccellenza, avendo una densità pari a 2,702 g/cm³ e risultando, al tempo stesso, duttile e malleabile al punto che si può ridurre fino a spessori di 5–6 µm. Tale materiale presenta l'ulteriore vantaggio di non infragilire, anche nel campo delle bassissime temperature, ed in particolare non è annoverato tra i materiali a comportamento magnetico.

Uno dei maggiori problemi risulta essere, tuttavia, la difficile saldabilità di tale metallo; tale problematica ha spinto gli ingegneri e gli studiosi alla ricerca di metodologie di giunzione sempre più innovative, come la FSW.

1.1 Generalità

Pochi elementi in natura si prestano a costituire un numero così elevato di leghe, come l'alluminio. Quando si combina con altri elementi le caratteristiche di questo metallo, che allo stato puro è tenero e duttile, cambiano radicalmente.

In particolar modo, le peculiarità comuni a tutte le leghe sono:

- bassa temperatura di fusione, compresa tra i 510 ed i 650°C.
- bassa densità, compresa tra 2,66 e 2,85 g/cm³.
- elevatissima conducibilità elettrica e buona trasmissività termica.
- percentuali di alluminio sempre maggiori del 90%.

Le differenze tra le diverse leghe sono, invece, straordinarie. La resistenza meccanica a trazione, ad esempio, varia dai 650 kg/cm² della lega 1080-0 ai 5.800 kg/cm² della 7075-T6. Il rapporto tra massa e caratteristiche meccaniche, denominate proprietà specifiche, fanno sì che il materiale più utilizzato nelle industrie aerospaziali ed aeronautiche siano oggi le leghe di alluminio.

La resistenza alla corrosione è altrettanto variabile da lega a lega. Per le leghe della serie 5000 questa caratteristica è classificata ai massimi livelli. Le leghe della serie 7000 sono invece classificate con resistenza alla corrosione da insufficiente a pessima, a dispetto delle eccezionali proprietà meccaniche.

Caratteristiche intermedie si possono raggiungere utilizzando le leghe della serie 2000, in cui la presenza del rame e del magnesio ne favorisce l'utilizzo sia in ambienti corrosivi sia in applicazioni ad elevato stress meccanico.

Con la presenza di altri elementi, quali il silicio ed il manganese (che comunque non superano mai l'1%), e soprattutto con adeguati trattamenti termici e processi di

incrudimento, le caratteristiche tecnologiche vengono ottimizzate per raggiungere il massimo risultato nell'ambito della particolare applicazione.

Nella figura che segue, la 1.1, sono riportate le caratteristiche delle principali leghe di alluminio al variare della composizione chimica, cioè al variare della natura chimica degli elementi alliganti.

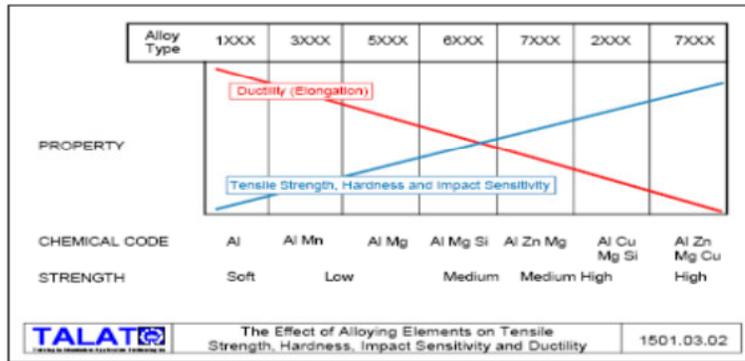


Figura 1.1 – Effetto degli elementi alliganti sulle proprietà meccaniche

1.2 Proprietà fisiche, meccaniche e tecnologiche dell'alluminio

Come già accennato in precedenza, le peculiari caratteristiche dell'alluminio risiedono principalmente nella conducibilità termica ed elettrica, indicate nella letteratura tecnica rispettivamente con i simboli k e σ_{el} , nella densità ρ e nella resistenza alla corrosione, presentando valori che lo rendono unico in particolari campi dell'ingegneria.

Gli andamenti della conducibilità termica ed elettrica sono tra loro paragonabili, nel senso che se un elemento di impurezza presente nell'alluminio puro fa calare le proprietà elettriche, in generale, fa diminuire anche quelle termiche. In altre parole esiste una forte correlazione positiva fra queste due proprietà fisiche del materiale. Per valutare l'influenza che le principali impurezze hanno sull'alluminio è necessario svolgere una adeguata campagna di prove sperimentali; studi effettuati in materia hanno mostrato come i valori di σ_{el} e k siano più o meno influenzati a seconda della tipologia di impurezza.

In particolare possiamo affermare che esistono:

- Elementi con minimo effetto su σ_{el} e k , come ad esempio il nichel, il silicio, lo zinco ed il ferro.
- Elementi con medio effetto su σ_{el} e k , come il rame, l'argento ed il magnesio.
- Elementi che influenzano molto σ_{el} e k , come il cromo ed il manganese.

La densità rappresenta un secondo punto cruciale per l'alluminio e le sue leghe e quindi sarà bene valutare come la presenza di impurezze ne faccia variare il valore nell'alluminio puro. Come indicato in precedenza, anche in questo caso, gli elementi si dividono in base alla loro capacità di aumentare o di diminuire la densità dell'alluminio. Responsabili del primo effetto sono quegli elementi più pesanti dell'alluminio stesso, quali il piombo, il rame, il ferro e lo zinco; responsabili di una diminuzione della densità sono, invece, il boro, il berillio, il litio, il silicio ed il magnesio.

La proprietà dell'alluminio di passivarsi, ossia di ricoprirsi di un leggero strato di ossido, quale l' Al_2O_3 , che risulta essere estremamente aderente ed impermeabile, lo protegge da ulteriore attacco chimico e quindi dalla corrosione.

Tuttavia questi quattro elementi analizzati sino ad ora non sono gli unici parametri di interesse, in particolar modo quando l'alluminio deve essere utilizzato in campo strutturale, come ad esempio avviene nel settore dei trasporti.

In questo ambito diventano di fondamentale importanza le caratteristiche meccaniche mostrate nella tabella 1.1 confrontate con quelle di altri materiali.

Come è possibile notare le principali proprietà meccaniche dell'alluminio puro risultano piuttosto modeste. Per tale motivo esso trova assai scarse applicazioni come materiale da costruzione; l'unico modo per aumentarne le proprietà meccaniche è l'incrudimento.

	Unità di misura	Al	Mg	Cu	Fe	Ti
Densità ρ	g/cm^3	2,7	1,66	8,72	7,73	4,41
Conducibilità termica k	$W/(m \cdot K)$	235	160	400	80	22
Coefficiente di dilatazione lineare λ	$nm/(m \cdot K)$	24	26	16.5	12	8,5
Resistenza a rottura σ_r	MPa	70	180	50	250	540
Allungamento a rottura %	% mm/mm	50	10	50	50	20
Durezza Brinell	HB	18	35	87	60	72
Modulo di Elasticità E	GPa	67,5	42	130	210	107,5
Resistenza a rottura specifica σ_r / ρ	$(MPa \cdot cm^3)/g$	25,9	108	5,7	32,3	122

Tabella 1.1 Proprietà fisiche e meccaniche di alcuni metalli

Largamente impiegate sono invece le sue leghe, comunemente indicate come leghe leggere, che presentano in genere proprietà nettamente superiori a quelle del metallo puro e le cui caratteristiche possono essere, spesso, ulteriormente migliorate attraverso opportuni trattamenti termici, passando così da valori di 70 MPa per la resistenza a rottura dell'alluminio commercialmente puro a valori di 690 MPa per alcune tipologie di leghe. Si ottengono, in sostanza, le proprietà tipiche degli acciai comuni, risparmiando in peso e migliorando, quindi, in efficienza.

Queste leghe, similmente al metallo puro, possiedono un basso valore della densità e, generalmente, buona conducibilità termica. In virtù, però, dell'elevata resistenza

raggiungibile presentano, a differenza del metallo puro, una resistenza specifica particolarmente elevata.

Per quanto riguarda invece il modulo elastico delle leghe di alluminio, possiamo dire che esso dipende molto dagli elementi in esse contenuti; ad esempio il nichel, il ferro, il rame ed il manganese danno luogo ad un aumento del modulo di Young della lega proporzionale al rispettivo modulo elastico. Il magnesio, che normalmente fa diminuire il modulo elastico della lega, ha effetto opposto qualora questa venga sottoposta a particolari trattamenti.

È inoltre da segnalare che, in virtù del tipo di reticolo caratteristico dell'alluminio, esso presenta un comportamento favorevole per gli impieghi a bassa temperatura. Al diminuire della temperatura, infatti, la resilienza, cioè l'energia immagazzinabile a rottura, sia dell'alluminio che delle sue leghe, non varia apprezzabilmente.

Risulta essere notevole anche il coefficiente di dilatazione termica lineare, doppio rispetto a quello del ferro, parametro al quale occorre rivolgere la massima attenzione quando siano da realizzare accoppiamenti eterogenei esposti a variazioni termiche.

Inoltre l'alluminio e le sue leghe, in varia misura, in funzione dei leganti introdotti, presentano notevoli caratteristiche di imbutibilità, duttilità e malleabilità, prestandosi quindi, in modo particolare, a tutte le operazioni di lavorazione plastica sia a freddo che a caldo.

1.3 Leghe di alluminio

Le limitate caratteristiche meccaniche che l'alluminio commercialmente puro presenta possono essere notevolmente incrementate tramite l'aggiunta, anche in piccole percentuali, di elementi di lega.

Pur essendo numerosi i metalli con sufficiente affinità ed in grado di formare leghe con l'alluminio, quali ad esempio Ag, Cu, Si, Mg, Mn, Fe, Ti, Ni, Zn, Sn, Be e Cr, solo alcuni di essi trovano applicazione come veri e propri leganti.

Sono da considerare *leganti* quegli elementi che caratterizzano la lega, ossia che ne determinano e ne definiscono le proprietà e le peculiarità. Nella pratica industriale i leganti dell'alluminio risultano essere il rame, il silicio, il magnesio, lo zinco ed il manganese, che possono essere aggiunti singolarmente per formare leghe binarie o abbinati per formare leghe complesse.

Di recente messa a punto è anche una lega avente come legante il litio: tale lega, che presenta caratteristiche di grande interesse tecnico, è attualmente allo stadio delle prime applicazioni.

Altri elementi possono essere aggiunti alle leghe di alluminio per modificarne o migliorarne le proprietà e le caratteristiche, con funzione quindi di correttivi. Tali elementi, pur non essendo necessari per definire le peculiarità tecniche di una lega, sono introdotti per ottenere modifiche strutturali, fisiche o tecnologiche, come ad esempio l'affinazione del grano, la neutralizzazione di alcune impurità nocive, l'innalzamento della temperatura critica di ricristallizzazione, il miglioramento della lavorabilità all'utensile e l'incremento di resistenza ad elevata temperatura. Fra gli elementi utilizzati come correttivi nelle leghe di alluminio si ricordano Mn, Fe, Ni, Ti, Sn, Cr, B e Zr.

Tranne alcune eccezioni di scarsa rilevanza, tutti gli elementi metallici sono completamente solubili nell'alluminio allo stato liquido, motivo per cui i vari elementi destinati alla preparazione di leghe binarie vengono aggiunti sostanzialmente per introduzione diretta nell'alluminio fuso. Tuttavia è possibile ricorrere all'introduzione nell'alluminio fuso di una lega sempre di alluminio, generalmente binaria, precedentemente realizzata e

contenente il legante nella massima percentuale possibile, compatibilmente con la temperatura di fusione conseguente. Questa lega viene denominata lega madre.

Il primo metodo è impiegato per quegli elementi che presentano punto di fusione inferiore o uguale a quello dell'alluminio. Il secondo metodo viene applicato per tutti gli elementi che, pur disciogliendosi egualmente nell'alluminio fuso, in ragione principalmente della loro elevata temperatura di fusione, presentano una velocità di dissoluzione piuttosto bassa.

I vari elementi precedentemente ricordati esplicano la loro azione non soltanto sulle caratteristiche fisiche, chimiche e meccaniche della lega, ma anche sulle caratteristiche tecnologiche: ad esempio influiscono sulla colabilità per variazione della fluidità del liquido, della fragilità di ritiro o dell'entità del ritiro di solidificazione.

1.4 Classificazione delle leghe di alluminio

Le leghe di alluminio di impiego industriale vengono correntemente suddivise in due grandi categorie:

- Leghe da lavorazione plastica.
- Leghe da fonderia.

Tale distinzione, associata alle tecnologie di trasformazione, è solo in parte giustificata teoricamente, in quanto essa risponde soprattutto a criteri pratici; così nel primo gruppo sono comprese leghe destinate a lavorazioni per deformazione plastica sia a caldo che a freddo, come ad esempio la laminazione, la fucinatura, la trafilatura, l'estrusione, etc, mentre nel secondo gruppo rientrano leghe destinate alla realizzazione di getti per colata in terra, in forma metallica o sotto pressione.

A tale suddivisione si sovrappongono altri criteri di classificazione:

- in base alla composizione chimica;

- in funzione dell'attitudine al trattamento di bonifica;
- in relazione all'impiego specifico cui sono destinate.

Con riferimento al primo criterio le leghe sono suddivise in funzione del *legante*, il quale, appositamente aggiunto, conferisce alla lega particolari proprietà che poi la caratterizzano.

Ne derivano le seguenti classi di leghe:

- *Leghe Al – Si* aventi buona colabilità.
- *Leghe Al – Cu* caratterizzate da alta resistenza meccanica, in particolar modo a caldo.
- *Leghe Al – Mg* caratterizzate da buona resistenza alla corrosione ed ottima saldabilità.
- *Leghe Al – Zn* aventi notevoli proprietà ad alte temperature.
- *Leghe Al – Mn – Ni* caratterizzate da elevate proprietà meccaniche ad alta temperatura.
- *Leghe Al – Mn* caratterizzate da buona lavorabilità per deformazione plastica.

In base al secondo criterio di classificazione le leghe possono essere suddivise in:

- *leghe bonificabili*;
- *leghe non bonificabili*.

Ciò deriva dalla disponibilità o meno delle leghe ad essere indurite tramite un opportuno trattamento termico chiamato, appunto, *bonifica*. Nel caso di leghe non bonificabili, incrementi di durezza sono possibili solo tramite lavorazioni plastiche a freddo o, più in generale, tramite incrudimento del materiale. Le leghe non suscettibili di bonifica sono quelle contenenti magnesio, manganese e silicio, insieme all'alluminio puro.

Bisogna, comunque, tenere presente che durante le operazioni di saldatura il calore generato dalla stessa potrebbe annullare gli effetti dell'incrudimento, causando un abbassamento della durezza proprio in quelle zone che subiscono l'alterazione termica.

Le leghe bonificabili, invece, possono trarre giovamento da un trattamento termico e gli effetti termici della saldatura possono favorire in certi casi un ulteriore incremento di durezza.

In base al terzo criterio, e cioè in relazione agli impieghi caratteristici delle varie leghe, è possibile effettuare la seguente classificazione:

- *leghe per usi generali* impiegate laddove prevalgano esigenze di carattere fisico-meccanico;
- *leghe resistenti a caldo* destinate alla realizzazione di componenti per i quali si prevede un utilizzo a temperature superiori ai 120°C;
- *leghe resistenti alla corrosione* utilizzate per la realizzazione di componenti per i quali è previsto un impiego in ambienti particolarmente aggressivi.

Si può inoltre ricordare che, così come avviene per gli acciai, i vari produttori attribuiscono un proprio nome alle diverse leghe: è il caso, questo, della lega 2024 – T3 nota anche con il nome di Avional 24.

1.5 Designazione delle leghe di alluminio

La UNI classifica le leghe da fonderia e da lavorazione plastica indicandole rispettivamente con le lettere *G* e *P* seguite da una simbologia legata ai vari leganti, agli eventuali elementi correttivi aggiunti ed al loro tenore in termini percentuali. A questa simbologia se ne aggiunge immediatamente un'altra, indicante il trattamento termico subito e l'eventuale entità del processo di incrudimento, valida soltanto per le leghe da lavorazione plastica.

Attualmente i vari elementi di alligazione vengono indicati col loro simbolo chimico; nel passato, invece, si utilizzavano dei simboli convenzionali come di seguito indicato (Tab 1.2a e 1.2b).

Elemento	Alluminio	Berillio	Cobalto	Cromo	Ferro	Magnesio	Manganese
Simbolo chimico	Al	Be	Co	Cr	Fe	Mg	Mn
Simbolo convenzionale	A	L	K	R	F	G	M

Tabella 1.2a – Designazioni convenzionali

Elemento	Nichel	Piombo	Rame	Silicio	Stagno	Titanio	Vanadio	Zinco
Simbolo chimico	Ni	Pb	Cu	Si	Sn	Ti	V	Zn
Simbolo convenzionale	N	P	C	S	E	T	V	Z

Tabella 1.2b – Designazioni convenzionali

Questo tipo di designazione negli ultimi anni è stato abbandonato a favore di un sistema di tipo numerico, leggermente diverso a seconda che ci si riferisca a leghe da fonderia o a leghe da deformazione plastica. Sarà a questa nuova nomenclatura che faremo riferimento nel corso di questo lavoro.

1.5.1 Designazione delle leghe da fonderia

Come accennato nel paragrafo precedente, oltre alla nomenclatura tradizionale, per le leghe da fonderia si farà riferimento ad un sistema di designazione ANSI di tipo numerico, ripreso dalla UNI 7426.

Secondo questa designazione la lega viene indicata tramite quattro cifre le quali incorporano una separazione decimale la cui funzione è quella di identificare la forma del semilavorato, ossia se esso è in forma di getto o di lingotto.

La prima cifra indica il gruppo di appartenenza della lega in base alla composizione chimica, e quindi in base al legante principale, secondo il seguente schema:

- *1xx.x* Alluminio in percentuale $\geq 99.00\%$.
- *2xx.x* Rame.
- *3xx.x* Manganese, con aggiunta di silicio e/o magnesio.
- *4xx.x* Silicio.
- *5xx.x* Magnesio.
- *6xx.x* Magnesio e Silicio.
- *7xx.x* Zinco.
- *8xx.x* Stagno.
- *9xx.x* Altri elementi.

Nella figura che segue sono riportate le designazioni delle principali leghe di alluminio:

Aluminium Alloy Designation System (CEN)						
	Major alloying element	Atoms in solution	Work hardening	Precipitation hardening		
WROUGHT ALLOYS*) EN AW-	1XXX	None (min. 99.00% Al)		X	Non-heat treatable alloys	
	3XXX	Mn	X	X		
	4XXX	Si	X	X		
	5XXX	Mg	X	X		
	2XXX	Cu	X	(X)	X	Heat treatable alloys
	6XXX	Mg + Si	X	(X)	X	
	7XXX	Zn	X	(X)	X	
	8XXX	Other	X	(X)	X	
CASTING ALLOYS*) EN AB- EN AC- EN AM-	1XXX0	None (min. 99.00% Al)			*) letters preceding the alloy numbers have the following meaning EN = European Standard A = Aluminium B = Ingot C = Cast Alloy M = Master Alloy W = Wrought Alloy	
	2XXX0	Cu				
	4XXX0	Si				
	5XXX0	Mg				
	7XXX0	Zn				
	8XXX0	Sn				
9XXX0	Master Alloys					

Sources: according to EN 573; prEN 1780

TALAT Aluminium Alloy Designation System 1501.03.01

Figura 1.2 – Designazione delle leghe di alluminio

Per le leghe dalla 2xx.x alla 8xx.x, il gruppo di lega è determinato dal legante presente in percentuale maggiore, eccetto il caso in cui la composizione esistente qualifica la lega come una modificazione di una precedente lega già designata. Se la percentuale maggiore è comune a più di un elemento legante, il gruppo della lega è determinato dall'elemento che viene prima nella sequenza.

Le seconde due cifre individuano la specifica di lega di alluminio o, nel caso di alluminio non legato, serie 1xx.x, indicano la purezza.

L'ultima cifra, divisa dalle altre tramite un separatore decimale, indica la forma del semilavorato: 0 se trattasi di getto, 1 se di lingotto.

Le modificazioni della lega originaria o i limiti di impurezze per l'alluminio non legato, sono indicate da lettere che precedono le quattro cifre di designazione. Le lettere sono date

in ordine alfabetico partendo dalla lettera A, ma omettendo la I, la O, la Q e la X. Quest'ultima in particolare è riservata alle leghe sperimentali.

Come nel caso delle nomenclature tradizionali è possibile aggiungere una indicazione sull'eventuale trattamento termico subito.

Per le leghe da fonderia, non esiste ancora una designazione internazionale utilizzata in tutti i paesi: negli USA, ad esempio, esistono tre diverse normative (TM, SAE, AMS) basate su criteri diversi.

1.5.2 Designazione delle leghe da lavorazione plastica

Anche per le leghe da lavorazione plastica si fa cenno alla designazione numerica, vista la larga diffusione che questa ha nella pratica. Ci riferiamo alla designazione convenzionale della Aluminum Association (A.A.) americana, un organo associativo fra fabbricanti di alluminio e sue leghe.

Il sistema di designazione convenzionale elaborato dalla Aluminum Association prevede l'individuazione del tipo di lega leggera o di alluminio tecnico mediante un numero di quattro cifre significative:

- *La serie 1xxx* individua l'alluminio puro o tecnico, con percentuale uguale o superiore al 99.00 %.
- *La serie 2xxx* individua come alligante principale il rame (Al – Cu, Al – Cu – Mg, Al – Cu – Mg – Si). Esponente di questa classe è la lega 2024, o AlCu4Mg1 secondo la designazione tradizionale (UNI 3565), che ha come elementi di alligazione: rame, magnesio e manganese, rispettivamente in percentuali massime del 4,9 %, 1,8 % e 0,9 %.

- *La serie 3xxx* individua come elemento principale di alligazione il manganese (Al – Mn, Al – Mn – Mg , Al – Mn – Si) e trova svariati impieghi per lavorazioni plastiche. Le leghe al manganese presentano elevate temperature di rammollimento e fusione ed hanno buone doti di formabilità nella fabbricazione di lamiere ad elevato allungamento.
- *La serie 4xxx* individua come alligante principale il silicio (Al – Si) che è, dopo il ferro, l'impurezza più importante dell'alluminio puro.
- *La serie 5xxx* è caratterizzata, come principale elemento di alligazione, dalla presenza del magnesio (Al – Mg) che conferisce alla lega particolari doti di resistenza alla corrosione.
- *La serie 6xxx* costituisce un ibrido tra la 4xxx e la 5xxx, in quanto i principali elementi di alligazione sono magnesio e silicio (Al – Mg₂ – Si). Tale classe è idonea ai trattamenti termici con lo scopo di realizzare la formazione desiderata di precipitati, tali da migliorare le caratteristiche meccaniche. La lega più diffusa appartenente a tale classe è la lega 6061, o P – AlMg1SiCu secondo la designazione tradizionale (UNI 3565), contenente lo 0,60 % di silicio, lo 0,30 % di rame e lo 0,20 % di cromo. Il rame contribuisce a migliorarne ulteriormente le caratteristiche meccaniche, mentre il cromo è impiegato per controllarne la struttura intergranulare. Tale lega costituisce un ottimo compromesso tra caratteristiche meccaniche, saldabilità e resistenza meccanica, rendendola idonea alla lavorazione plastica, ai trattamenti termici e all'utilizzo strutturale.
- *La serie 7xxx* individua come alligante principale lo zinco (Al – Mg – Zn₂ o Al – Mg – Zn – Cu), che ha lo scopo di migliorare la resistenza e la durezza dell'alluminio puro. Con l'aggiunta di altri alliganti, in particolare Mg, Cu e Cr, si

evitano i problemi di bassa resistenza a corrosione e bassa resistenza meccanica a caldo. Tali leghe, come la 7075, hanno una buona lavorabilità all'utensile e sono in genere autotempranti, ossia induriscono per invecchiamento naturale. Ciò consente loro di recuperare, anche senza ulteriore trattamento termico, fino all'80 % delle caratteristiche originali nella zona termicamente alterata della saldatura. Questo richiede periodi piuttosto lunghi, generalmente fino a tre mesi; se la giunzione saldata è sottoposta ad un nuovo invecchiamento artificiale, il ripristino delle caratteristiche meccaniche originarie può essere completo. Un grosso problema di queste leghe è la pessima saldabilità, peggiore di quella della serie 2xxx, imponendone di fatto i collegamenti mediante rivettatura, con l'insorgere di lesioni per fatica, nonché di inevitabili irregolarità e discontinuità dimensionali della superficie nelle zone interessate dal collegamento.

- *La serie 8xxx* comprende quale principale elemento di alligazione lo stagno (Al – Sn) per ottenere leghe con basso coefficiente d'attrito oppure, più importante, il litio (Al – Li) per ottenere straordinarie caratteristiche meccaniche e ottima resistenza criogena (alle basse temperature).
- *La serie 9xxx* comprende leghe particolari.

Secondo tale schema di designazione, la prima cifra del numero che individua la lega si riferisce al gruppo di appartenenza.

La seconda cifra definisce le eventuali varianti della lega originaria a cui è riservato il numero 0: essa consente di individuare la composizione chimica.

Le ultime due cifre individuano le singole leghe comprese nell'ambito del gruppo; per il primo gruppo, invece, indicano il grado di purezza dell'alluminio, ad esempio la lega 1050 corrisponde ad un alluminio tecnico contenente il 99,5% di alluminio.

1.6 Modifiche strutturali delle leghe di alluminio

Per le leghe di alluminio vi è la possibilità di raggiungere ulteriori incrementi di talune proprietà mediante opportuni trattamenti che, proprio secondo determinate procedure, rendono la lega adatta a scopi specifici.

Le caratteristiche strutturali di una lega, in generale, oltre che dal tipo di legante, dalla sua specifica influenza e dal relativo diagramma di equilibrio, dipendono anche dalla successione degli stati di equilibrio che si raggiungono nel corso del raffreddamento.

In questo contesto è quindi evidente l'importanza che assume la velocità di raffreddamento, sia allo stato liquido che allo stato solido, nel determinare la formazione di strutture diverse. La velocità di raffreddamento durante la solidificazione agisce direttamente sulla coalescenza dei costituenti e determina il verificarsi o meno di eventuali reazioni secondarie fra cristalli solidificati e liquido circostante.

Allo stato solido, invece, la velocità di raffreddamento della lega ha fondamentale importanza in rapporto al fenomeno di soprassaturazione della soluzione; quando la solubilità di un costituente diminuisce con la temperatura, fenomeno che avviene quasi in tutti i casi, un rapido raffreddamento della soluzione solida può impedire, o quanto meno alterare, la graduale separazione di tale costituente.

La struttura di una lega è suscettibile di modificazioni, come noto, anche attraverso opportune deformazioni in campo plastico indotte sia a caldo sia a freddo.

In conclusione, per le leghe in genere e per quelle di alluminio in particolare, si può affermare che le caratteristiche strutturali, e quindi le proprietà meccaniche, fisiche e tecnologiche, siano legate alla composizione chimica della lega dalla quale dipendono determinati equilibri strutturali, nonché alla eventuale modificazione di questi equilibri.

Una loro modificazione, come visto in precedenza, può essere ottenuta mediante intervento sul liquido o sul solido. A tale proposito si possono distinguere le seguenti modalità di modificazione strutturale:

1. con azione sul liquido:
 - *Trattamenti di modificazione;*
2. con azione sul solido:
 - *Lavorazioni plastiche* (per via meccanica);
 - *Trattamenti termici* (per via termica).

Per quanto riguarda i trattamenti di modificazione è sufficiente ricordare che l'aumento della velocità di raffreddamento di un getto, nel caso in cui ciò non dia luogo a vere e proprie variazioni, è causa di affinamento della struttura, in quanto determina la formazione di un maggior numero di germi di cristallizzazione e, di conseguenza, minori accrescimenti di questi ultimi. Di conseguenza si hanno miglioramenti di carattere meccanico, a patto che non sia compromessa l'integrità e la buona esecuzione del getto.

L'aumento della velocità di raffreddamento si può ottenere con fusione in conchiglia, anziché in terra, garantendo una più rapida asportazione di calore oppure con l'introduzione nella lega fusa di altri elementi, quali lo stronzio e l'antimonio, che pur non rientrando nella lega sono in grado di modificarne la struttura cristallina.

Le modificazioni strutturali di maggiore interesse sono comunque quelle ottenute sul solido sia per via meccanica che per via termica.

Per via meccanica ricordiamo, principalmente, i meccanismi di indurimento, mentre per via termica ricordiamo i processi di tempra, invecchiamento, bonifica e ricottura.

1.6.1 Modificazione strutturale per via meccanica

Generalmente una lega di alluminio è costituita da una soluzione solida, normalmente indicata con α , e da un costituente separatosi durante il raffreddamento per raggiunto limite di solubilità. La soluzione, essendo molto ricca di alluminio, presenta caratteristiche molto simili ad esso, ossia resistenza e durezza limitate, ma grande plasticità.

Il costituente separato, al contrario, risulta assai resistente, duro e fragile. Esso può presentarsi nella matrice di soluzione α sotto forma di cristalli dispersi oppure con tendenza a formare una sorta di edificio cristallino in seno alla matrice. La presenza del costituente duro contribuisce ad aumentare la resistenza del materiale, in particolare quando quest'ultimo si presenta secondo l'ultima forma descritta.

Sottoponendo una lega a deformazione plastica si verificano tutti quei fenomeni che generalmente si riassumono come incrudimento del materiale: relativamente alla soluzione α , si registra, cioè, un aumento di resistenza e durezza corrispondente al grado di incrudimento indotto ed un affinamento del grano dovuto alla frantumazione degli edifici cristallini.

Il costituente duro partecipa solo come indurente in tutti gli stati di incrudimento: qualora, però, abbia realizzato all'interno della soluzione α una sorta di edificio cristallino, la lega assume caratteristiche più simili a quelle del costituente stesso, ossia la lega risulta resistente, dura e relativamente fragile.

Una lavorazione plastica a freddo, in questo caso, dà luogo alla parziale distruzione dell'edificio cristallino del composto intermetallico, cosicché dopo la deformazione il

costituente si presenterà in forma più dispersa attenuando la sua influenza come indurente, ma aumentando la plasticità del materiale. In pratica, si verifica una modificazione del metallo, provocata dall'incrudimento, che consiste nella formazione di strutture disorganizzate dal punto di vista cristallografico, tali da avvicinarsi allo stato amorfo.

Tali deformazioni plastiche hanno carattere di discreta permanenza strutturale quando si verificano al di sotto della temperatura di ricristallizzazione, ossia quando sono eseguite a freddo.

1.6.2 Modificazione strutturale per via termica

Per *trattamenti termici* si intende un insieme di operazioni di riscaldamento e raffreddamento mediante le quali vengono conferite al materiale particolari caratteristiche meccaniche e strutturali.

Le modificazioni ottenibili allo stato solido, per via termica, sono strettamente dipendenti dal diagramma di stato della lega. Nelle leghe di alluminio si verificano fenomeni tali da giustificare l'applicazione di una serie di trattamenti termici al fine di modificare le strutture con conseguente variazione delle caratteristiche.

In linea di principio, i trattamenti che trovano applicazione nelle leghe di alluminio possono così riassumersi:

- *Tempra strutturale*, detta anche tempra di solubilizzazione o di soprassaturazione, a seconda dei fenomeni che hanno luogo con questo trattamento.
- *Invecchiamento o riprecipitazione*.
- *Ricotture* di vario tipo, ovvero di omogeneizzazione, di eterogeneizzazione, di distensione, di ricristallizzazione e di stabilizzazione.

È bene ricordare come l'insieme dei trattamenti di tempra ed invecchiamento prende il nome di *bonifica*.

La tempra, intesa come trattamento atto ad ottenere una struttura particolare mediante la soppressione di trasformazioni che il diagramma della lega prevede, può essere applicata:

- a leghe che presentano trasformazioni allotropiche allo stato solido, ossia che possono assumere forme diverse e manifestare proprietà fisiche e chimiche diverse (come nel caso degli acciai);
- a leghe che presentano variazioni di solubilità di un costituente.

Alcune delle leghe di alluminio costituiscono l'esempio più diffuso e rappresentativo del secondo tipo di tempra. Ovviamente molte altre leghe, anche non di alluminio, possono essere sottoposte a tempra strutturale. L'applicazione pratica del trattamento viene, però, limitata a quelle leghe in cui, per le proprietà indurenti del precipitato, è possibile ottenere sensibili miglioramenti delle caratteristiche.

La tempra, quando eseguita su pezzi finiti, ha lo scopo di impartire alla lega adatte caratteristiche meccaniche, aumentandone la durezza e la resistenza a trazione; essa causa, però, anche una notevole diminuzione della resilienza, dell'allungamento e della strizione, per cui è di regola abbinata ad un successivo trattamento d'invecchiamento, il cui obiettivo è quello di rendere significativi i miglioramenti ottenibili con la tempra.

Nelle leghe da lavorazione plastica è poi possibile ottenere notevolissime caratteristiche meccaniche eseguendo una deformazione plastica dopo i trattamenti termici, sovrapponendone quindi gli effetti.

1.7 Designazione dei trattamenti termici di tempra

Il sistema di designazione dei trattamenti termici usato negli Stati Uniti per l'alluminio e le sue leghe viene utilizzato per i prodotti in ogni loro forma ad eccezione dei lingotti. Tale sistema è basato sulla sequenza di trattamenti meccanici o termici utilizzati per produrre le variazioni delle caratteristiche volute.

La designazione del trattamento di tempra, che consiste in una singola lettera maiuscola, segue quella della lega ed è da essa separata mediante un trattino. Ulteriori informazioni in merito al trattamento di tempra o alle successive lavorazioni per deformazione plastica sono fornite mediante l'aggiunta di una o più cifre dopo la lettera. Queste cifre denotano la specifica sequenza di trattamenti, i quali producono la voluta combinazione di caratteristiche nei prodotti.

Nell'elenco seguente vengono indicate le designazioni relative al trattamento di tempra di solubilizzazione. Per questo trattamento si utilizza la lettera T seguita da un numero che va da 0 a k10 per indicare una specifica sequenza di procedure, in termini di ricottura od invecchiamento.

- T0 o 0: materiale semplicemente ricotto e lasciato raffreddare lentamente. In tal modo se si tratta di una lega di alluminio da deformazione plastica si ha la completa ricristallizzazione. Si ottengono così buona duttilità e stabilità, ma minori caratteristiche meccaniche.
- T1: raffreddamento da elevata temperatura in processi di modellazione ed invecchiamento naturale a condizioni sostanzialmente stabili. Questa designazione si applica a prodotti che non sono lavorati a freddo dopo la modellazione ad alte temperature, come la colata o l'estrusione, e per i quali le proprietà meccaniche sono stabili dopo l'invecchiamento.

- T2: raffreddamento da elevate temperature in processi di modellazione, lavorazione a freddo e invecchiamento naturale fino a condizioni stabili. Queste variazioni si riferiscono a prodotti che sono lavorati a freddo specialmente per incrementare la resistenza dopo il raffreddamento da lavorazioni a caldo, come la laminazione o l'estrusione, e per i quali le proprietà meccaniche vengono stabilizzate da un processo di invecchiamento.
- T3 e T351: trattamento termico di tempra di soluzione, lavorazione a freddo ed invecchiamento naturale. Il processo T3 viene applicato a prodotti che sono lavorati a freddo per incrementare le caratteristiche meccaniche dopo la tempra di solubilizzazione e per i quali si ha la stabilizzazione delle proprietà meccaniche dopo l'invecchiamento. L'ultima specifica X51 si applica a lamiere spesse, a laminati o stampati a freddo: questi sono caratterizzati da notevole incrudimento e non vengono sottoposti a raddrizzatura.
- T4 o TN: trattamento termico di tempra di soluzione e invecchiamento naturale a condizioni stabili. Si riferisce a prodotti che non sono lavorati a freddo dopo la tempra di solubilizzazione e per i quali le proprietà meccaniche si stabilizzano dopo l'invecchiamento.
- T5: raffreddamento da elevate temperature di processi di modellazione e invecchiamento artificiale. Il trattamento T5 fa riferimento a prodotti che non sono lavorati a freddo dopo processi di modellazione ad elevate temperature, come la colata in getti o l'estrusione, e per i quali le caratteristiche meccaniche sono incrementate dal trattamento termico di precipitazione (invecchiamento artificiale).
- T6 o TA: tempra di soluzione ed invecchiamento artificiale. Si riferisce a prodotti che non sono lavorati a freddo dopo la tempra di solubilizzazione e per i quali le

proprietà meccaniche e la stabilità dimensionale ricevono un incremento sostanziale dopo l'invecchiamento artificiale.

- T7: tempra di soluzione per invecchiamento o stabilizzazione. Si riferisce a prodotti da lavorazione plastica che hanno subito un invecchiamento artificiale al di là del punto di massima resistenza per incrementare particolari caratteristiche come la resistenza alla tensocorrosione e la corrosione di esfoliazione.
- T8: tempra di solubilizzazione, lavorazione a freddo ed invecchiamento artificiale. Questa designazione si riferisce a prodotti che sono lavorati a freddo soprattutto per incrementare la resistenza dopo la tempra di solubilizzazione e per i quali le caratteristiche meccaniche o la stabilità dimensionale sono raggiunte dopo il trattamento di invecchiamento.
- T9: tempra di solubilizzazione, invecchiamento artificiale e lavorazione a freddo. Si fa riferimento a prodotti lavorati a freddo per incrementare la resistenza dopo che essi hanno subito la precipitazione.
- T10: raffreddamento da temperature elevate di processi di modellazione, lavorazione a freddo e invecchiamento artificiale. Il trattamento T10 si riferisce a prodotti che sono lavorati a freddo per incrementare la resistenza dopo il raffreddamento da lavorazione a caldo, come laminazione o estrusione, e per i quali le proprietà meccaniche hanno subito un incremento dall'invecchiamento artificiale.

1.8 Applicazioni industriali dell'alluminio

Le leghe di alluminio trovano applicazione in numerosi campi dell'ingegneria, ed in particolar modo, in ambito civile ed industriale; meno diffusa è, invece, la loro presenza nel settore delle tecnologie informatiche ed elettroniche. I motivi di tale scelta sono da

ricondersi a più considerazioni quali, ad esempio, l'utilizzo di materiali con migliori caratteristiche in termini di conducibilità elettrica e di resistenza alle alte temperature: è il caso del rame, che sta avendo un enorme sviluppo soprattutto in seguito alle moderne metodologie di deposizione che risultano essere a più basso impatto ambientale.

Scopo del presente paragrafo è quello di fornire una panoramica sulle applicazioni delle leghe di alluminio in campo industriale, ed in particolar modo nel settore dei trasporti, in cui le componenti in alluminio sono sempre più utilizzate, in quanto aumentano la sicurezza dei passeggeri ed allo stesso tempo contribuiscono ad una riduzione del peso delle strutture.

1.8.1 L'alluminio nell'aeronautica

Uno dei parametri fondamentali nella progettazione degli aerei è il rapporto fra la potenza del motore ed il peso del velivolo, denominato potenza specifica. Obiettivo dei progettisti è sempre stato quello di aumentare tale rapporto e, considerando la modesta potenza resa disponibile dai motori nella prima metà del secolo scorso, era logico aspettarsi l'utilizzo di materiali leggeri.

L'alluminio quindi è stato impiegato sin dall'inizio nel settore aeronautico, ma soltanto negli anni '30, dopo la scoperta della possibilità di migliorare le caratteristiche meccaniche delle sue leghe mediante invecchiamento, ha cominciato ad essere maggiormente utilizzato anche per parti strutturali, al punto che oggi in un moderno aeroplano la percentuale di alluminio presente arriva anche a superare l'80 % in peso.

Aereo	Alluminio	Acciaio	Titanio	Compositi	Altro
Boeing 747	81	13	4	1	1
Boeing 757	78	12	6	3	1
Boeing 767	80	14	2	3	1
Boeing 777	70	11	7	11	1

Tabella 1.3 Composizione % in peso della struttura di un moderno aereo.

La scelta di un uso così intensivo di leghe leggere per le strutture aeronautiche è da ricondursi, allo stato attuale, non certo al fatto di avere a disposizione motori di piccola taglia, come poteva avvenire nei primi anni del '900, quanto alla possibilità di diminuirne il peso, conseguendo così un duplice vantaggio riscontrabile nella riduzione del quantitativo di combustibile utilizzato e in un aumento della capienza dei velivoli.

Tutto ciò si traduce in un notevole risparmio economico, considerata l'incidenza dei costi del combustibile nel bilancio delle compagnie aeree, ovvero in un possibile conseguente aumento dei profitti delle stesse ed in una crescita della capacità delle loro flotte aeree.

Le prime leghe utilizzate per la realizzazione di strutture aeronautiche sono state quelle alluminio-rame. Nel tempo lo sviluppo di leghe con caratteristiche meglio adattabili all'uso aeronautico ha fatto sì che anche le leghe 7000, alluminio-zinco, si ritagliassero uno spazio sempre maggiore. Negli ultimi anni, con l'aumentare della richiesta di materiali altamente performanti e leggeri, si stanno imponendo anche le leghe che contengono piccole percentuali di litio, come ad esempio la lega 2198.

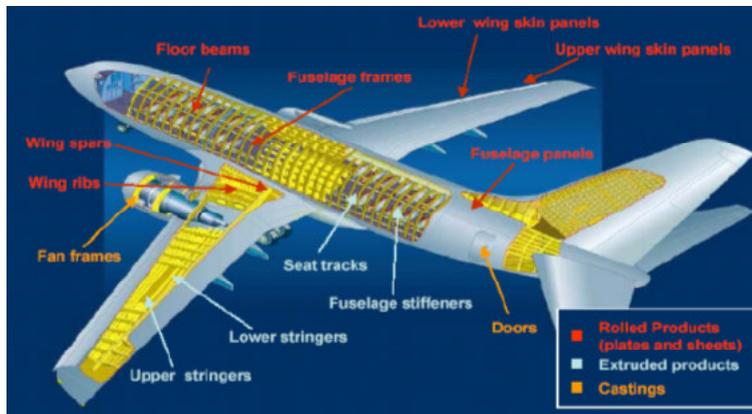


Figura 1.3 Uso delle leghe di alluminio in aerei commerciali

1.8.2 Svantaggi e vantaggi della costruzione con leghe di alluminio

L'utilizzo massiccio di alluminio pone, però, sia problemi di prezzo che di realizzazione.

Con una resistenza migliore alla corrosione e una densità tre volte più bassa dell'acciaio, l'alluminio è anche tre volte più caro, con forti fluttuazioni dei prezzi. È inoltre più difficile da saldare e necessita di trattamenti superficiali specifici. Non bisogna tralasciare il fatto che il modulo elastico è un terzo rispetto a quello dell'acciaio e, quindi, la maggiore distorsione cui è soggetto va compensata con l'adozione di sezioni maggiorate e con l'ottimizzazione geometrica dei pannelli e degli estrusi.

Quindi la soluzione non è una semplice sostituzione del materiale di partenza, ma la riprogettazione completa sia da un punto di vista strutturale sia da un punto di vista dell'assemblaggio. Questo nuovo tipo di struttura deve rispondere, inoltre, a criteri di sicurezza, durabilità e qualità operativa.

Per quanto riguarda le autovetture la riduzione di peso comporta due tipologie di vantaggi: il primo, già discusso, di riduzione dei consumi, è un vantaggio che si può definire di tipo strategico a medio e lungo termine, nel senso che, vista la forte tendenza all'inasprimento di

leggi in materia ambientale a livello mondiale, una casa automobilistica non si troverebbe impreparata di fronte ai rapidi cambiamenti in atto.

Il secondo è, piuttosto, un vantaggio di tipo qualitativo rispetto agli altri costruttori. Auto più leggere, infatti, oltre che consumare di meno, implicano una guida più semplice: si ha, infatti, una riduzione delle forze d'inerzia, un abbassamento del baricentro e quindi un aumento di stabilità, migliora la ripresa, diminuiscono gli spazi d'arresto e si possono realizzare dimensioni maggiori con conseguente aumento del comfort e della vivibilità interna.

Concludendo, i vantaggi della costruzione leggera in alluminio non vanno ricercati soltanto nella diminuzione di peso delle autovetture, ma si possono riscontrare anche sotto altri aspetti, senza dubbio non meno importanti, quali la sicurezza, la riciclabilità e la maggiore resistenza alla corrosione.

1.9 La saldatura dell'alluminio e delle sue leghe

Le connessioni realizzate nelle fasi di assemblaggio fra le diverse componenti di una struttura complessa, come può essere ad esempio un aeroplano civile, devono essere in grado non soltanto di assicurare quei valori di resistenza determinati in fase di progetto, ma anche, e soprattutto, di mantenerli costanti durante l'intera vita della struttura.

Le giunzioni di ogni costruzione metallica rappresentano, infatti, punti di discontinuità, il cui livello di affidabilità determina l'affidabilità complessiva dell'insieme; il cedimento accidentale di un solo giunto, sia di natura fisica sia di natura chimica, determina sempre uno stato di crisi che può comprometterne il normale stato di funzionamento.

Nel caso delle leghe di alluminio, ed in particolar modo per quel che concerne il settore aeronautico, le connessioni possono essere di vario tipo: si va dai collegamenti bullonati a

quelli rivettati, mentre meno utilizzati sono i collegamenti mediante incollaggi o realizzati tramite saldature.

Risulta, pertanto, opportuno soffermarsi sui fenomeni e sulle problematiche relative alla saldatura in generale ed alla saldatura delle leghe di alluminio in particolare, in quanto rappresentano l'oggetto del presente lavoro: verranno così analizzati vari aspetti e per ognuno di essi si mostreranno le caratteristiche e le implicazioni maggiormente rilevanti ai fini del processo di saldatura. Tutto ciò porterà a comprendere più facilmente le difficoltà tecnologiche e metallurgiche inerenti ai tradizionali processi di saldatura, in particolar modo per quel che riguarda la giunzione delle leghe di alluminio.

Da quanto finora detto, appare evidente come nei processi di saldatura sia necessario tener conto, sia di aspetti meccanici, come la durezza, la duttilità e la resilienza, in quanto i giunti saldati hanno sempre più una funzione strutturale, sia di aspetti relativi alla corrosione, come la suscettibilità all'attacco elettrochimico, poiché molto spesso ci si trova ad operare in ambienti fortemente aggressivi.

Una corretta saldatura non dovrà, cioè, causare l'insorgere di dannose discontinuità, quali ad esempio le cricature a caldo, che possono essere effetto sia della saldatura stessa sia conseguenza del trattamento termico post saldatura, e le cricature a freddo, causate da adsorbimento di gas di varia natura, come ad esempio l'idrogeno in presenza di ambienti fortemente umidi; allo stesso modo una saldatura efficace dovrà evitare la formazione di vuoti e porosità, difficilmente rilevabili con metodi ispettivi di tipo visivo o comunque con metodologie a basso costo.

Oltre a ciò, bisogna sempre tenere presente che, per effetto della saldatura, le proprietà del metallo base vengono modificate non soltanto nella zona del cordone, ma anche nelle zone

ad esso adiacenti, che pur non mescolandosi ad essa risultano strutturalmente modificate dal ciclo termico introdotto dalla saldatura stessa.

Nel prosieguo di questo lavoro si provvederà alla descrizione di un nuovo processo di saldatura, la *Friction Stir Welding*, che negli ultimi anni sembra aver permesso agli ingegneri di risolvere, almeno in parte, molte problematiche relative alle tradizionali metodologie per la saldatura delle leghe di alluminio di interesse aeronautico.

1.9.1 Problematiche della saldatura dell'alluminio

L'alluminio e le sue leghe, pur se in diversa misura a seconda della composizione e delle caratteristiche fisiche e meccaniche, sono in genere saldabili. Tuttavia la saldatura di questi materiali presenta specifici inconvenienti che richiedono accorgimenti e tecniche particolari. Basti pensare al fatto che non tutti i procedimenti di saldatura sono applicabili indistintamente alle varie leghe.

Con le tradizionali tecniche di saldatura per fusione, come ad esempio la *Tungsten Inert Gas* (TIG) e la *Metal Inert Gas* (MIG), è possibile saldare le leghe da lavorazione plastica delle serie 1000, 3000, 5000 e 6000 e quelle di media resistenza della serie 7000, purché non contenenti rame se non in piccole quantità.

Per le leghe alto resistenziali, appartenenti alla serie 2000, i procedimenti sopra menzionati comportano notevoli difficoltà di esecuzione, dovute principalmente alla presenza di uno strato di ossido, resistentissimo e praticamente impenetrabile, ed alla tendenza a dare origine a cricche in fase di fusione e solidificazione, legate alla presenza di intervalli di passaggio di fase molto estesi, che possono causare strati fusi o solidificati in anticipo rispetto al metallo base. Per queste leghe risultano più efficaci altri tipi di saldature, come ad esempio quella per attrito. Tuttavia anche questa particolare tecnica di giunzione

presenta alcuni inconvenienti, primo fra tutti la limitata scelta fra le possibili geometrie del giunto saldato.

Alla luce di ciò, le principali problematiche, che sino ad oggi hanno caratterizzato la saldatura dell'alluminio e delle sue leghe, sono imputabili alle proprietà chimiche e fisiche del materiale e consistono principalmente nei seguenti elementi:

- elevato coefficiente di dilatazione termica lineare;
- elevata conducibilità termica;
- formazione di ossidi superficiali;
- elevate possibilità di formazione di difetti di saldatura, quali cricche, porosità ed inclusioni;
- presenza di tensioni residue;
- elevate possibilità di distorsioni del giunto saldato.

Sarà compito, dunque, dei successivi paragrafi analizzare in dettaglio il motivo per cui questi elementi rappresentano delle limitazioni all'utilizzo delle tradizionali tecnologie di saldatura per la realizzazione di giunti in lega di alluminio.

1.10 Leghe di alluminio innovative Al-Li (AA 2198 T3)

Molto si sa sulla metallurgia e sulle proprietà delle leghe leggere e, di conseguenza, sull'influenza dei vari elementi di alligazione. In questa parte introduttiva, quindi, verrà posto l'accento, in particolare, sulle leghe leggere contenenti Litio.

La storia delle leghe Al-Li cominciò intorno al 1920, quindi all'epoca pionieristica dello sviluppo delle leghe di Al induribili per invecchiamento. Lo sviluppo tecnologico portò negli anni '60 del secolo scorso alla commercializzazione della lega 2020 contenente Li, Mn e Cd. Questa fu poco dopo abbandonata, principalmente, a causa di problemi di

fragilità tipici delle leghe binarie. Lo sviluppo e l'applicazione commerciale di leghe Al-Li, soprattutto leghe ternarie Al-Li-Mg, continuò in Unione Sovietica con notevoli successi applicativi. In Occidente lo sviluppo delle leghe Al-Li ha ricevuto un nuovo grande impulso, a partire dalla fine degli anni '70 del secolo scorso, dalle applicazioni aeronautiche e aerospaziali dove, in virtù del continuo aumento di costo dei combustibili e propellenti, era ed è ancora sentita la necessità di un progressivo alleggerimento delle strutture con conseguente aumento del carico pagante e/o maggiore economia di esercizio. Le attuali leghe Al-Li sono una delle possibili risposte a questa esigenza; anzi si sono rivelate la via più immediata ed economica per raggiungere lo scopo, perché oltre alla riduzione del peso delle strutture consentono incrementi di rigidità delle stesse e, soprattutto, potendo sostituire direttamente le più tradizionali leghe di alluminio ad alta resistenza delle serie 2xxx e 7xxx, consentono la sostituzione di componenti strutturali senza la riprogettazione degli stessi. Tale possibilità ha portato, negli anni '80, ad una sopravvalutazione di questa classe di leghe fino ad immaginare una completa sostituzione delle leghe di alluminio tradizionali. Ciò non si è mai verificato, sia a causa del costo delle leghe Al-Li che è circa il doppio di quelle tradizionali, sia a causa del comportamento difficilmente "interpretabile" di questi materiali, almeno sulla scorta delle conoscenze metallurgiche delle leghe convenzionali.

Le leghe Al-Li devono oggi fronteggiare la concorrenza dei compositi che offrono spesso caratteristiche confrontabili, se non addirittura superiori, per quanto riguarda la loro resistenza e rigidità a temperature superiori a 100°C. I compositi, però, sono in generale ancora più costosi e, soprattutto, richiedono processi specializzati per la loro produzione e messa in opera, mentre le leghe Al-Li si avvalgono delle stesse tecnologie in uso per le leghe di Al delle serie 2xxx e 7xxx. Ciò è stato, probabilmente, il fattore chiave del

successo commerciale delle leghe Al-Li nelle applicazioni aerospaziali. Lo stesso fattore ha fatto sì che questi materiali stiano avendo un crescente successo in settori specializzati come quello sportivo. Ricapitolando, il successo delle leghe Al-Li è dovuto a tre fattori. Per quanto riguarda i primi due, bassa densità ed elevata rigidità, si può dire che per aggiunte di litio (la cui densità è 534 kg/m^3) fino al 4%, ogni punto percentuale di elemento aggiunto abbassa la densità di circa il 3% ed alza il modulo di Young di circa il 6%. Il terzo fattore di successo è dato dalla possibilità di usare gli stessi processi di fabbricazione delle leghe tradizionali 2xxx e 7xxx. A parte il costo, i fattori limitativi per questi materiali sono stati la competizione con i materiali compositi ed un comportamento meccanico, nel campo della tolleranza al danno, spesso di difficile interpretazione alla luce di consolidate procedure in campo aerospaziale. Attualmente le leghe Al-Li rappresentano un prodotto tecnologicamente maturo e consolidato che ha stabilmente occupato alcune fasce di mercato. Sono comunque in corso di sviluppo e/o di ottimizzazione nuove leghe (per esempio la 2096 e la 2097) che sono pensate per applicazioni molto specifiche, a differenza della maggior parte di quelle in commercio (per esempio la 2090 e la 8090) che sono state concepite per ampi ventagli applicativi, in quanto offrono genericamente elevate caratteristiche meccaniche accompagnate da basse densità e maggiore rigidità. Altre possibilità di sviluppo per il futuro derivano dalle leghe Al-Li saldabili inaugurate con la 2095 (Weldalite 049) che permettono la realizzazione di giunti saldati con caratteristiche meccaniche migliori rispetto alle classiche serie 2xxx e 7xxx.

1.10.1 Composizione, trattamenti termici, microstruttura e resistenza delle leghe Al-Li commerciali (AA 2198 T3)

Come detto, per eliminare i problemi di fragilità è stato necessario introdurre nuovi elementi i quali giocano un ruolo, da un lato nel rendere lo scorrimento plastico disperso (per esempio portando alla formazione di precipitati incoerenti), dall'altro nel migliorare talune proprietà applicative. Ad esempio, il Cu conferisce incrementi di resistenza attraverso la formazione del precipitato T_1' - Al_2CuLi , lo Zr inibisce la ricristallizzazione e la crescita del grano del materiale durante la lavorazione plastica a caldo o durante le ricotture. In Tabella 1.4 è riportata una sintesi approssimativa degli effetti degli alliganti.

ELEMENTO	EFFETTO
Li	<ul style="list-style-type: none"> • diminuisce la densità • aumenta il modulo elastico • forma precipitati indurenti δ' • esalta le tessiture • favorisce anisotropia • aumenta resistenza a fatica • favorisce lo scorrimento planare e la fragilità
Cu	<ul style="list-style-type: none"> • conferisce resistenza formando precipitati indurenti semicoerenti o incoerenti tipo T_1'-Al_2CuLi o θ'-(Al_2Cu)
Mg	<ul style="list-style-type: none"> • forma precipitati indurenti tipo Al_2MgLi e S'-Al_2CuMg • esalta la tendenza all' invecchiamento naturale di leghe Al-Cu-Li
Ag	<ul style="list-style-type: none"> • esalta la tendenza all' invecchiamento naturale di leghe Al-Cu-Li
Zr	<ul style="list-style-type: none"> • dispersoide dello scorrimento tramite la formazione del precipitato β' (Al_3Zr) • ritarda la ricristallizzazione e la crescita del grano
Cr	<ul style="list-style-type: none"> • dispersoide • rallenta crescita del grano
Mn	<ul style="list-style-type: none"> • dispersoide • rallenta crescita del grano
Si	<ul style="list-style-type: none"> • forma inclusioni che abbassano la tenacità
Fe	<ul style="list-style-type: none"> • forma inclusioni che abbassano la tenacità

Tabella 1.4 – Effetto di elementi alliganti nelle leghe Al-Li

Tuttavia possono insorgere effetti sinergici quando alcuni di questi elementi sono simultaneamente presenti. In Tabella 1.5 sono sintetizzate le prescrizioni che derivano dalla

Micromeccanica dei Materiali e che devono essere applicate alle leghe Al-Li per determinarne composizione e trattamento termo-meccanico ottimale in funzione delle desiderate proprietà meccaniche. Come si può notare, alcune caratteristiche sono antitetiche e si fondano, quindi, su meccanismi e microstrutture specifiche in contrasto fra loro. Ad esempio, un'elevata resistenza alla nucleazione di cricche di fatica si raggiunge impedendo lo scorrimento planare e la localizzazione della deformazione, il che si ottiene eliminando le particelle δ' dalla microstruttura e favorendo la formazione di strutture a grano fine. Una lega con tale microstruttura non avrà, tuttavia, la migliore resistenza alla propagazione di cricche di fatica che richiede, invece, scorrimento planare per avere forti livelli di chiusura di cricca e grano grosso per ottenere un percorso di cricca molto tortuoso: sarebbe necessario, a tale scopo, introdurre particelle δ' e grani grossi e allungati.

PROPRIETÀ	MICROSTRUTTURA	FUNZIONE
resistenza meccanica	dispersione uniforme di piccoli (50-100 nm) precipitati semicoerenti in frazione in volume grande; grano fine; massimizzare il contenuto di soluto	inibire il moto delle dislocazioni con precipitati molto fini, ma non più attraversabili dalle dislocazioni
tenacità	eliminare le inclusioni dovute alle impurezze (Fe, Si) e portare in soluzione costituenti di equilibrio sotto forma di particelle grandi (δ , Al_3Li_3Cu , ecc.); evitare la presenza esclusiva di particelle attraversabili dalle dislocazioni come δ' ; introdurre elementi che formino dispersoidi che rendono omogeneo lo scorrimento	promuovere la deformazione plastica omogenea e l'incrudimento, inibendo la nucleazione e la crescita di microvuoti che portano alla frattura
resistenza all'innesco di cricche di fatica	eliminare le particelle attraversabili dalle dislocazioni come δ' , mantenere il grano fine, evitare inclusioni o particelle grossolane	impedire la localizzazione della deformazione e le conseguenti concentrazioni di tensione sui bordi di grano, seconde fasi e superfici libere; evitare la formazione di gradini di scorrimento sulle superfici libere
resistenza alla propagazione di cricche di fatica	promuovere la precipitazione di particelle coerenti attraversabili dalle dislocazioni come δ' , produrre grani di grandi dimensioni o molto allungati	esaltare la propagazione delle cricche lungo piani cristallografici, la ramificazione e il percorso a zig-zag, favorire i fenomeni di chiusura delle cricche

Tabella 1.5 Criteri di ottimizzazione della microstruttura secondo la Micromeccanica dei Materiali.

Da quanto sopra riportato si può comprendere la composizione delle leghe Al-Li commerciali. In Tabella 1.6 è riportato un riassunto della composizione chimica delle principali leghe. Una menzione particolare merita lo Zr, utilizzato come Cr e Mn per

formare piccoli precipitati incoerenti capaci di contrastare la localizzazione dello scorrimento plastico. Come si vede nella Tabella 1.6, lo Zr è presente in tutte le leghe anche perché è estremamente efficace nell'inibire la ricristallizzazione e la crescita del grano. In effetti, a differenza di molte leghe di alluminio delle serie 2xxx e 7xxx, le leghe Al-Li sono caratterizzate da grano equiassico fine soltanto nei semilavorati molto sottili come le lamiere, nelle quali la deformazione impressa durante la laminazione interessa tutto lo spessore ed è forte abbastanza da dare luogo a ricristallizzazione dinamica o a ricristallizzazione durante la successiva solubilizzazione. In prodotti più spessi, come ad esempio le piastre, la ricristallizzazione o non avviene o avviene solo parzialmente nella regione superficiale.

ELEMENTO	Li	Cu	Mg	Ag	Zr	Cr	Mn	Si	Fe	Altri	Al
2020	1,1	-	-	-	-	-	0,5	0,2	0,2	Cd=0,2	bal.
Leghe abbandonate											
Leghe con attuale successo commerciale											
2090	2,3	2,7	0,25	-	0,11	0,05	0,05	0,1	0,12	-	bal.
2091	2	2,2	1,5	-	0,08	0,1	0,1	0,2	0,3	-	bal.
8090	2,5	1,3	1	-	0,08	0,1	0,1	0,2	0,3	-	bal.
2095	1,3	5,4	0,4	0,4	0,14	-	-	0,03	0,04	-	bal.
2195	1,3	4,7	0,4	0,4	0,14	-	-	0,03	0,04	-	bal.
01420	2,1	-	5	-	0,10	-	-	0,15	0,06	Sc=0,1-	bal.
Leghe con prospettive di successo commerciale											
2096	1,1	2,7	0,6	0,4	0,08	-	0,25	0,12	0,15	-	bal.
2097	1,5	2,8	0,35	-	0,12	-	0,35	0,12	0,15	-	bal.
2197	1,5	2,8	0,25	-	0,11	-	0,25	0,10	0,10	-	bal.
AF/C458	1,8	2,6	0,3	-	0,09	-	0,25	0,03	0,03	-	bal.
AF/C489	2,1	2,7	0,3	-	0,05	-	0,35	0,03	0,03	-	bal.

Tabella 1.6 Composizione chimica percentuale in peso delle principali leghe commerciali Al-Li

Il risultato è la presenza, parziale in superficie e totale al cuore, di grani cosiddetti “a *pancake*”, cioè cristalli dallo spessore dell'ordine della decina di micrometri, larghezza dell'ordine del centinaio di micrometri e lunghezza (parallelamente alla direzione di laminazione) fino ad alcuni millimetri. Al loro interno questi grani sono suddivisi in

subgrani più o meno equiassici di diametro dell'ordine di 10 μm . Si realizza così nelle leghe Al-Li una pronunciata tessitura morfologica dei cristalli alla quale si accompagna un'altrettanto forte tessitura cristallografica, inusuale nelle leghe di alluminio più classiche. Queste tessiture cristallografiche impartiscono una sensibile anisotropia alle caratteristiche meccaniche dei prodotti, il che non si riscontra in grado così spinto nelle leghe di alluminio classiche. La conseguenza più importante di questo aspetto peculiare delle leghe Al-Li si verifica sulla cinetica di propagazione delle cricche di fatica che risulta indebolita.

Di fondamentale importanza è anche il trattamento termico che, ovviamente, cerca di sfruttare il fenomeno del rafforzamento per precipitazione. In generale si cerca di non produrre microstrutture sottoinvecchiate, per evitare la combinazione avversa di particelle δ' e PFZ, a meno di non essere in presenza di composizioni ricche in Cu (abbondante precipitazione di T1'-Al₂CuLi) o in Cu e Mg (abbondante precipitazione di S'-Al₂CuMg). In particolare, per evitare la formazione di PFZ e di dannosi precipitati di equilibrio a bordo grano si è dimostrata efficace l'introduzione di una leggera deformazione plastica (dell'ordine del 2-6%) dopo la tempra che segue la solubilizzazione. La deformazione introduce all'interno dei grani un certo numero di dislocazioni che funzionano da siti di nucleazione per i precipitati durante il successivo invecchiamento (naturale o artificiale che sia). Si verifica una precipitazione transgranulare uniforme evitando, quindi, la dannosa precipitazione preferenziale a bordo grano che porta a pronunciate PFZ. Ciò spiega il fatto che le leghe Al-Li siano comunemente applicate nello stato T8 (e non T6) laddove occorra massimizzare la resistenza meccanica, mentre sono applicate nello stato T3 (e non T4) se interessa soprattutto la tolleranza al danno. In Tabella 1.7 sono riportati alcuni dati di letteratura sulla microstruttura di alcune delle più diffuse leghe Al-Li.

LEGA	TRATTAMENTO	L [mm]	T [μm]	S [μm]	PRECIPITATI
2090	T8	3	500	50	$\delta', T_1', \theta', \beta'$
2091	T3	1	600	50	δ', β'
2091	T8	1	600	50	δ', β', T_1'
8090	T3	2	350	40	δ', β'
8090	T8	2	350	40	δ', β', S'
2195	T3	2	500	10	δ', β', θ'
2195	T8	2	500	10	T_1', β'

Tabella 1.7 Dati microstrutturali tipici di leghe Al-Li. (L, T e S designano le dimensioni dei cristalli, rispettivamente, nelle direzioni di laminazione, trasverso lungo e trasverso corto).

In Tabella 1.8 vi sono dati tipici di caratteristiche meccaniche statiche a trazione.

LEGA	TRATTAMENTO	MODULO DI YOUNG [GPa]	$R_{0,2}$ [MPa]	R [MPa]	A%
2091 (L)	T351	75	370	450	10
2091 (L)	T8	75	425	480	8
2090 (L)	T83	77	520	550	6
2090 (LT)	T83	76	500	510	5
8090 (L)	T851	79	440	515	6
8090 (LT)	T851	81	455	500	7
2195 (L)	T851	81	575	605	8
2195 (LT)	T851	79	565	580	10
01420 (L)	T6	76	315	490	-
01420 (LT)	T6	76	320	500	11

Tabella 1.8 Dati tipici di caratteristiche tensili di alcune delle più diffuse leghe Al-Li.

Quest'ultima dimostra come le leghe Al-Li siano comparabili in termini di resistenza alle più spinte leghe delle serie 2xxx e 7xxx e dimostra, altresì, la presenza di una sensibile anisotropia.

Secondo Capitolo

Tecnologia di saldatura *Friction Stir Welding* - FSW

2.1 *Friction Stir Welding*

Le saldature delle leghe di Al realizzate con metodi convenzionali possono presentare diversi problemi metallurgici e/o meccanici: porosità, inclusioni di particelle dure, non omogeneità della composizione chimica, micro e macrosegregazioni, indurimento dovuto a concentrazione delle tensioni, localizzata perdita di resistenza alla corrosione, etc.

La *Friction Stir Welding* (FSW, TWI 1991), letteralmente in italiano “saldatura per attrito e agitazione”, è una tecnologia di saldatura allo stato solido che permette di superare le suddette difficoltà e gli inconvenienti da esse causati. Poiché il processo di saldatura avviene allo stato solido, non c'è rischio di avere indesiderate trasformazioni di fase che potrebbero causare alterazioni strutturali. Il rimescolamento provoca la ricristallizzazione dinamica del materiale che costituisce il giunto. Il risultato è una struttura uniforme ed a grano fine. Il materiale viene portato allo stato plastico grazie al calore sviluppato dal movimento reciproco dei pezzi da saldare e dell'utensile. Quest'ultimo è, quindi, l'elemento fondamentale per la messa a punto del processo: deve essere in grado di plasticizzare il materiale mantenendo inalterate le proprie caratteristiche. Le dimensioni ed il materiale con cui realizzare l'utensile dipendono rispettivamente dallo spessore e dal materiale che si deve saldare.

Tipicamente, l'utensile per la saldatura FSW è costituito da una parte cilindrica detta spalla (*shoulder*), che genera l'attrito ed impedisce al materiale plasticizzato di fuoriuscire dalla

zona del giunto, e da una punta (*pin*), che provoca il mescolamento del materiale in prossimità dell'asse del giunto.

Nella FSW l'utensile, posto in rotazione dal mandrino della macchina, viene affondato tra i lembi delle lamiere da giuntare; si attende, poi, qualche secondo per favorire il riscaldamento del materiale ed il conseguente decadimento delle sue caratteristiche meccaniche. L'utensile viene, quindi, fatto avanzare lungo la linea di saldatura fino al completamento del giunto. Il processo si conclude con l'estrazione dell' utensile. A causa delle notevoli forze che si sviluppano durante la saldatura è necessario fissare molto rigidamente i pezzi da unire ed utilizzare piastre di sostegno per contenere l'eventuale fuoriuscita del materiale plasticizzato. Uno schema del processo e dei parametri geometrici dell'utensile è mostrato nella seguente figura 2.1.

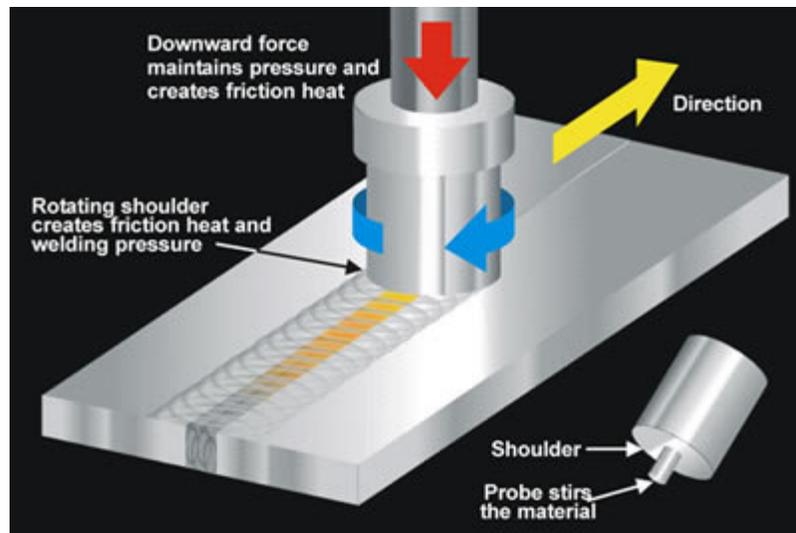


Figura 2.1 Schema del processo FSW

Dalla descrizione del processo si rileva immediatamente che il flusso plastico del materiale generato dall'azione dell'utensile, ed in particolare dal *pin*, dà origine a giunti asimmetrici. In particolare, osservando una sezione trasversale del giunto, si distinguono

un “*advancing side*” (concordanza) ed un “*retreating side*” (discordanza): nel primo caso i vettori velocità periferica di rotazione e velocità di avanzamento dell’utensile sono concordi; nel *retreating side*, al contrario, i due vettori sono discordi.

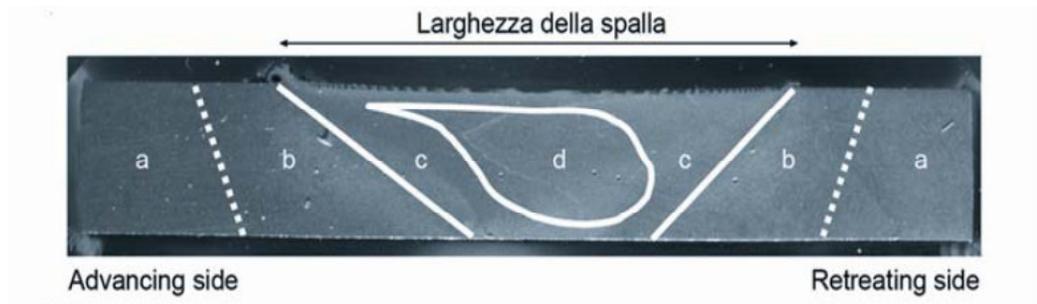


Figura 2.2 Macrostruttura di una sezione trasversale di un giunto FSW.

All’interno di un giunto FSW (Figura 2.2) si possono distinguere quattro zone:

- a) materiale base (MB): zona che subisce un debole ciclo termico, legato alla conduzione del calore che proviene dal centro del giunto, senza però mostrare alterazioni della microstruttura o delle proprietà meccaniche;
- b) zona termicamente alterata (ZTA): parte nella quale il ciclo termico di saldatura ha causato alterazione della microstruttura e delle proprietà meccaniche del materiale;
- c) zona termo-meccanicamente alterata (ZTMA): area in cui il materiale ha subito sia deformazione plastica sia riscaldamento;
- d) *nugget* (N): zona prossima alla linea di saldatura.

Il moto relativo, dovuto alla rotazione dell’utensile, tra utensile e pezzo causa, per attrito, la generazione di calore: si ottiene così un gradiente di temperatura con il massimo in

prossimità dell'interfaccia tra lo spillo e le piastre da saldare, ma non si raggiunge in alcun punto la temperatura di fusione della lega. Il calore generato e l'elevata temperatura causano una diminuzione della tensione di snervamento del metallo che può così facilmente essere saldato. Dal momento che non si raggiunge la temperatura di fusione, non si ha variazione di volume durante la solidificazione e questo comporta bassi valori delle tensioni residue post raffreddamento.

La massima temperatura raggiunta, ovviamente in corrispondenza della parte centrale del cordone di saldatura, è funzione del rapporto tra la velocità di rotazione e la velocità di avanzamento dell'utensile: in generale, al crescere di tale rapporto, il valore della massima temperatura cresce. È importante osservare che se tale rapporto cresce per la diminuzione della velocità di avanzamento il tempo durante il quale una porzione di materiale è a contatto con l'utensile aumenta e, conseguentemente, aumenta il tempo durante il quale una parte del pezzo si trova alla massima temperatura. Quindi più "lenta" sarà la saldatura, maggiore sarà il tempo di esposizione ad una certa temperatura, per un dato valore della temperatura massima.

Il meccanismo di formazione della saldatura tramite FSW può essere assimilato ad una estrusione e forgiatura delle piastre da saldare. La maggior parte della deformazione viene causata dall'azione di taglio che l'utensile esercita sui pezzi: per effetto della rotazione, il metallo che si trova a contatto con la spina viene trasferito verso la zona strisciante, ossia il metallo viene estruso intorno al perno ed immediatamente forgiato dal passaggio della spalla. L'asse longitudinale dell'utensile sarà quindi l'asse di forgiatura, mentre la direzione di traslazione, ossia la direzione di saldatura, sarà l'asse di estrusione. Il materiale rimescolato è in genere trascinato molte volte attorno all'utensile prima di depositarsi.

Recentemente è stato dimostrato che, in funzione della forma dell'utensile, il materiale fluisce anche verticalmente, ossia dalla superficie superiore parte del metallo di partenza viene forzato verso il basso e, contemporaneamente, dalla parte inferiore una porzione di materiale fluisce verso l'alto.

La forgiatura e l'estrusione, insieme con la rotazione dell'utensile, sono responsabili della caratteristica microstruttura assunta dal metallo saldato tramite FSW.

2.2 Utensili

La FSW garantisce saldature di alta qualità a condizione che il procedimento e i suoi diversi parametri siano applicati e controllati correttamente. Un fattore chiave per assicurare saldature di qualità è l'utilizzo di un utensile appropriato.

Ad oggi sono state realizzate moltissime tipologie di utensili. Questi possono essere costituiti da un unico pezzo oppure possono essere composti da più parti separate.

Quelli costruiti in pezzo unico hanno come vantaggi un'ottima rigidità, un'uguale dilatazione a caldo degli elementi spalla e *pin* ed un costo ridotto, rispetto a quelli realizzati in più elementi. Per contro, presentano una lunghezza del *pin* non regolabile ed, in caso di rottura, devono essere interamente sostituiti. Per questi motivi, sono usati principalmente in produzioni in cui i materiali da saldare non presentino elevate caratteristiche meccaniche e lo spessore dei pezzi da giuntare sia costante. Gli utensili composti da più parti separate danno invece vantaggi quali la possibilità di scegliere materiali diversi con cui realizzare la spalla e il *pin*, la possibilità di regolare la lunghezza del *pin* con precisione centesimale, in base allo spessore dei pezzi che si devono saldare, e la possibilità, in caso di rottura o di eccessivo consumo, di sostituire solo uno dei due elementi. L'unico svantaggio di questa tipologia di utensili è il costo maggiore, che viene però ridotto dalla possibilità di utilizzare

lo stesso utensile per saldare pezzi di spessore diversi, regolando la lunghezza della parte di *pin* che fuoriesce dalla spalla. Per questi motivi, sono usati principalmente in produzioni in cui i materiali da saldare presentano elevate caratteristiche meccaniche e lo spessore dei pezzi da giuntare non è sempre lo stesso.

L'utensile è, quindi, il cuore del processo FSW e deve provvedere fondamentalmente a:

- riscaldare e ammorbidire il materiale
- disperdere eventuali film di ossido sul giunto
- portare il materiale dalla parte anteriore a quella posteriore del *pin*
- mescolare il materiale dall'alto verso il basso
- consolidare il materiale plasticizzato per ottenere un giunto in fase solida

Per fare ciò, il materiale di cui è composto l'utensile dovrà essere caratterizzato da:

- buone proprietà meccaniche a temperature elevate in modo da impedire la deformazione plastica dell'utensile durante la realizzazione della giunzione
- resistenza all'abrasione a temperatura elevata per evitare un consumo eccessivo dell'utensile ed un conseguente inquinamento del giunto
- resistenza a *creep*
- resistenza a frattura a temperatura ambiente e a temperature elevate
- possibilità di essere lavorato in forme complesse
- inerte nei confronti del materiale da saldare
- stabilità termica
- buona coppia di attrito
- adeguata conducibilità termica
- stabilità alle alte temperature per evitare la formazione di ossidi

- bassa conduttività termica per poter confinare nella zona di saldatura la maggior parte del calore sviluppato. Un'eccessiva dispersione di calore può comportare la realizzazione di giunti freddi, nei quali il materiale viene portato ad una temperatura insufficiente a garantire un efficace mescolamento dei lembi; di conseguenza il giunto risulta di scarsa qualità. Un altro rischio legato ad un'eccessiva asportazione di calore dalla zona di giunzione è quello di forzare l'utensile ad avanzare in un materiale relativamente freddo e quindi molto resistente: il *pin*, avendo generalmente diametro piuttosto limitato, risulta fortemente sollecitato e si può rompere.

Le caratteristiche sopraccitate implicano la scelta di materiali, quali acciai convenzionali temprati o acciai inossidabili incruditi, nel caso si vogliano saldare leghe leggere aventi basse caratteristiche meccaniche.

Per giuntare pezzi realizzati in leghe leggere ad elevata resistenza o materiali compositi a matrice metallica è necessario utilizzare materiali sinterizzati ricchi di Cr, Mo, V, Ni e Ti che conferiscono un'ottima resistenza all'ossidazione a caldo e che, con opportuni trattamenti termici, danno origine alla formazione di carburi che donano al materiale caratteristiche meccaniche.

2.3 Geometrie

Il progresso nello sviluppo degli utensili per FSW ha portato all'ideazione di geometrie e a variazioni di processo, atte a migliorare le *performance* della saldatura per attrito. Ovviamente, tali innovazioni sono frutto della ricerca, soprattutto del TWI, che ha studiato i parametri che meglio si adattano a materiali e spessori di interesse. Risulta, pertanto,

fondamentale la scelta della geometria dell'utensile utilizzato, in quanto possono generarsi difetti di flusso nelle saldature denominati *swirl*. Ad esempio, per una saldatura di giunti testa a testa utilizzare un utensile conico, piuttosto che cilindrico, permette di ottenere un più efficace rimescolamento del materiale, in quanto il *pin* conico determina un incremento della componente verticale del flusso plastico e questo fa sì che il flusso di materiale sia privo di difetti di *swirl*. A tal fine, l'utensile ed, in particolare, il *pin* vengono progettati in modo da massimizzare la spinta verticale ed ottenere giunti di qualità.

Per quanto riguarda la forma dell'utensile, devono essere opportunamente dimensionati:

- il diametro della spalla;
- la lunghezza ed il diametro della punta.

La spalla svolge due funzioni molto importanti: genera il calore necessario per plasticizzare il materiale da saldare ed impedisce al materiale plasticizzato di fuoriuscire dalla zona del giunto. Il diametro della spalla deve essere abbastanza grande da garantire lo sviluppo di una sufficiente quantità di calore, ma non troppo elevato per non surriscaldare i lembi e rischiare di portare localmente a fusione il materiale.

La punta, muovendosi tra i lembi da unire, contribuisce al riscaldamento della zona di saldatura ed effettua il mescolamento del materiale plasticizzato. Al fine di evitare la fuoriuscita dell'utensile dalla superficie inferiore del giunto, la lunghezza del *pin* deve essere inferiore, anche se di poco (circa 0,1-0,2 mm), rispetto allo spessore dei pezzi da saldare.

Il diametro della punta è proporzionale allo spessore dei pezzi da unire. Nel caso di spessori limitati (fino a 8-10 mm), il diametro del *pin* è uguale alla sua lunghezza, cioè il rapporto

diametro/lunghezza è pari ad uno. All'aumentare dello spessore dei pezzi, tale rapporto diminuisce.

I tentativi effettuati per ottenere giunzioni di qualità sempre superiori hanno portato alla ideazione di utensili aventi punte di geometrie diverse.

Un importante passo avanti è stato fatto quando sono stati inventati i *pin* a profilo variabile.

Due tipologie, brevettate dal TWI, sono la *Wohrl*TM (Fig. 2.5) e la *Triflute*TM (Fig. 2.6).

Entrambe sono utilizzate per saldare spessori elevati: in particolare, con le punte *Triflute*TM è possibile saldare in un'unica passata pezzi di alluminio spessi fino a 50 mm, mentre con i *Wohrl*TM si può arrivare anche fino a 75 mm.

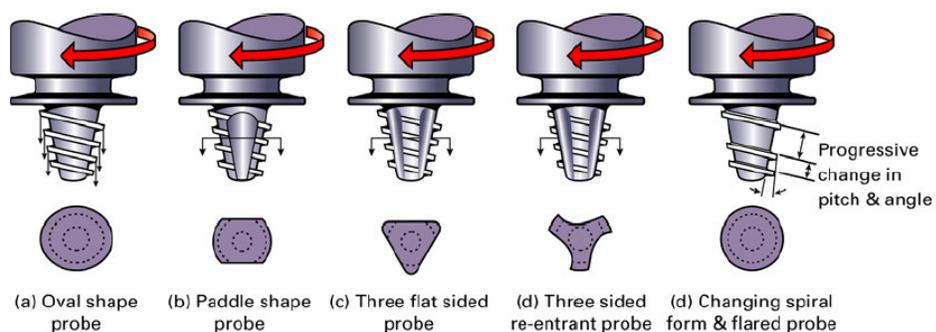


Figura 2.5 Varianti del *pin* WhorlTM

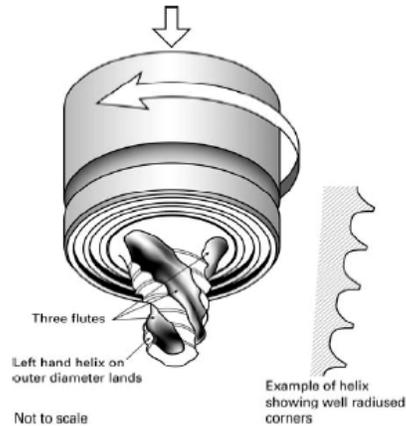


Figura 2.6 *Pin MX-Triflute™*

Per gli utensili in figura il *probe* è profilato a forma di tronco di cono, in modo da spostare una minore quantità di materiale rispetto ad un tradizionale *tool* cilindrico dello stesso diametro. In particolare, il *Whorl™* riduce il volume di materiale spostato del 60%, mentre l'*MX Triflute™* (Fig. 2.6) del 70%. Sebbene l'estremità del *probe* abbia un diametro minimo assegnato, il tronco profilato richiede uno sforzo minore per attraversare il materiale plasticizzato rispetto al *tool* cilindrico. Inoltre, bisogna notare che tutte le caratteristiche del *tool*, in particolare la variazione di sezione tra *shoulder* e *probe*, consentono di limitare le zone di concentrazione di stress, riducendo al minimo i pericoli di rottura dell'utensile. Per entrambi gli utensili, l'uso combinato di creste elicoidali e caratteristiche rientranti rende questi tipi di *probe* in grado di penetrare più facilmente nel materiale plasticizzato. In aggiunta, l'inclinazione della continua spirale di creste può essere progettata e realizzata per adattarsi al meglio al materiale da saldare; è da notare che tali *probe* sono pensati come delle vere e proprie trivelle in grado di penetrare efficacemente il materiale da saldare. La presenza di scanalature longitudinali, infine, si giustifica notando che con le suddette aumenta la superficie di

interfaccia tra *probe* e materiale elasticizzato, con un conseguente aumento dell'apporto di calore da parte del *pin*.

Nel caso di *lap-joint* risulta necessario che la zona saldata sia più ampia rispetto a quella convenzionale. A tal proposito sono stati sviluppati i *pin Flared-Triflute™* (Fig 2.7) che garantiscono una *nugget zone* più ampia.

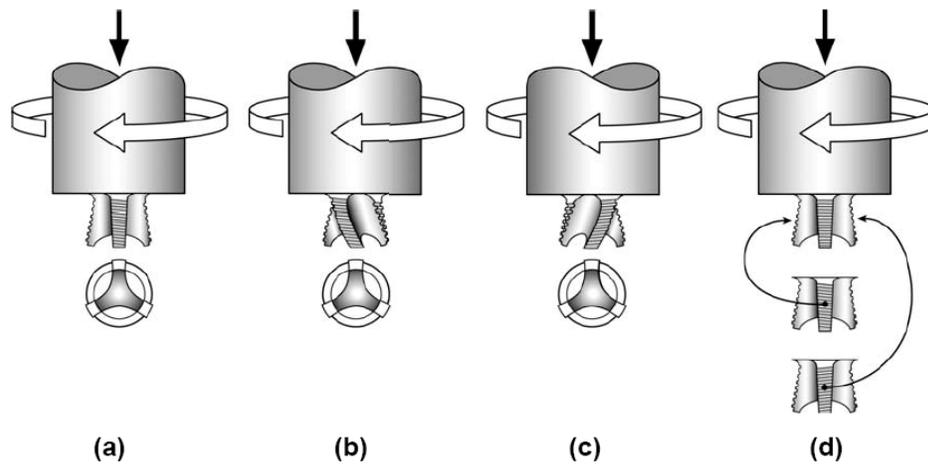


Figura 2.7 Varianti del *pin Flared-Triflute™*

Si è notato, inoltre, che una variazione periodica dell'angolo dell'asse dell'intero utensile produce effetti migliorativi sulla qualità del giunto. In tale ottica è stato sviluppato un processo denominato *Skew-Stir™*, illustrato di seguito nella Fig. 2.8.

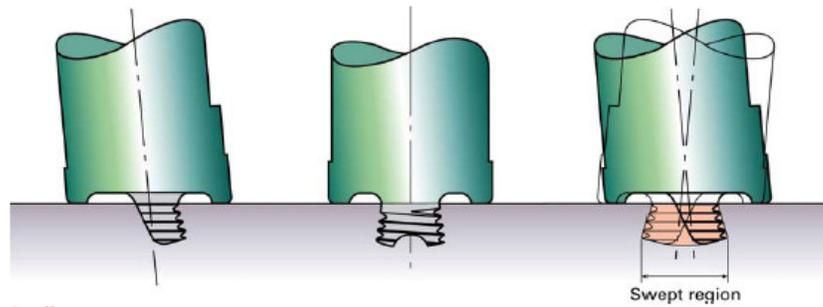


Figura 2.8 Processo *Skew-Stir*TM

Processi innovativi sono, inoltre, il *Re-Stir*TM (Fig. 2.9), che prevede una inversione periodica del senso di rotazione dell'utensile lungo la linea di saldatura; la tecnica *double side stir* (Fig. 2.10), che prevede la saldatura in contemporanea, con gli utensili posti sulle facce opposte dei giunti, con rotazioni opposte; il *Twin-Stir*TM (Fig. 2.11), nel quale sono accoppiati due utensili operanti sulla medesima saldatura. Di seguito le illustrazioni dei processi elencati.

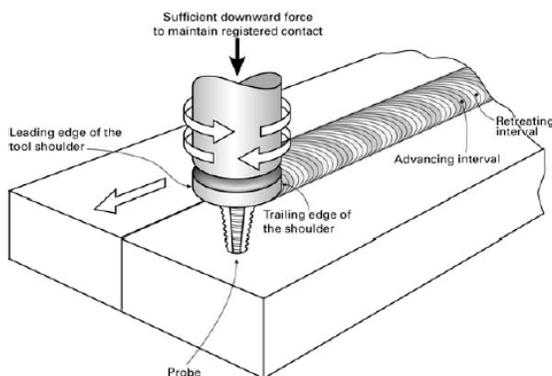


Figura 2.9 Processo *Re-Stir*TM

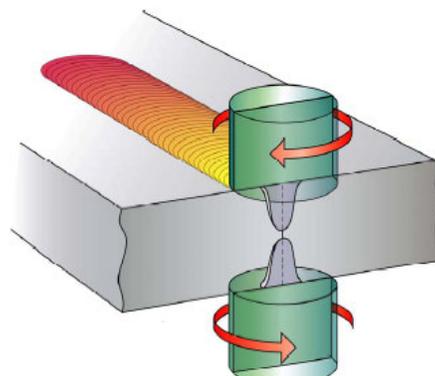


Figura 2.10 - *Double side stir*

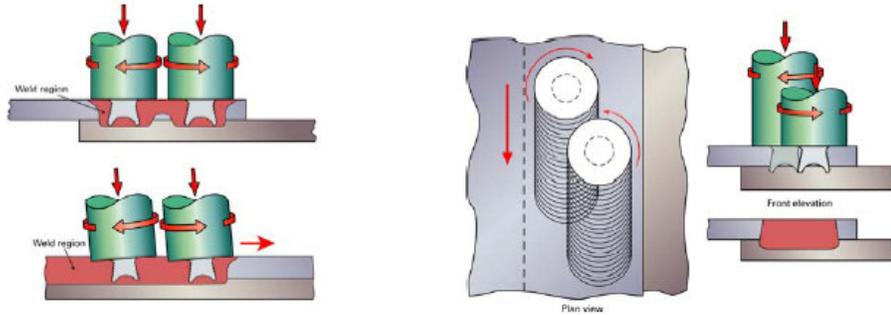


Figura 2.11 - Varianti del processo *Twin-Stir*TM

Differenti geometrie sono previste anche per lo *shoulder*, al fine non solo di migliorare l'accoppiamento tra spalla e *work-piece*, ma anche di evitare la fuoriuscita di materiale rammollito dalla zona di saldatura mediante celle e scanalature progettate *ad hoc*. Di seguito (Fig. 2.12) alcuni esempi.

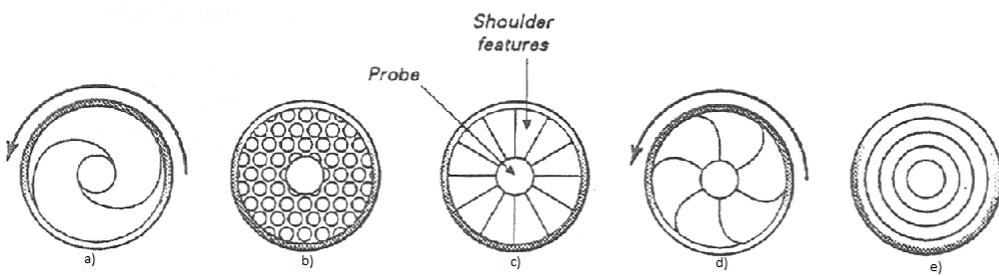
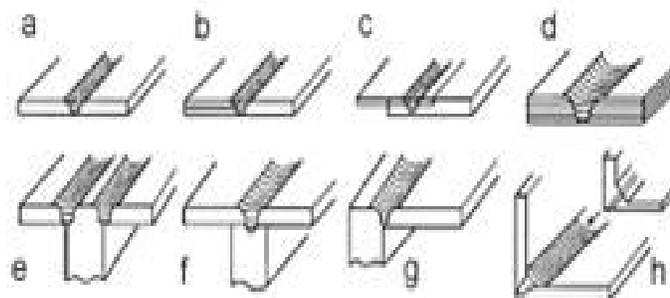


Figura 2.12 – Geometrie dello *shoulder*: a), d) a spirale; b) con piccole cavità circolari od esagonali; c) con intagli radiali; e) a cerchi concentrici.

2.4 Tipi di giunzioni

Le geometrie saldabili mediante metodologia FSW sono innumerevoli. Si passa dalla classica *butt-joint* alla saldatura per trasparenza, su pezzi piani o curvi e, grazie all'introduzione della robotica, i tracciati di saldatura possono essere anche particolarmente complessi. Di seguito (Fig. 2.13) sono riportate solo alcune delle configurazioni classiche saldabili mediante *Friction Stir Welding*.



a	Square butt	e	3 piece T butt
b	Combined butt and lap	f	2 piece T butt
c	Single lap	g	Edge butt
d	Multiple lap	h	Possible corner fillet weld

Fig. 2.13 Tipologie di giunzioni ottenibili con la saldatura FSW (fonte: The Welding Institute, 2000)

2.5 Materiali saldabili

Allo stato attuale la ricerca di materiali saldabili mediante processo FSW continua ad essere portata avanti e, di volta in volta, vengono testati nuovi materiali. Il TWI (The Welding Institute) riporta una lista di materiali saldati con successo:

- Leghe di alluminio dalla 1xxx alla 8xxx con piccoli spessori, anche inferiori ad 1mm, fino a 50mm.
- Estrusi di alluminio (leghe 6xxx, 7xxx).
- Pezzi di alluminio realizzati per fusione (Al-Si e Al-Mg); alte percentuali (20%) di Si e fusi MMC (*Metal Matrix Composite*) possono causare l'usura dell'utensile.
- Leghe di magnesio da 3mm a 13mm.
- Leghe di rame da 2mm a 50mm, rame puro fino a 15mm.
- Leghe di titanio (CP-Ti, Ti-6Al-4V, leghe β) saldate con successo fino a 5-6mm (in fase di studio).
- Acciai C-Mn. TWI ha dimostrato la possibilità di saldare spessori fino a 25mm, ma ci si sta focalizzando su spessori nel *range* di 5-10mm; il problema maggiore risulta l'eccessiva usura degli utensili per questi materiali.
- Acciai inossidabili. Si sono ottenuti buoni risultati per le tipologie 304L, 316L, 2205, A16XN, 3CR12 ed altre con spessori intorno ai 5-6mm (ancora in fase di studio); anche in questo caso il maggior problema risulta essere l'usura dell'utensile.
- Leghe a base di nickel; alcuni test hanno fornito risultati incoraggianti, ma sono attualmente in fase di studio iniziale.
- Zinco. Sono stati saldati piccoli spessori (0.8mm) di materiale puro (attualmente in fase di studio).

- Piombo. Fino ad oggi saldati con successo spessori fino a 3mm.

Oltre ai materiali appena elencati, è possibile saldare giunti dissimili in varie combinazioni.

2.6 Applicazioni

Seppur molto recente, il processo FSW si è subito prestato a numerose applicazioni commerciali, dall'ambito dell'industria automobilistica a quella aerospaziale. Di seguito (Tab. 2.1) riportiamo gli andamenti, aggiornati all'anno 2002, dello sviluppo delle applicazioni per FSW e dei nuovi brevetti rilasciati:

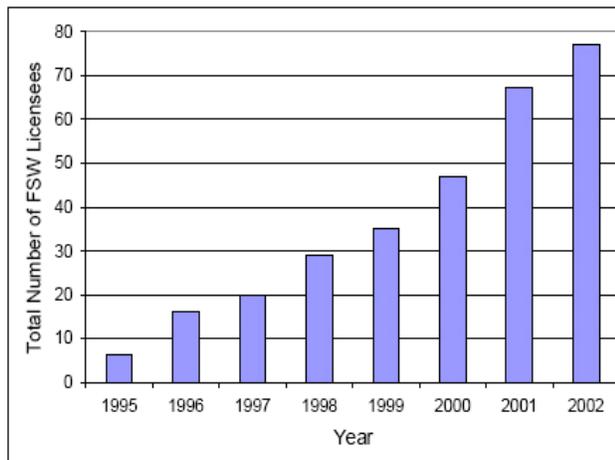
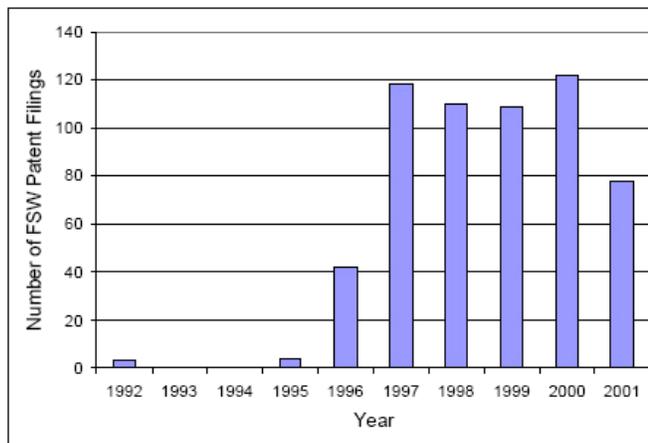


Tabella 2.1 Trend di crescita di applicativi e brevetti FSW

Il *trend* riportato si ripropone in crescita fino ai nostri giorni.

Per dare un'idea concreta delle applicazioni industriali del processo riportiamo alcuni esempi.

- Per l'industria automobilistica riportiamo l'esempio della vettura "Ford GT40" del 2005 (Fig. 2.14), il cui telaio presenta la giunzione tra la base ed il canalone che racchiude il gruppo cambio realizzata per FSW tra due leghe di alluminio dissimili (serie 5xxx e serie 6xxx).



Figura 2.14 FSW utilizzata sulla Ford GT40

Anche la Mazda ha previsto l'utilizzo di questa tecnica, per la saldatura delle porte posteriori e del tetto della RX-8, nella variante FSSW (*Friction Stir Spot Welding*, ovvero saldatura *friction* per punti). In questo caso i costi di saldatura sono stati ridotti del 90%, bypassando il problema del consumo elettrico della saldatura a resistenza per punti.

- Per quanto concerne l'industria aerospaziale possiamo riportare l'esempio del velivolo "Eclipse 500" (Fig. 2.15): un *business* da 6 posti realizzato con tecniche mirate all'abbattimento dei costi di fabbricazione, con una linea di produzione ispirata proprio all'industria Ford. Per questo velivolo sono stati previsti 136 m di giunzioni mediante FSW, con un enorme guadagno in termini di costi e tempi.

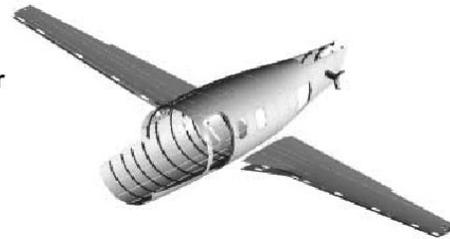


Figura 2.15 FSW utilizzata sull' Eclipse 500

I vantaggi rispetto alla rivettatura tradizionale sono riportati nella tabella seguente (Tab. 2.2):

**ECLIPSE
AVIATION**

- 136 m (5,354 in.) of weld per aircraft
- 263 total number of welds
- Replaces 7,378 rivets



Joining Method	Set-up Time (Minutes)	Joining Time (Minutes)	Total Time (8 hour shift)
FSW	300	267	1.2
Auto Rivet	550	1,186	3.6
Manual Rivet	2,700	5,336	16.7

Tabella 2.2 Comparazione dei processi di rivettatura e saldatura FSW

Nei programmi “Delta II” e “Delta IV” della NASA (Fig. 2.16), inoltre, i contenitori strutturali sono stati saldati interamente mediante FSW. I risultati, in questo caso, si sono concretizzati nel passaggio da 23 a 6 giorni di lavorazione ed in una riduzione dei costi pari al 60%. Va ricordato, poi, che la Lockheed Martin ha sviluppato l’impianto FSW più grande del mondo (Fig. 2.16) per saldare il contenitore esterno del carburante dello *Space Shuttle*.

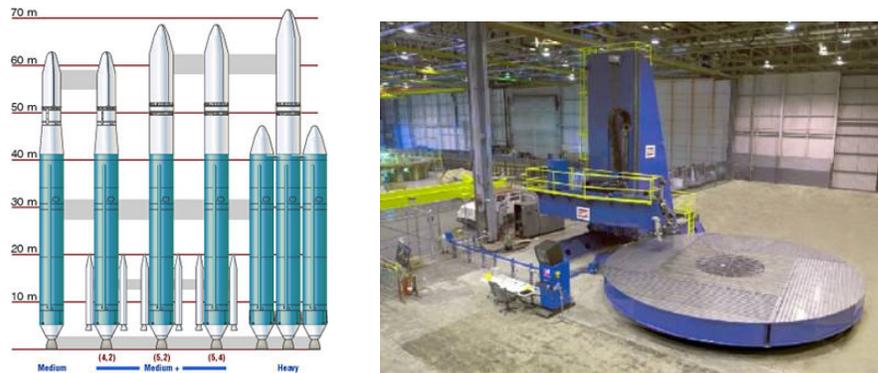


Figura 2.16 Famiglia Delta IV e impianto FSW della LM

- Anche nell'industria ferroviaria si è sviluppato l'utilizzo della FSW, in particolare nel progetto A-Train delle giapponesi Hitachi e Sumitomo Light Metals e nei pannelli di alluminio per l'AGV della europea Alstom (Fig. 2.17).



Figura. 2.17 – Hitachi A-Train e Alstom AGV

- Per quanto concerne le saldature in ambito militare, i giunti testa a testa FSW in lega AA2519 sono stati i primi a superare i test balistici e ad essere ammessi nella produzione dei veicoli militari dalle normative MIL. Una applicazione pratica è riscontrabile nella produzione dei rimorchi leggeri utilizzati da *U.S. Army* (Fig. 2.18), completamente privi di viti o rivetti.

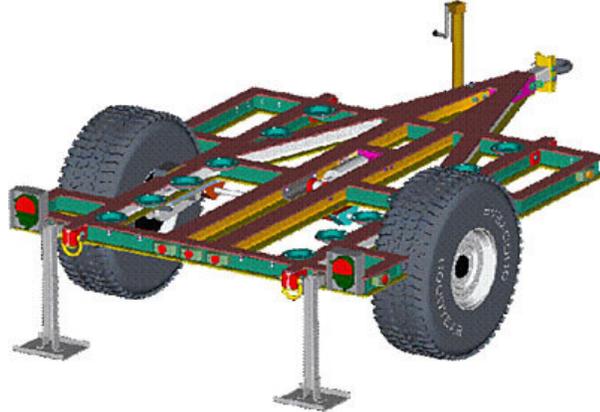


Figura 2.18 – FSW utilizzata in ambito militare per rimorchi leggeri

2.7 Difetti di saldatura

I difetti di saldatura sono delle interruzioni nella struttura fisica della giunzione che alterano il risultato finale desiderato, costituendo un pericolo in fase di utilizzazione.

I difetti possono essere classificati in tre ampie categorie: con riferimento al progetto, con riferimento al processo di saldatura e con riferimento a problematiche di natura metallurgica.

- La classe di difetti relativi al progetto include problematiche che coinvolgono dettagli di progetto o strutturali come, ad esempio, la scelta sbagliata del tipo di giunto di saldatura per una data applicazione o variazioni inaccettabili attraverso le sezioni della giunzione.
- I difetti relativi al processo includono:
 - taglio: un solco fuso nel metallo base adiacente alla base del giunto e non riempito di metallo base;
 - inclusione di scoria: una particella solida non metallica resta intrappolata nel metallo saldato o tra il metallo saldato e il metallo base;

- porosità: difetto a forma di cavità causato da gas intrappolato durante il processo di solidificazione;
 - sovrapposizione: la protrazione del metallo saldato oltre la testa, la faccia o la radice del giunto saldato;
 - difetto da rimozione del sostegno: danno provocato dalla rimozione del sostegno della base del giunto utilizzato per sopportare il metallo fuso;
 - cavità di restringimento: cavità provocata nel metallo saldato dal naturale ritiro durante la solidificazione;
 - inclusioni di ossido: particelle di ossido superficiale che non sono state fuse e che sono state intrappolate nel metallo saldato;
 - insufficienza di fusione (*LOF*): condizione caratterizzata da una fusione incompleta del metallo;
 - insufficienza di penetrazione (*LOP*): condizione nella quale la penetrazione della saldatura è inferiore alle specifiche;
 - crateri: aree di depressione alle estremità della saldatura o nel pozzetto di metallo fuso;
 - spruzzo: particelle di metallo fuso che vengono espulse durante il riscaldamento e che non entreranno a far parte della saldatura;
 - insufficienza di riempimento: una depressione sulla faccia della saldatura o sulla superficie di base nel metallo saldato, che si estende fin sotto la superficie dell'adiacente metallo base.
- I difetti di carattere metallurgico sono:

- incrinatura: difetto costituito da una frattura caratterizzata da un'apertura di forma appuntita, acuta, con un elevato rapporto lunghezza-larghezza;
- fessura: difetto simile ad una piccola incrinatura, caratterizzato dal solo scorrimento delle superfici di separazione della frattura;
- segregazione: la non uniforme distribuzione o concentrazione rispettivamente delle impurità o degli elementi leganti che emergono durante la solidificazione;
- strappo lamellare: un tipo di frattura che intercorre nel metallo base o nelle zone termicamente alterate, risultato di un'inadeguata duttilità lungo lo spessore del giunto.

Tra i difetti menzionati ne esistono alcuni che, per la loro frequenza nel verificarsi e per l'entità dell'alterazione causata nel giunto, possono considerarsi più rilevanti, come le porosità, le insufficienze di fusione e penetrazione e le cricche.

Le porosità, che si formano sulla superficie del cordone di saldatura o nelle zone ad esso adiacenti, hanno la caratteristica forma di una lacrima circolare o allungata; esse possono essere distribuite lungo tutta la giunzione ovvero localizzate in una piccola area ed, in particolare, possono trovarsi sulla base o sulla testa del giunto stesso. Questo tipo di difetto, come già accennato in precedenza, può essere causato da gas intrappolato nel metallo fuso, da non adeguate operazioni di pulizia durante la preparazione del giunto prima della saldatura, ma anche da umidità presente sul metallo base o sul metallo d'apporto, nel qual caso la formazione dei pori è generalmente da imputarsi alla presenza di idrogeno, ben poco solubile nel metallo. Le diverse tipologie di porosità (Fig. 2.19) possono essere individuate in base all'ammontare e alla distribuzione delle "bolle". Alcuni tipi sono i seguenti:

- porosità uniformemente distribuita (c): caratterizzata da bolle uniformemente distribuite lungo la saldatura;
- porosità a grappolo (a/d): caratterizzata da raggruppamenti di bolle intervallati da zone esenti da porosità;
- porosità lineare (b): caratterizzata da pori che assumono una distribuzione lineare. Questo tipo di porosità generalmente si individua alla base della saldatura ed è associata alla incompleta penetrazione del giunto;
- porosità allungata (e): rappresentata da rigonfiamenti di forma molto allungata inclinati lungo la direzione di saldatura. Questa si manifesta anche nella forma di spina di pesce;
- porosità a tarli (f): caratterizzata da vuoti, più precisamente, solchi di forma allungata.

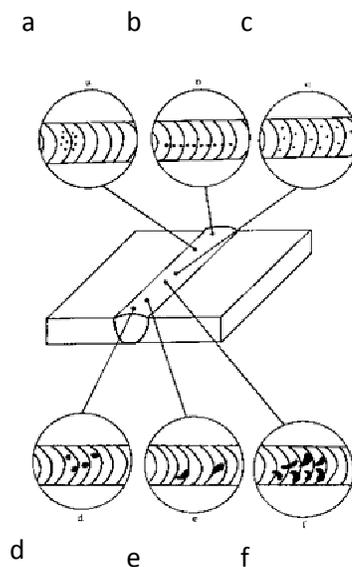


Figura 2.19 Esempi di porosità

Dal punto di vista elettrochimico è importante evitare la formazione dei pori o, quanto meno, individuare la loro posizione, in quanto questi possono costituire punti di innesco di corrosione. L'individuazione delle porosità viene effettuata tramite esame radiografico o ultrasonico.

Le insufficienze di fusione e penetrazione (fig. 2.20) sono, sostanzialmente, causate da inadeguate condizioni di saldatura come ad esempio, nel caso di saldatura TIG, la cattiva manipolazione dell'elettrodo.

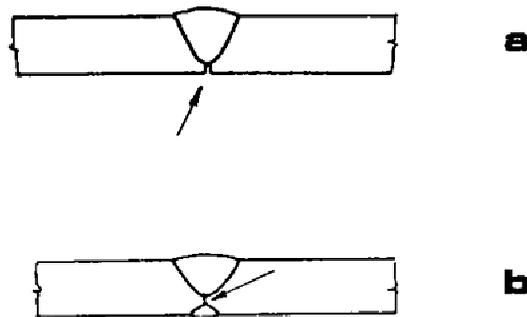


Figura 2.20 a) Mancanza di penetrazione al vertice, b) mancanza di penetrazione nel *core*.

Per fusione si intende il raggiungimento di un livello, in corrispondenza del quale i metalli base da giuntare e l'eventuale metallo d'apporto costituiscono un unico bagno. Per penetrazione, invece, si intende l'ottenimento di una profonda gola di metallo base e di possibile metallo d'apporto laddove prima vi erano i lembi da saldare.

È evidente che può esservi fusione, pur senza completa penetrazione e viceversa. L'insufficiente fusione di solito si localizza sul lato del cordone di saldatura, mentre l'insufficiente penetrazione sul fondo del giunto (nel caso di saldatura monolaterale).

Le cause dell'insufficiente fusione possono essere imputate all'alta velocità di saldatura, ad eccessive dimensioni dell'utensile, a scadente preparazione o sgrassatura dei giunti, ad un

elevato angolo di preparazione del giunto (cianfrinatura con angolo molto acuto), a manipolazioni errate degli utensili, etc.

Le cause dell'insufficiente penetrazione sono, invece, imputabili ad eccessive velocità di saldatura, a manipolazioni errate, ad un non completo attraversamento dell'utensile rotante lungo lo spessore, a superfici contaminate da ossidi, oli, sporcizia che impediscono la completa fusione del metallo sottostante.

Le cricche associate alla saldatura possono essere individuate nella saldatura stessa o nel metallo base; con tale termine si intende una limitata separazione del materiale con dilatazione o espansione prevalentemente bidimensionale.

Per quanto concerne condizioni e cause della formazione di cricche è possibile operare una suddivisione in:

- Cricche a caldo (Fig. 2.21): queste possono essere longitudinali o trasversali e si manifestano in tutta la zona alterata dal calore generato dalla saldatura; la loro formazione è un effetto dell'ampio intervallo di solidificazione e, quindi, del raffreddamento non uniforme causato dalla differente composizione locale della lega. Esiste, così, la possibilità di contemporanea esistenza di fase liquida e solida in presenza di forti tensioni dovute ai ritiri durante la solidificazione. Non a caso, se previsto dalla tecnica di saldatura, è opportuno utilizzare materiale d'apporto di composizione simile a quella del metallo base, ma di maggiore duttilità per limitarne la criccabilità. Questa categoria di difetti può essere ulteriormente suddivisa in:

- Cricche di solidificazione: queste si creano per lo più in superficie al centro del deposito di saldatura. La loro insorgenza è legata alle

sollecitazioni di trazione generate dall'impedimento opposto al ritiro da parte del deposito di saldatura già solidificato.

- Cricche di rifusione: si formano sulla superficie limite del deposito liquido di saldatura nella zona influenzata dal calore del metallo base oppure in un deposito di saldatura costituito da più strati di riporto; in entrambi i casi, queste zone possono rifondersi e portare alla formazione di cricche in seguito al ritiro dovuto al raffreddamento. Possono essere evitate adottando una bassa intensità di corrente, un maggiore angolo di apertura del cordone ed una minore velocità di saldatura.

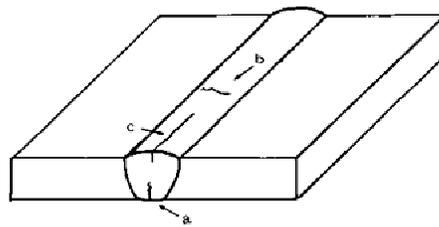


Figura 2.21 Cricche a caldo nella zona fusa: a) al vertice, b) trasversali, c) longitudinali.

- Cricche a freddo o da ritiro: questo tipo di fessura può manifestarsi su tutta la superficie alterata in seguito ad un ostacolo frapposto alla contrazione. Poiché le massime tensioni di ritiro sono presenti per lo più nella direzione longitudinale del cordone, le cricche da ritiro si verificano, in genere, trasversalmente al cordone nel metallo base. Componenti strutturali di limitata deformabilità o malleabilità o di bassa resistenza ne favoriscono la formazione.
- Cricche da infragilimento da idrogeno: è noto che la solubilità dell'idrogeno nel deposito di saldatura è dipendente dalla temperatura; nel deposito allo stato liquido

esiste un'elevata solubilità, mentre allo stato solido la solubilità è estremamente limitata. Nel deposito allo stato liquido, quindi, oltre a cavità e pori, possono essere presenti impurità non metalliche, ossia zone in cui si verifica un arricchimento di idrogeno. Ora, se il deposito di saldatura viene deformato plasticamente, su queste posizioni si formano nuove superfici dove l'idrogeno viene assorbito, dissociato e poi diffuso nel reticolo ampliato determinando un infragilimento. Per la formazione di microcricche sono necessari notevoli contenuti d'idrogeno ed alte velocità di raffreddamento.

- Cricche da indurimento: esiste il pericolo che, in seguito al calore addotto con la saldatura, si presenti un indurimento nella zona influenzata dal calore. Un riscaldamento del materiale prima della saldatura limita il gradiente di temperatura tra cordone di saldatura e metallo base ed un adeguato trattamento termico post-saldatura può ridurre valori critici di durezza rendendola più uniforme su tutta la superficie del giunto.
- Cricche ad intaglio: nelle saldature d'angolo si possono osservare cricche a forma d'intaglio, su posizioni ad elevata concentrazione di sollecitazioni nella zona influenzata dal calore, quando esistano grani grossi per lo più fragili ed intagli geometrici. Questo fenomeno è in relazione con l'invecchiamento della lega: dopo un dato periodo di tempo esso comporta un infragilimento con tendenza a rotture da trazione.
- Cricche lamellari: queste possono presentarsi nel caso di metalli fusi particolarmente spessi, in seguito a sollecitazioni d'esercizio in direzione dello spessore della lamina.

Ognuna delle cricche sopraccitate può formarsi trasversalmente, longitudinalmente, all'interno della zona fusa o nel materiale base (Fig. 2.22).

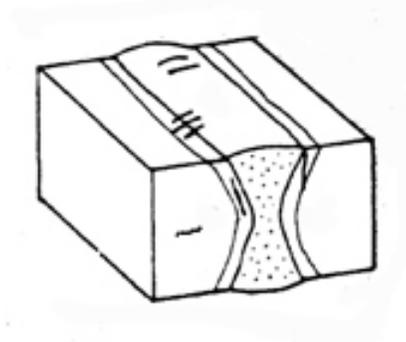


Figura 2.22 Possibili posizioni delle cricche

Le cricche che appaiono sulla superficie del giunto possono essere intercettate con esame magnetico o con liquidi penetranti, mentre l'esame radiografico è indicato per individuare la direzione lungo la quale la cricca si sviluppa. Infine l'esame agli ultrasuoni è molto utile per evidenziare cricche nella zona saldata.

2.7.1 Hook Defect

Un discorso a parte merita l'*hook defect* che, come vedremo, nell'ambito della "difettologia" risulterà molto importante. Il processo FSW, per sua natura, si presta benissimo a saldare in configurazione *butt joint*, poiché l'azione dell'utensile è perfetta per mescolare due materiali che si trovino affiancati sullo stesso piano. Infatti, ruotando ed avanzando, l'utensile mescola il materiale che trova davanti a sé e lo spinge dietro di sé, effettuando una buona giunzione.

Dei problemi insorgono quando si salda in configurazione *lap joint*, in questo caso i materiali da saldare sono sovrapposti e, quindi, bisogna trasportare materiale dall'alto verso

il basso e non più da destra verso sinistra (o viceversa). Per operare in questa configurazione bisogna usare due accorgimenti:

- inclinare l'utensile, usando angoli di *tilt* maggiori di 1° , in modo da creare una componente verticale nel mescolamento del materiale
- usare utensili filettati, in modo da sfruttare l'effetto coclea per favorire il trasporto di materiale fra lamiera inferiore e superiore.

Anche usando questi due accorgimenti è impossibile eliminare del tutto questo difetto.

L'*hook defect* si presenta come una superficie di separazione fra le due lamiere



Figura 2.23 Hook defect

Nella figura 2.23 si nota chiaramente l'*hook defect* che impedisce un completo mescolamento del materiale nel cordone. Questo difetto è molto pericoloso, in quanto costituisce un percorso preferenziale per la propagazione delle cricche ed, inoltre, è un pericoloso innesco per fenomeni di corrosione localizzata.

Vedremo che questo difetto, all'atto pratico, determina la resistenza del cordone ed in particolare ne limita fortemente la resistenza a fatica.

2.8 Proprietà e vantaggi della FSW

I vantaggi del processo FSW sono evidenti soprattutto nella saldatura dell'alluminio e delle sue leghe. La FSW è una saldatura che opera interamente allo stato solido, raggiungendo

quindi temperature che sono di gran lunga più basse rispetto a quelle raggiunte con i processi di fusione convenzionali; ciò non vuol dire, comunque, che le caratteristiche del materiale che costituisce il cordone di saldatura siano uguali a quelle del metallo base, come sarà dimostrato meglio in seguito.

La FSW è un processo molto robusto, nel senso che si possono ottenere giunti saldati con una variazione dei parametri di processo in ampi intervalli; ovviamente, l'utilizzo di una combinazione di parametri piuttosto che un'altra determinerà delle variazioni della microstruttura e delle proprietà del giunto saldato.

Col processo FSW si possono eseguire con facilità giunti di testa e a sovrapposizione, ma sono possibili anche giunti d'angolo ed altri tipi particolari, che devono però essere progettati tenendo conto del metodo, dell'accessibilità e dell'eventuale piena penetrazione richiesta.

Con una sola passata si possono saldare spessori compresi tra 1.2 e 50 mm, mentre per spessori maggiori, che normalmente possono essere saldati solo con metallo d'apporto e con un numero notevole di passate, si deve eseguire la saldatura da ambo i lati.

La velocità di saldatura dipende da numerosi fattori, quali lo spessore dei lembi da saldare, le caratteristiche della lega o delle leghe, se si saldano materiali differenti, ma soprattutto la geometria e le velocità di rotazione e avanzamento dell'utensile.

Le forme che la spina dell'utensile può assumere sono molteplici: può, infatti, essere troncoconica, a "botte", filettata, etc.

Nel caso in cui la spina sia dotata di filettatura si verifica un maggiore rimescolamento del materiale, grazie alla maggiore superficie di interazione e ad un vantaggioso effetto coclea da parte della stessa filettatura.

Recenti studi hanno messo in evidenza che i giunti saldati mediante FSW mostrano eccellenti caratteristiche di resistenza a fatica, trazione, piegamento, nonché elevati valori di durezza, caratteristiche che si presentano migliori rispetto a giunti ottenuti con altri processi di saldatura. In particolare, la zona del cordone, maggiormente sollecitata termicamente e meccanicamente, è rinforzata dal notevole incrudimento causato dalle elevate deformazioni plastiche risultando, allo stato, la zona meno debole dal punto di vista meccanico di tutta la struttura giuntata.

La saldatura FSW presenta, inoltre, altri vantaggi: nessun impiego di gas di protezione, assenza di fumi e gas, nessuna preparazione del giunto, eccetto la normale sgrassatura, possibilità di giuntare tra loro metalli diversi e/o con spessori e stato superficiale differenti con notevole facilità (“*tailored blanks*”), elevata semplicità ed economicità dal punto di vista energetico, non dovendo raggiungere la fusione, e buona qualità della giunzione. Inoltre, se le velocità di rotazione e avanzamento dell’utensile sono ottimizzate, vi è soprattutto un limitato rischio di cricche e una totale assenza di vuoti, porosità o altri difetti di saldatura.

Con questa tecnica è possibile saldare non solo pezzi piani e dritti, ma anche profilati cavi e curvilinei, a patto di usare macchinari e utensili adatti. Va comunque segnalato che tale metodo presenta alcuni inconvenienti, quali la necessità di una maschera di saldatura molto rigida al fine di garantire la stabilità e il mantenimento dei componenti nella corretta posizione per tutto il processo; in caso di errato bloccaggio dei metalli da giuntare, infatti, si può incorrere in notevoli distorsioni sia longitudinali che trasversali.

Altro inconveniente è la possibile presenza di un foro all’estremità della giunzione, in corrispondenza del punto di allontanamento del *pin* dal pezzo, al termine della saldatura. Nel caso di giunzioni longitudinali si può ovviare a tale problema effettuando il distacco

dell'utensile su di un tallone asportabile; accorgimento non adottabile nel caso di saldature circolari realizzate su un arco di 360°, nel qual caso si può pensare di chiudere il foro con altri processi, o di adottare un utensile con *pin* retrattile (figura 2.24).



Figura 2.24 Utensili con *pin* retrattile brevettati dalla ESAB

Capitolo Terzo

Stress Corrosion Cracking (Corrosione sotto sforzo)

3.1 Introduzione

La corrosione sotto sforzo (SCC) è un fenomeno caratterizzato dall'azione sinergica di un ambiente, anche blandamente aggressivo, e di uno stato di sollecitazione con valori inferiori a quelli con cui si ottiene una rottura puramente meccanica, azione che produrrà nel manufatto la propagazione di cricche locali con inaspettati cedimenti; l'aspetto relativo alla improvvisa possibilità di un cedimento rende molto pericoloso questo tipo di attacco. Di seguito si andranno a particolarizzare tutti gli aspetti che regolano questa tipologia di corrosione.

3.2 Morfologia e condizioni di insorgenza

La rottura per corrosione sotto sforzo non produce visibili deformazioni plastiche, così da far sembrare la rottura del materiale una frattura di tipo fragile. Le cricche si propagano in direzione perpendicolare a quella della sollecitazione di trazione massima e non presentano prodotti di corrosione visibili.

Si possono avere tre tipologie di cricche dipendenti dal tipo di materiale, dal tipo di ambiente e dalla distribuzione degli sforzi, come illustrato in Fig. 3.1.

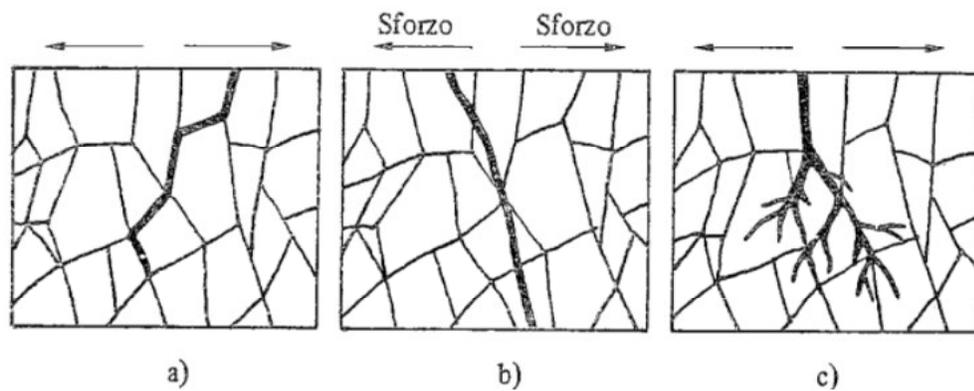


Figura 3.1 Andamento schematico della corrosione sotto sforzo: a) intergranulare; b) transgranulare; c) transgranulare con ramificazioni a delta di fiume.

Le condizioni di insorgenza possono essere riassunte come segue. E' necessaria la presenza di una sollecitazione di trazione. Quest'ultima può derivare sia da carichi esterni sia da sollecitazioni interne, dovute ad esempio a tensioni residue, effetto di lavorazioni meccaniche o trattamenti termici. L'attacco si produce solo su leghe e non su metalli puri e per specifiche combinazioni materiale metallico/ambiente.

3.3 Innesco e propagazione delle cricche in relazione al fenomeno di corrosione sotto sforzo

Il processo di formazione di una cricca è in generale, come il processo di corrosione sotto sforzo, diviso in tre stadi: un primo stadio di incubazione o di innesco della cricca, un secondo di propagazione della stessa ed, infine, un terzo di rottura di schianto. Di seguito andiamo a specificare questi tre aspetti in funzione del fenomeno di corrosione.

- L'innesco delle cricche ha luogo in seguito a rotture locali del film protettivo superficiale che si generano in corrispondenza di difetti superficiali, quali inclusioni, dislocazioni o difetti del film protettivo. La durata dell'innesco dipende dal grado di finitura del manufatto: per materiali con un alto grado di finitura il tempo di incubazione diventa molto lungo per la minima presenza di difetti.
- La propagazione ha luogo per l'azione combinata dell'ambiente corrosivo e degli sforzi applicati. La velocità di penetrazione della cricca che è funzione dell'ambiente, del materiale metallico e dello stato di sollecitazione. può raggiungere valori elevati. Ad esempio, su leghe di alluminio, al variare delle condizioni ambientali e di carico, si sono misurate velocità di penetrazione comprese tra 10^{-10} e più di 10 cm all'ora.

- La rottura del materiale si ha quando la sezione resistente diminuisce fino al punto in cui, in relazione agli sforzi applicati ed alla tenacità del materiale, si raggiungono condizioni critiche per le quali si ha la rottura per schianto di tipo puramente meccanico. Tale rottura sarà di tipo duttile o fragile a seconda della tenacità e della sensibilità all'intaglio del materiale.

Possiamo diagrammare la durata di ciascuno di questi stadi in relazione alle caratteristiche del materiale (Fig. 3.2).

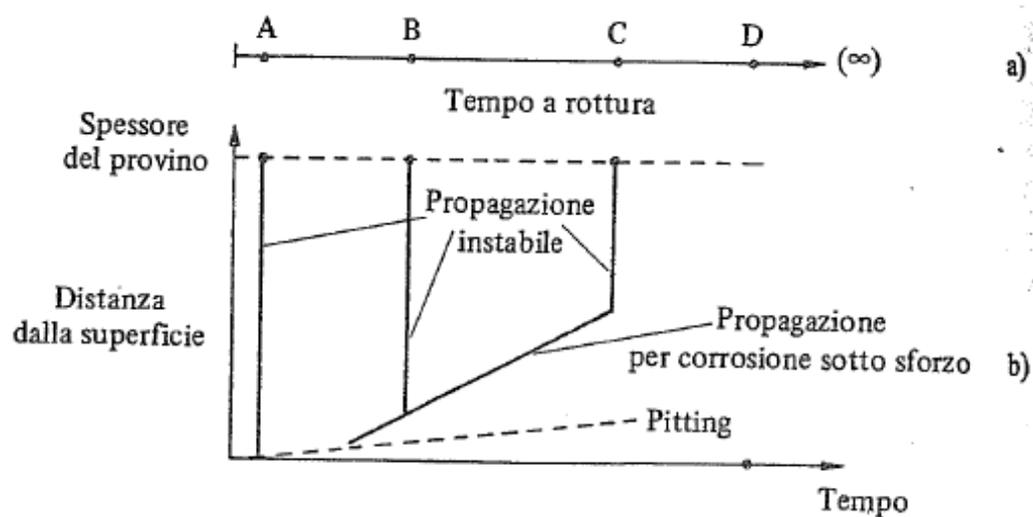


Figura 3.2 a) Tempo di rottura per quattro diverse leghe soggette a corrosione sotto sforzo (A,B,C,D); b) Tempo di innesco causato dall'intervento di un fenomeno di *pitting*; propagazione della cricca per corrosione sotto sforzo e per propagazione instabile.

Si deduce, dai due diagrammi a) e b) in Fig. 3.2, che il materiale A è talmente fragile, che un lieve attacco localizzato innesca la rottura puramente meccanica, pertanto, in questo caso non è presente il secondo stadio. I materiali B e C presentano entrambi gli stadi, ma si nota che per il materiale B, meno tenace del materiale C, è sufficiente una cricca più

piccola, dovuta all'azione corrosiva, per innescare la frattura meccanica. Per la lega D, invece, la rottura non si verifica, in quanto non è attaccata localmente, per cui tale materiale non è soggetto a corrosione sotto sforzo.

3.4 Aspetti meccanici

Lo studio della corrosione sotto sforzo può essere effettuato secondo:

- Un approccio convenzionale che è basato sull'individuazione degli accoppiamenti materiale metallico/ambiente e sulla determinazione dei tempi richiesti per portare a rottura provini lisci o con intaglio non severo, sottoposti a vari livelli di sollecitazione applicata al provino.

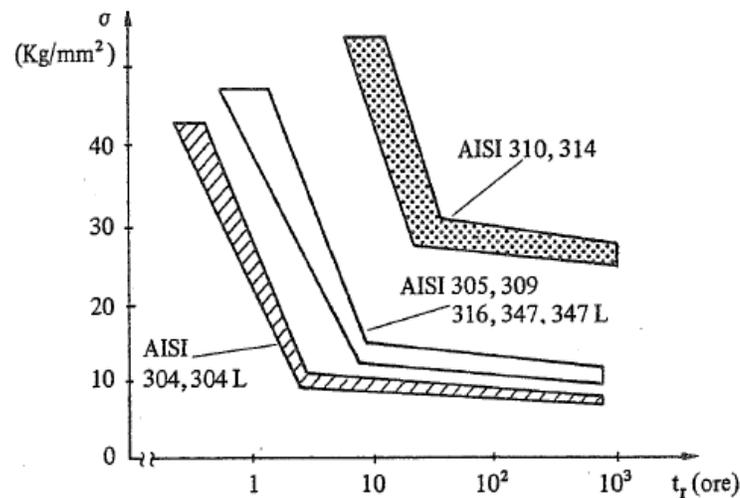


Figura 3.3 Tempo di rottura al variare della sollecitazione nominale applicata per una serie di acciai inossidabili austenitici in soluzione bollente di cloruro di magnesio.

Tale approccio è simile a quello classico per lo studio dei fenomeni di fatica e consente, quindi, di ottenere curve sforzo nominale applicato/logaritmo del tempo di rottura come si vede in Fig. 3.3. Le curve presenti nel diagramma permettono di

ricavare le sollecitazioni al di sotto delle quali non si produce rottura del materiale entro i tempi prefissati.

Queste sollecitazioni di soglia (σ_{th}) sono utili in campo sperimentale, ad esempio, per mettere in relazione il comportamento di materiali diversi, ma non sono sempre utilizzabili come parametro di progetto, in quanto non valgono in presenza di intagli o di difetti acuti nel materiale.

- Un approccio moderno va sotto il nome di meccanica della frattura. Per le prove di laboratorio si utilizzano provini preintagliati secondo normative standard, i quali consentono di eliminare le incertezze derivanti dai provini lisci. Si predispone, in tal modo, la presenza di difetti che possono costituire l'innescò per le cricche. Dal punto di vista progettuale questa è un'ipotesi realistica, in quanto qualsiasi manufatto presenta sempre difetti, che permette di operare in una condizione più cautelativa della precedente.

3.4.1 Fattore di intensificazione degli sforzi K_I e tenacità del materiale K_{IC}

Si suppone che sia verificata l'ipotesi che ogni elemento strutturale presenti sempre dei difetti, nell'intorno dei quali si genera un campo di sollecitazione diverso da quello nominale che si avrebbe se il difetto non esistesse. Si può dimostrare che in corrispondenza dell'apice di uno di questi difetti lo stato di sforzo si caratterizza con il fattore K_I , che prende il nome di fattore di intensificazione degli sforzi, esprimibile dalla seguente relazione:

$$K_I = \beta \cdot \sigma \cdot \sqrt{a}$$

dove “ β ” è un fattore di forma calcolabile, nota la geometria del pezzo e del difetto, “ σ ” è lo sforzo nominale applicato, “ a ” è la lunghezza del difetto.

Il fattore di intensificazione degli sforzi permette anche di precisare le condizioni in cui il materiale può giungere a rottura di schianto.

I modi di avanzamento di una cricca sono: Modo I, Modo II e Modo III, schematizzati in Fig. 3.4.

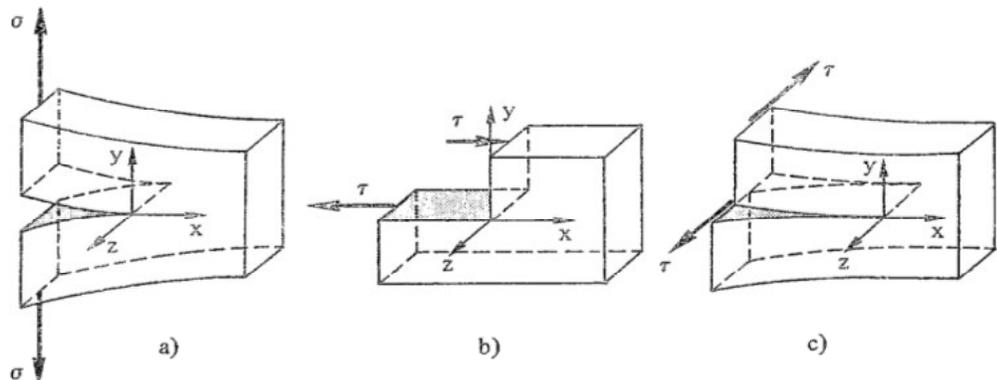


Figura 3.4 Modalità di apertura di una cricca: Modo I *opening mode* (a); Modo II *sliding mode* (b); Modo III *tearing mode* (c).

Essi presentano le seguenti caratteristiche:

- Modo I. Le superfici della cricca si allontanano simmetricamente rispetto al piano di avanzamento della cricca stessa.
- Modo II. Le superfici della cricca scorrono l’una sull’altra nel piano di avanzamento secondo la direzione di propagazione.
- Modo III. Le superfici della cricca scorrono l’una sull’altra nel piano di avanzamento in direzione normale a quella di propagazione.

L’esperienza mostra che esiste, per ogni materiale, un valore critico K_{IC} del fattore di intensificazione degli sforzi, in corrispondenza del quale si può avere la rottura di schianto

per propagazione instabile o veloce dei difetti, in quanto la velocità di avanzamento del difetto è dell'ordine di quella con cui si propaga il suono nello stesso materiale.

Il fattore K_{IC} risulterà, quindi, una proprietà intrinseca del materiale ed è un indice di tenacità dello stesso.

La condizione per cui si ha la propagazione instabile dei difetti in corrispondenza di K_{IC} è che lo stato di deformazione all'apice del difetto sia piano. Se questa condizione viene a mancare la rottura avviene per valori di K_I superiori. In ogni caso K_{IC} rappresenta il valore di intensificazione degli sforzi al di sotto del quale non si può avere frattura di schianto.

3.4.2 Avanzamento per tensiocorrosione delle cricche e fattore di intensificazione degli sforzi di soglia K_{ISCC}

Supponiamo di avere un manufatto in un ambiente in cui venga attaccato da corrosione sotto sforzo. L'esperienza mostra che si può avere propagazione delle cricche di tensiocorrosione con velocità finita per valori del fattore di intensificazione degli sforzi inferiori a quello critico K_{IC} , ma superiori al valore di soglia, indicato normalmente con K_{ISCC} , che è il valore del fattore di intensificazione degli sforzi di passaggio tra le condizioni in cui le cricche non possono avanzare per tensiocorrosione e le condizioni in cui invece possono avanzare. Se in corrispondenza di un difetto presente sulla superficie di un particolare meccanico si verificano condizioni per cui il valore del fattore di intensificazione degli sforzi risulta essere compreso tra K_{IC} e K_{ISCC} si ha, a partire dal difetto, un avanzamento di una cricca per corrosione sotto sforzo. Variando nel tempo la geometria del difetto, ad esempio la lunghezza "a", può variare contemporaneamente anche lo stato di sollecitazione, per cui il fattore K_I può crescere o diminuire. Nel primo caso si ha un avanzamento subcritico della cricca finché il valore del fattore di intensificazione degli

sforzi non abbia raggiunto il valore critico K_{IC} , necessario per produrre la frattura di schianto. Nel secondo caso, invece, la propagazione della cricca cessa una volta che K_I , diminuendo, abbia raggiunto il valore di soglia K_{ISCC} .

3.4.3 Proprietà intrinseca dell'accoppiamento materiale metallico/ambiente: K_{ISCC}

Da qualsiasi prova che si possa effettuare su diverse tipologie di provini, ma con lo stesso accoppiamento materiale metallico/ambiente, i valori di K_{ISCC} risultano uguali. Questo aspetto conferma che K_{ISCC} è una proprietà intrinseca dell'accoppiamento materiale metallico/ambiente e, quindi, un parametro di progetto. Si deduce che il K_{ISCC} determinato rappresenta il livello di soglia del fattore di intensificazione degli sforzi solo in condizione di deformazione piana. Se questa condizione viene a mancare l'avanzamento subcritico avviene per valori di K_I superiori a K_{ISCC} . In qualsiasi caso K_{ISCC} rappresenta il valore del fattore di intensificazione degli sforzi al di sotto del quale non si può avere avanzamento delle cricche per corrosione sotto sforzo.

3.4.4 Velocità di avanzamento della cricca e fattore di intensificazione degli sforzi

Il legame tra il logaritmo della velocità di avanzamento di una cricca per corrosione sotto sforzo ed il fattore di intensificazione degli sforzi è rappresentato dalla curva in Fig. 3.5.

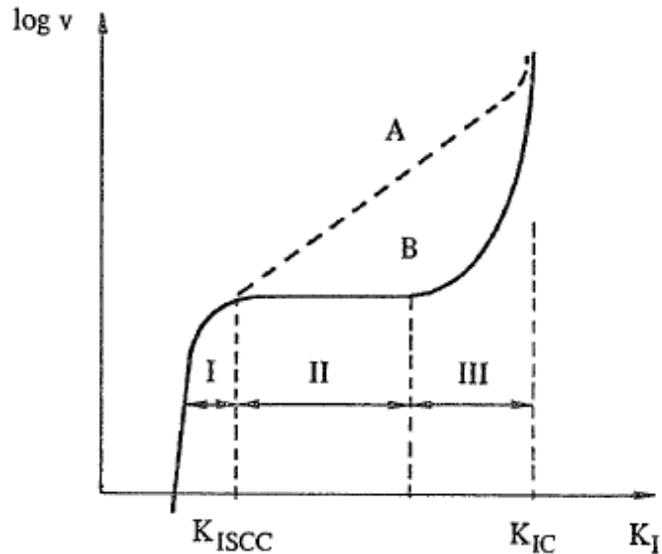


Figura 3.5 Andamento schematico della velocità di avanzamento della cricca in funzione del fattore di intensificazione degli sforzi K_I .

Dal diagramma si evince che per l'avanzamento della cricca, tra i valori K_{ISCC} e K_{IC} , si possono individuare tre intervalli in cui questo segue leggi diverse.

Nel primo la velocità di avanzamento della cricca dipende fortemente dal valore del fattore di intensificazione degli sforzi, per cui bastano piccole variazioni di quest'ultimo perché la velocità di avanzamento vari di parecchi ordini di grandezza.

Nel secondo intervallo la velocità di avanzamento per la maggioranza dei sistemi materiale metallico/ambiente è indipendente da K_I , come nel caso B, mentre in alcuni sistemi è solo moderatamente dipendente, come nel caso A. Quindi in questo intervallo l'avanzamento della cricca non è più controllato da fattori meccanici, ma da quelli connessi al fenomeno della corrosione vero e proprio.

Nel terzo intervallo la velocità di avanzamento della cricca aumenta rapidamente con l'avvicinarsi di K_I al fattore K_{IC} .

3.5 Fattori ambientali

Nella seguente tabella 3.1 è riportato l'elenco di una serie di combinazioni specifiche materiale metallico/ambiente che producono corrosione sotto sforzo.

<i>Ambienti promotori di corrosione sotto sforzo per alcuni materiali metallici</i>							
Ambiente aggressivo	Acciaio	18-8	Ottone	Monel	Nichel Inconel	Titanio	Alluminio
Cloruro di ammonio	IT						
Ammine			T				
Ammoniaca (pura)	I						
Ammoniaca (diluata)			ITT				
Nitrato di ammonio	I	I	I				
Butano + anidride solforosa			T				
Cadmio						I	
Bromuro di calcio		T					
Acido cromico	T						
Acido cresilico (vapori)	I						
Acido cianidrico	T						
Acido fluosilicico				IT			
Acido cloridrico (umido)	T	T					
Acido cianidrico (umido)	T						
Acido solfidrico (umido)	IT						
Acido fluoridrico		IT		IT	I		
HNO ₃ , HCl, HF per decapaggio		T					
Cloruri inorganici (umidi)		T					
Nitrati inorganici	I						
Nitrato mercurioso			IT	IT			
Mercurio			IT	IT			
Miscela di acidi (H ₂ SO ₄ + HNO ₃)	I						
Acido nitrico + cloruro di manganese	I						
Acido nitrico (fumante rosso)						I	
Acido nitrico (vapori)			T				
Oleum	IT						
Cloruri organici (umidi)		T				I	
Idrossido di potassio	I	T		I			
Permanganato di potassio	I						
Acqua di mare ossigenata		T				I	I
Salì silicofluoridrici				I			
Idrossido di sodio	I	IT	IT	I	I		
Vapore							
Soluzione di solfato (bianca)	T	IT					
Soluzione di solfuro		IT					
Composti solforati					I		
Solfato di uranile						I	

Legenda I - Frattura intergranulare
 T - Frattura transgranulare
 IT - Frattura intergranulare e/o transgranulare

Tabella 3.1 Ambienti promotori di corrosione sotto sforzo per alcuni metalli.

Come si può notare, non tutti gli ambienti sono in grado di promuovere l'attacco per corrosione sotto sforzo su di un materiale metallico, in quanto il manifestarsi del fenomeno richiede che le reazioni che si producono all'apice della cricca avvengano più velocemente di quelle che hanno luogo sulla superficie esposta e sulle pareti della cricca. In caso contrario non si avrebbero delle cricche, ma un attacco generalizzato o delle vaiolature. Quindi un ambiente è specifico, cioè capace di produrre un attacco, quando è in grado di rendere passive le superfici esposte del materiale e le pareti della cricca e, nello stesso tempo, di creare le condizioni per cui l'apice della cricca rimanga attivo.

Per cui i fattori ambientali che provocano l'attacco, nella generalità dei casi, sono quelli che favoriscono l'insorgenza di fenomeni di passivazione che, tuttavia, non portano a condizioni di perfetta passività.

Si osserva che i materiali altamente resistenti alla corrosione, in quanto normalmente protetti da film superficiali con elevate caratteristiche di resistenza alla corrosione, come i materiali a base di alluminio, richiedono la presenza di una specie chimica particolarmente aggressiva, ad esempio i cloruri, per dar luogo a corrosione sotto sforzo.

Nella generalità dei casi la corrosione sotto sforzo si manifesta per tensioni di poco superiori a quella critica di passivazione primaria, come nell'intervallo indicato in Fig. 3.6.

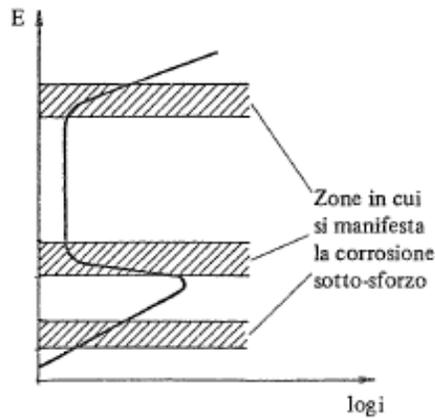


Figura 3.6 Rappresentazione schematica degli intervalli di tensione in cui può insorgere la corrosione sotto sforzo per materiali a comportamento attivo-passivo.

E' evidente, pertanto, l'importanza del potere ossidante ambientale. In particolare la presenza o l'assenza, a seconda dei casi, di ossigeno o di altre specie ossidanti può portare la tensione di lavoro del materiale a cadere dentro l'intervallo critico.

Un altro fattore che influenza il fenomeno, e di cui si dovrà tener conto quando si procederà ad effettuare le prove, è la variazione di composizione ambientale che può avere un'influenza notevole sulla velocità di avanzamento delle cricche. Di seguito (Fig. 3.7) si riporta un diagramma in cui una lega di alluminio è posta in un ambiente con diversi tenori di ioduri (NaCl).

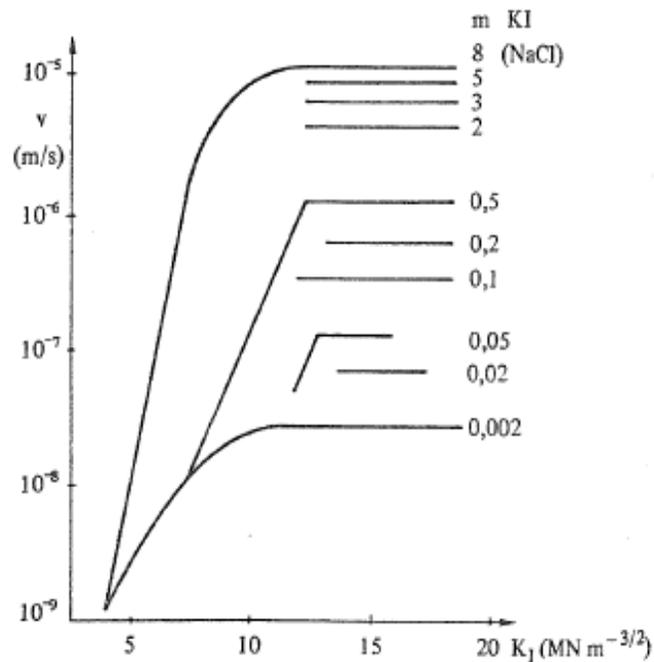


Figura 3.7 Effetto della concentrazione degli ioduri (in moli/l) sulla velocità di avanzamento della cricca di una lega di alluminio tipo 7079-T651 a -700 mV rispetto all'elettrodo al calomelano sturo, pH 6 a 23°.

Per quanto riguarda l'influenza degli aumenti di temperatura si osserva che questi favoriscono sempre il prodursi della corrosione sotto sforzo e spesso esistono delle temperature di soglia per il verificarsi del fenomeno. Ad esempio, nel caso degli acciai inossidabili austenitici, questa forma di corrosione non si produce, praticamente, al di sotto dei 70-80°C.

3.6 Fattori metallurgici

Bisogna precisare che non è possibile, in generale, parlare dell'influenza della composizione del materiale metallico sulla sua corrosione sotto sforzo prescindendo dalle specifiche condizioni ambientali in cui il materiale opera, infatti, come già si è detto, variabili metallurgiche ed ambientali sono strettamente collegate.

Tra le variabili metallurgiche distinguiamo:

- Composizione chimica. Come si è detto i metalli puri presentano una resistenza molto elevata alla corrosione sotto sforzo, ma si è verificato che i metalli con grado di purezza commerciale sono molto meno resistenti; infatti all'aumentare del tenore di un elemento aggiunto ad un metallo o ad una lega si osserva che la resistenza del materiale diminuisce fino ad un minimo per poi tornare a crescere. Ad esempio nel caso delle leghe di alluminio, poste in acqua di mare, anche piccole variazioni della composizione chimica (Tab. 3.2) possono influenzare notevolmente la velocità di avanzamento delle cricche come mostrato in Fig. 3.8.

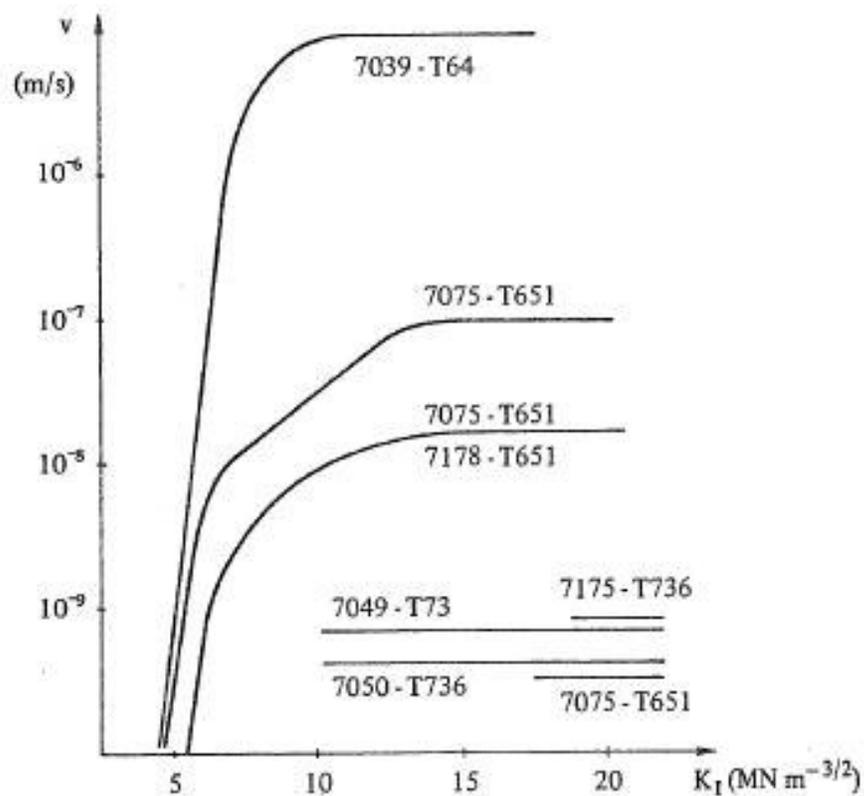


Figura 3.8 Confronto tra le velocità di propagazione delle cricche per diversi tipi di leghe Al-Zn-Mg-Cu in una soluzione al 3,5% di NaCl.

<i>Composizione delle leghe Al-Zn-Mg-Cu</i>									
Lega	Si	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Zr	Fe	Ti
7079	0,3*	0,6	0,2	3,3	0,2	4,3	–	0,5*	–
7039	–	–	0,27	2,8	0,2	4,0	–	–	–
7075	0,4*	1,6	–	2,5	0,3	5,6	–	0,5*	–
7178	0,4*	2,0	–	2,7	0,3	6,8	–	0,5*	–
7049	0,25*	1,5	0,2*	2,5	0,15	7,6	–	0,35*	–
7175	0,15*	1,6	0,1*	2,5	0,24	5,6	–	–	–
7050	0,12*	2,4	0,1*	2,3	0,04*	6,3	0,12	0,15*	0,06

Tabella 3.2 Composizione delle leghe Al-Zn-Mg-Cu

- **Struttura metallurgica.** Aspetto fondamentale è la presenza di eventuali fasi precipitate, che, ad esempio, possono opporsi all'avanzamento delle cricche. Inoltre può assumere importanza la distribuzione e l'orientamento dei precipitati all'interno della matrice metallica, anche in seguito alla deformazione plastica subita dal materiale. In questi fattori va cercata la spiegazione dell'anisotropia di comportamento delle leghe di alluminio che hanno subito processi di laminazione; tali leghe presentano una resistenza alla tensiocorrosione maggiore nel caso in cui lo sforzo sia applicato parallelamente alla direzione di laminazione.
- **Trattamenti termici.** Tali trattamenti variano notevolmente la resistenza alla corrosione sotto sforzo dei materiali. In generale il K_{ISCC} di un materiale va diminuendo man mano che il trattamento termico ne aumenta il limite di snervamento.

3.7 Meccanismo della corrosione sotto sforzo

Ad oggi non si è ancora arrivati ad elaborare una teoria in grado di fornire una spiegazione unitaria ai diversi aspetti della corrosione sotto sforzo. Come per il meccanismo di avanzamento delle cricche, che è riconducibile a più modelli, infatti, l'inquadramento più convincente, dato da Parkins, ipotizza una serie di meccanismi diversi.

Producendosi il fenomeno di corrosione sotto sforzo per l'azione congiunta di uno sforzo di trazione e di un processo corrosivo, è ovvio che le condizioni limite tra le quali si può verificare siano quelle comprese tra presenza di sforzi ed assenza di corrosione e presenza di corrosione ed assenza di sforzi.

3.7.1 Influenza dell'applicazione degli sforzi sui fenomeni corrosivi: *Grain boundary precipitation* (Precipitazioni a bordo grano)

Le sperimentazioni riportate in letteratura hanno dimostrato che la dissoluzione dei materiali metallici aumenta notevolmente quando le deformazioni causate dagli sforzi applicati passano dal campo elastico a quello plastico.

Un aspetto ancora da chiarire riguarda l'avanzamento dell'attacco corrosivo solo su di un fronte strettissimo, che dà luogo alla formazione di cricche o, in altri termini, il persistere dell'attività alla punta della cricca a fronte della "perfetta" passività delle pareti.

Una spiegazione può essere ravvisata nell'ipotesi che solo sulla punta della cricca non riesca a formarsi un film o, che pur formandosi, risulti continuamente lacerato. L'effetto degli sforzi applicati o, forse meglio, delle deformazioni che ne conseguono consisterebbe proprio nell'impedire la formazione di un film protettivo sulla punta della cricca oppure nel provocarne di continuo la rottura.

In questo contesto Parkins ravvisa le condizioni che permettono alla cricca di propagarsi per dissoluzione del materiale lungo cammini reattivi preferenziali, preesistenti all'applicazione degli sforzi o da questi generati.

Nel materiale metallico possono preesistere all'applicazione degli sforzi dei cammini reattivi preferenziali legati alla precipitazione di composti, alle fasi o alla segregazione di impurezze, soprattutto in corrispondenza del bordo dei grani. E' in queste regioni che la distorsione del reticolo o la presenza di difetti favoriscono la nucleazione e la crescita di precipitati, l'accumulo di impurezze, etc. Questi precipitati e queste aree di segregazione possono funzionare anodicamente rispetto alla matrice e, quindi, essere selettivamente attaccate oppure fungere da catodo e, quindi, portare ad una dissoluzione delle regioni immediatamente vicine alla matrice. In questi casi è da ritenere che le cricche assumano preferenzialmente un andamento intergranulare, dato che l'effetto degli sforzi è quello di attivare una latente suscettibilità alla corrosione intergranulare del materiale metallico.

Se nel materiale metallico non esistono, invece, cammini di reazione preferenziali prima dell'applicazione degli sforzi è possibile ipotizzare un secondo meccanismo per l'avanzamento della cricca. E' possibile pensare che gli sforzi o, più verosimilmente, le deformazioni plastiche possano produrre localmente la distruzione del film protettivo in modo da lasciare regioni non protette. Il cammino reattivo secondo cui la cricca si propaga può essere generato dal continuo alternarsi di rotture e di ricatrazioni del film protettivo oppure da locali deformazioni che portano all'esposizione di nuove superfici non ricoperte dal film protettivo.

Comunque secondo Parkins la rottura o l'assenza del film protettivo non porta sempre ed automaticamente alla formazione di cricche, queste, infatti, si producono solo quando la velocità di esposizione di nuove superfici all'ambiente aggressivo supera di poco la velocità

con cui il materiale si ripassiva. Se, infatti, la ripassivazione è troppo rapida non si produce un attacco sufficiente per dar luogo alla cricca; viceversa se la ripassivazione avviene troppo lentamente l'attacco assume l'aspetto di una vaiolatura, piuttosto che di una cricca da corrosione sotto sforzo.

3.7.2 Come la frattura meccanica può essere facilitata dalla presenza di un ambiente aggressivo: *Hydrogen embrittlement* (Infragilimento da idrogeno)

D'altra parte se ci spostiamo nel campo di condizioni immediatamente vicine a quelle ove la frattura si produce senza l'intervento di fenomeni corrosivi, cioè per cause meccaniche, questa è facilitata dalla riduzione dell'energia superficiale richiesta per formare nuove aree superficiali o dalla diminuzione del lavoro di deformazione plastica per infragilimento della zona corrispondente alla punta della cricca. Se l'ambiente fornisce specie chimiche che vengono adsorbite alla punta della cricca riducendo la forza di legame tra gli atomi, allora l'energia superficiale risulta effettivamente abbassata. Tra l'altro se le specie possono diffondere dentro il metallo o formare una fase fragile in corrispondenza della punta della cricca o in una zona appena avanti alla punta stessa, dove la presenza di deformazioni o di concentrazioni di difetti può fornire le condizioni appropriate per la propagazione della cricca, diminuisce il lavoro di deformazione plastica.

In pratica la specie che può diffondere con velocità sufficientemente elevata, tale da giustificare le velocità di avanzamento riscontrate, è l'idrogeno atomico prodotto localmente dai processi corrosivi.

Riassumendo, la rottura del materiale può risultare:

- da adsorbimento di particolari specie chimiche sulla punta della cricca, tra cui in particolare l'idrogeno atomico prodotto nel processo catodico locale;

- da decoesione o da infragilimento del materiale metallico, per penetrazione, sempre dello stesso idrogeno, all'interno del materiale o per formazione di una fase fragile tipo idruro.

3.7.3 Classificazione dei meccanismi secondo Parkins

Secondo Parkins non esiste, quindi, un solo meccanismo per spiegare il fenomeno della tensiocorrosione. Come è indicato in tabella 3.3 si possono distinguere forme di corrosione sotto sforzo in cui è prevalente il fenomeno di attacco corrosivo con caratteristiche vicine a quelle della corrosione intergranulare (e che si verifica, come si è detto, in forma intercrystallina, in ambienti altamente specifici, in materiali che presentano segregazioni o precipitazioni al bordo dei grani); forme di tensiocorrosione intermedie con cricche transgranulari che seguono cammini reattivi generati dagli sforzi ed infine, forme di attacco (dove l'ambiente promotore risulta molto meno specifico) in cui prevalgono i fattori meccanici e le cricche procedono per diminuzione dell'energia superficiale dovuta all'adsorbimento di particolari specie, per decoesione o per infragilimento provocati dall'idrogeno o dalla formazione di fasi tipo idruri.

Classificazione dei fenomeni di corrosione sotto sforzo proposta da Parkins									
Sono prevalenti gli effetti della corrosione (sono richiesti ambienti altamente specifici)				Sono prevalenti gli effetti degli sforzi (sono richiesti ambienti meno specifici)					
Corrosione intergranulare	Acciaio al carbonio in soluzione di NO ₃	Leghe di Al-Zn-Mg in soluzione di Cl ⁻	Leghe di Co-Zn in so- luzione di NH ₃	Acciaio al Fe-Cr-Ni in soluzione di Cl ⁻	Leghe di Mg-Al in so- luzione di C ₂ O ₄ ²⁻ + Cl ⁻	Leghe di Cu-Zn in so- luzione di NH ₃	Leghe di Ti in metanolo	Acciaio ad al- ta resistenza in soluzione di Cl ⁻	Frattura fragile
	Frattura intergranulare lungo cammini preesistenti			Frattura transgranulare lungo cammini generati dalla deformazione		Cammini di frattura mista per adsorbimento, decoesione o frattura di fasi fragili			

Tabella 3.3 Classificazione dei fenomeni di corrosione sotto sforzo proposta da Parkins.

In pratica può risultare difficile, se non impossibile, riuscire a precisare se il meccanismo con cui giunge a frattura un materiale sia per dissoluzione della punta della cricca o, viceversa, per un suo infragilimento, ovvero se la frattura sia dovuta, in ultima analisi, al processo anodico o invece a quello catodico o a fenomeni di adsorbimento di altre specie.

Un metodo diagnostico, che in qualche caso può essere utilizzato, è quello della determinazione dell'influenza di una polarizzazione in senso catodico o anodico del materiale oggetto dello studio sul tempo necessario per portarlo a frattura. Nel caso di frattura che avvenga lungo cammini reattivi per dissoluzione selettiva degli stessi è ovvio che l'applicazione di una corrente catodica od anodica agisca nel senso di rallentare o, all'inverso, di aumentare la dissoluzione e quindi di aumentare o di abbreviare i tempi di rottura. Un comportamento esattamente contrario si dovrebbe osservare nel caso in cui la causa della tensiocorrosione vada ricercata nell'intervento dell'idrogeno.

In precedenza abbiamo caratterizzato i fattori ambientali e quelli metallurgici per le leghe di alluminio; analogamente procederemo di seguito per i meccanismi della corrosione sotto sforzo, in particolare per il *Grain boundary precipitation* e per l' *Hydrogen embrittlement (Infragilimento da idrogeno)*, in modo da completare la particolarizzazione del fenomeno di corrosione sotto sforzo per le leghe di alluminio che saranno oggetto della prova di *Stress Corrosion Cracking* con la nuova attrezzatura prevista dalle norme ASTM-G49.

3.8 Stress corrosion cracking per le leghe di alluminio

3.8.1 Leghe sensibili al fenomeno di corrosione sotto sforzo

Questo tipo di attacco si può sviluppare su quasi tutte le leghe di alluminio; in particolar modo sono a rischio le leghe ad alta resistenza per applicazioni critiche, come parti

strutturali di macchine o impianti (aeromobili, treni etc.), soprattutto quando esposte alle condizioni tipiche di un ambiente marino, ovvero ad una potenziale fonte di ioni di cloruro Cl^- , che è l'agente specifico. Le leghe sensibili e le relative composizioni sono riportate in tabella 3.4.

Nominal Chemical Compositions of Representative Aluminum Alloys

Alloy	Alloy Elements, Weight %						Corrosion Resistance	Examples of Applications*
	Silicon	Copper	Manganese	Magnesium	Zinc	Others		
AA 1050	Minimum of 99.50% aluminum — principal impurities iron and silicon						good	architectural applications
AA 1100	Minimum of 99.00% aluminum — principal impurities iron and silicon						good	cooking utensils, foil
AA 2024	—	4.4	0.6	1.5	—	—	poor	aircraft panels
AA 3003	—	0.12	1.2	—	—	—	good	general purpose alloy, foil
AA 3004	—	—	1.2	1.0	—	—	good	beverage cans
AA 5005	—	—	—	0.8	—	—	good	architectural applications
AA 5050	—	—	—	1.4	—	—	good	general purpose alloy
AA 5182	—	—	0.35	4.5	—	—	good	beverage can ends
AA 5456	—	—	0.8	5.1	—	0.12 Cr	good	transportation, structures
AA 6061	0.6	0.28	—	1.0	—	0.20 Cr	good	extrusions, beer containers
AA 7075	—	1.6	—	2.5	5.6	0.23 Cr	poor	aircraft stringers and panels
AA 7072	—	—	—	—	1.0	—	good	cladding to protect 7075 alloy
AA 319	6.0	3.5	—	—	—	—	poor/moderate	general purpose castings
AA 380	8.5	3.5	—	—	—	—	poor/moderate	die castings
AA 356	7.0	—	—	0.35	—	—	moderate/good	age-hardenable castings
AA 390	17	4.5	—	0.55	—	—	not applicable	automobile cylinder blocks

* Selected applications; most alloys are multi-purpose.

Tabella 3.4 Composizioni chimiche nominali delle principali leghe di alluminio.

Si possono distinguere:

- Leghe che sviluppano tensioni residue da tempra ad alta temperatura, e successivo invecchiamento a bassa temperatura, producendo una dispersione di particelle sub-microscopiche di precipitato all'interno delle loro strutture (invecchiamento):
 - Leghe di alluminio - rame serie AA 2XXX
 - Leghe di alluminio - zinco serie AA 7XXX
 - Leghe di alluminio - magnesio - silicio serie AA 6XXX
 - Leghe di alluminio contenenti litio;
- Leghe che sviluppano tensioni residue dopo lavorazioni meccaniche:
 - Leghe di alluminio a base di magnesio serie AA 5XXX.

Le leghe di alluminio che hanno subito un processo di invecchiamento sono suscettibili alla tensiocorrosione anche quando vengono indurite, così come le leghe di alluminio-magnesio con contenuti di magnesio superiori al 3%; le leghe commerciali di alluminio puro, invece, leghe di alluminio-manganese e leghe di alluminio-silicio sono immuni alla tensiocorrosione. In generale per le leghe di alluminio la protezione deriva dalla passivazione che avviene, come si evince dal diagramma di Pourbaix (Fig. 3.9), in un intervallo di pH 3,9 – 8,6 e gli effetti legati alla corrosione localizzata, come *Stress corrosion cracking* sono associati a ripartizioni locali della passività.

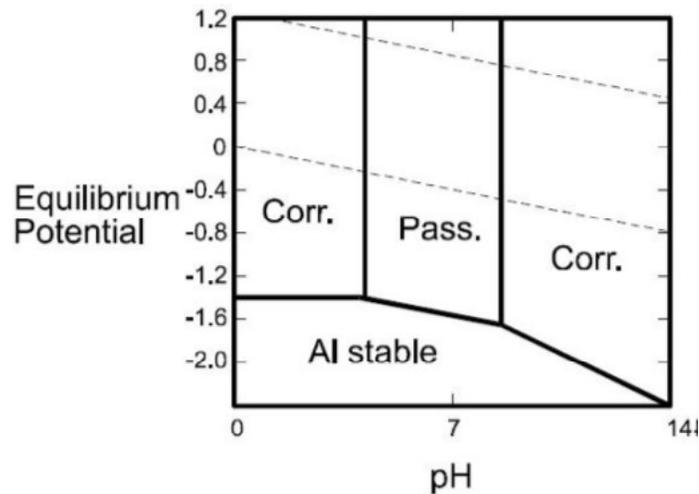


Figura 3.9 Diagramma di Pourbaix dell'alluminio

Come abbiamo visto, nel meccanismo della corrosione sotto sforzo il propagarsi di una cricca segue percorsi intergranulari nelle immediate vicinanze del bordo del grano che può essere interpretato secondo due teorie diverse:

- ***Grain boundary precipitation* (Precipitazioni a bordo grano)**

La presenza di precipitazioni nel grano derivanti da trattamenti termici ha la funzione di ostacolare il movimento delle dislocazioni nel reticolo e, quindi, di indurire e rafforzare il metallo. Tuttavia, è concreta la possibilità che qualche particella più grande di precipitato

possa accrescersi sui bordi del grano, con la conseguenza che tali particelle di precipitato siano allineate lungo i bordi del grano e circondate da bande molto strette di metallo, ovviamente impoverite degli alliganti: tale zona è nota come PFZ (*Precipitated Free Zone*) o Zona Priva di Precipitati. Si stabilisce così una sequenza di tre bande metalliche adiacenti, a stretto contatto, con composizioni diverse: il precipitato, la zona priva di precipitati e la matrice (fig. 3.10).

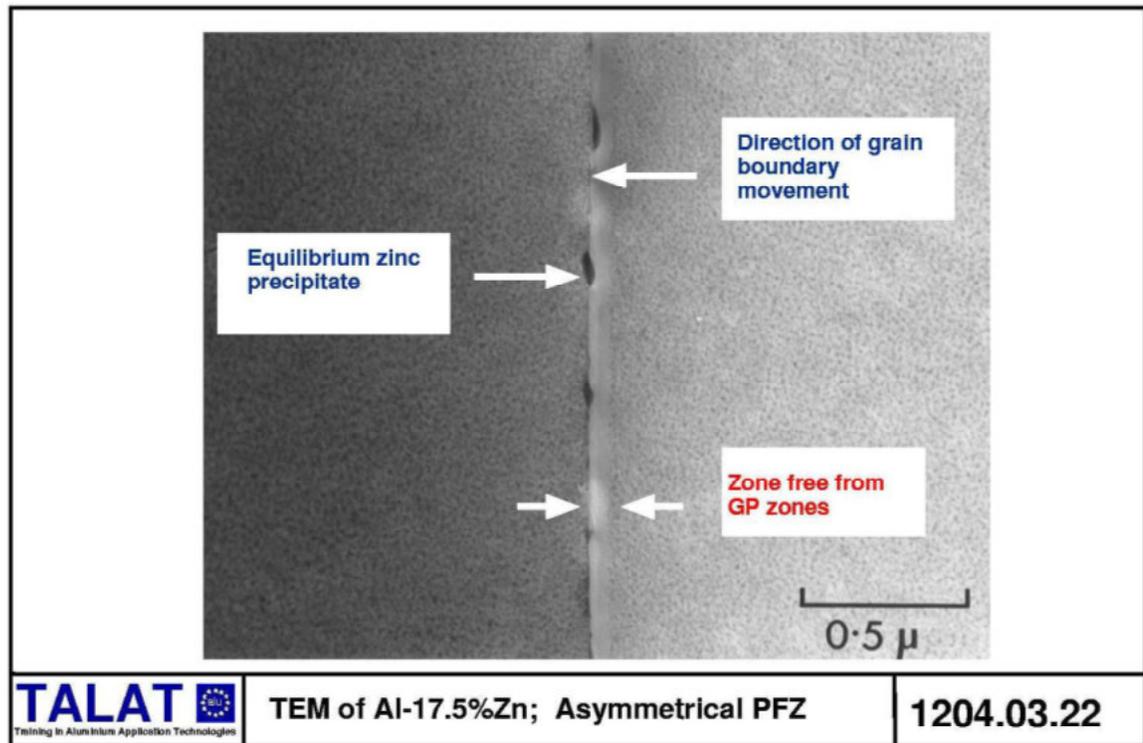


Figura 3.10 Esempio di PFZ

Tra queste sono possibili interazioni elettrochimiche. Il ruolo di un agente specifico, come gli ioni di cloruro Cl^- , è quello di avviare tali interazioni elettrochimiche.

Nelle leghe alluminio-rame serie 2XXX e alluminio-magnesio-silicio serie AA 6XXX il precipitato a bordo grano comprende il composto CuAl_2 e la zona priva di precipitati è anodica sia per il precipitato che per la matrice: si crea la possibilità di formazione di celle

elettrochimiche ad azione locale, in qualche modo simili all'azione di una bi-cella metallica.

In alluminio ad alta resistenza, in leghe contenenti magnesio, zinco e rame della serie AA 7XXX, il precipitato $MgZn_2$ è anodico per la matrice, con la creazione di celle a polarità inversa.

Come si può dedurre dalla fig. 3.11

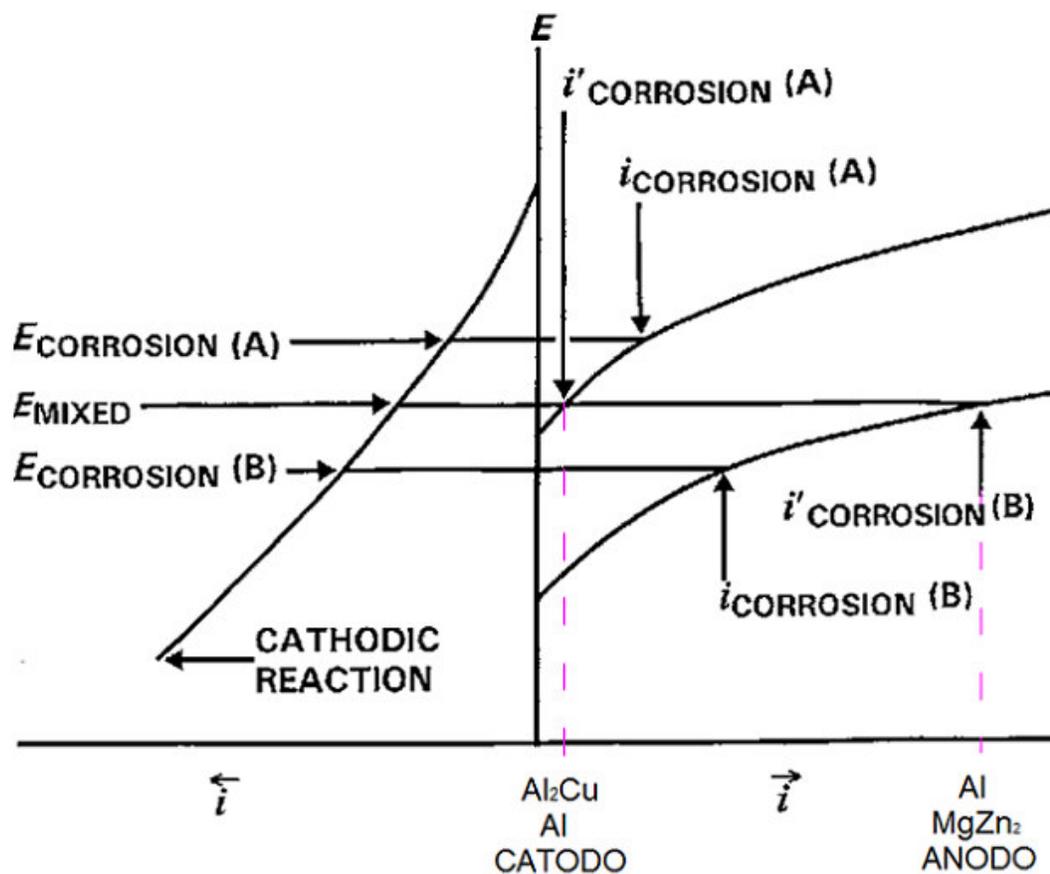


Figura 3.11 Diagramma di distribuzione delle correnti tra un metallo A e un metallo B.

per la serie AA 2XXX è il precipitato Al_2Cu a bordo grano che si protegge a discapito della matrice Al;

per la serie AA 7XXX è la matrice Al che si protegge a discapito del precipitato a bordo grano $MgZn_2$.

- ***Hydrogen embrittlement (Infragilimento da idrogeno)***

In alternativa, la teoria dello *stress corrosion cracking* si basa su osservazioni sperimentali. Sebbene l'idrogeno sia praticamente immobile nelle matrici di leghe di alluminio a temperatura ambiente, può permeare i bordi del grano in leghe di alluminio bonificato contenenti magnesio. L'idea è che l'idrogeno, generato da una reazione catodica complementare alla superficie del metallo, possa entrare nel metallo stesso attraverso i bordi del grano e romperlo, creando una decoesione (effetto ben noto in altri contesti).

3.9 Corrosione dell'alluminio: generalità e fondamenti teorici

Il decadimento tecnologico di un metallo, prodotto da un processo corrosivo, non è soltanto connesso alla dissoluzione macroscopica del metallo, ma si riferisce anche alla riduzione dell'efficienza funzionale della struttura. In ogni caso, il degrado del materiale metallico è di natura chimica ed avviene, nel tempo, con una certa gradualità, per cui si può concludere che per corrosione si intende un progressivo decadimento tecnologico ad opera dell'ambiente circostante. Il nostro studio si è soffermato sulla corrosione umida, ossia in presenza di acqua allo stato condensato, ed in particolare sul *pitting*, tipologia di corrosione cui l'alluminio e le sue leghe sono più comunemente suscettibili.

3.9.1 Corrosione per *pitting*: generalità

Per vaiolatura o "*pitting*" si intende una forma di corrosione localizzata, con effetto perforante, che può determinare, in brevissimo tempo, il deterioramento della struttura metallica. Il *pitting* può risultare di tipo penetrante (fig. 3.12a) o di tipo cavernizzante (fig.

3.12b) e la sua intensità può portare alla rapida perforazione completa della parete metallica.

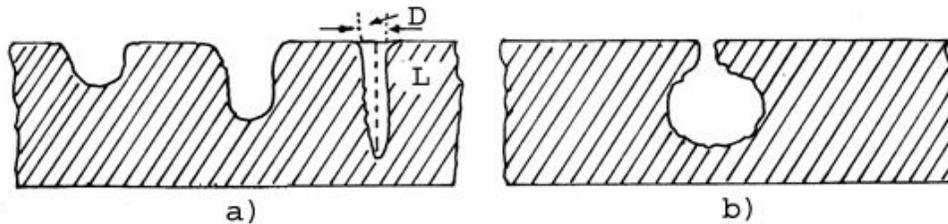


Figura 3.12 a) *Pitting* penetrante; b) *Pitting* cavernizzante.

Qualunque sia la morfologia del *pitting*, il fenomeno è caratterizzato dalla formazione di aree anodiche localizzate, S_a , di sviluppo superficiale di gran lunga inferiore delle aree catodiche circostanti, S_c , con un rapporto S_c/S_a che può raggiungere anche un valore pari a 10^5 . Ciò crea condizioni di flusso di correnti anodiche localizzate di densità notevole e, quindi, a rapido effetto perforante.

Dal punto di vista morfologico, non esiste, per la definizione di *pitting*, un rapporto minimo D/L tra diametro esterno e profondità del *pitting*, ma in generale L risulta sempre molto maggiore di D , il cui valore medio si aggira tra 0.1 e 1 mm, ma che talvolta può assumere anche dimensioni microscopiche.

La formazione di *pitting* si verifica solo quando particolari tipi di materiali metallici sono sottoposti a specifiche condizioni di corrosione. Tali materiali sono quelli attivo-passivi (alluminio, ferro, nichel, magnesio, zirconio, zinco, rame, stagno ed alcune leghe, quali gli ottoni e gli acciai inossidabili) che risultano affetti da corrosione per *pitting* per azione di soluzioni a debole carattere ossidante contenenti ioni specifici (ad esempio alogenuri, perclorici, etc.); in particolare, l'acqua di mare risulta un ambiente estremamente favorevole alla corrosione per *pitting* per la presenza dello ione Cl^- .

Dal punto di vista del meccanismo, si possono distinguere per il *pitting* due stadi differenti: quello di innesco e quello di accrescimento. L'innesco si verifica in corrispondenza dei punti più deboli dal punto di vista della passività: ne deriva che i bordi dei grani, le bande di scorrimento, le inclusioni, etc. costituiscono molto spesso ottimi punti di innesco, ma ciò è ben lungi dal costituire una regola generale, tanto che il *pitting* può essere osservato anche su metalli purissimi e con disposizione del tutto casuale rispetto alla struttura metallografica.

Dal punto di vista della disposizione reciproca, viceversa, si osserva che i *pits* si distribuiscono in modo tale che attorno ad essi si crei un'area catodica di superficie talmente grande da poter alimentare il processo anodico: da ciò ne deriva che i *pits* più attivi richiederanno attorno a sé aree catodiche più vaste, con il risultato di una minore densità di *pits* per superficie unitaria. La distribuzione reciproca dei *pits* dipenderà, pertanto, dalla natura e concentrazione degli ioni ad azione specifica (che determinano l'innesco e l'attività interna dei *pits*) e dalla natura del processo catodico (che determina le condizioni di passività del metallo e l'intensità della reazione catodica). Ciò, naturalmente, non significa che i *pits* debbano necessariamente disporsi in posizioni equidistanti, ma che, in caso di addensamento favorito da particolari condizioni di innesco e di accrescimento, si dovranno stabilire delle aree catodiche circostanti, del tutto prive di *pits*, di sviluppo superficiale, tale da poter alimentare la reazione anodica dei *pits* in sviluppo. Ne deriva che ogni considerazione riguardante la densità del *pitting* dovrà riferirsi a superfici unitarie relativamente grandi, in modo che il risultato assuma un significato statistico.

Al primo stadio di innesco fa seguito un secondo stadio di sviluppo con effetto essenzialmente autostimolante, che può conferire al *pit* aspetti morfologici diversi ed andamenti, talvolta, assolutamente imprevedibili.

Tuttavia, in linea generale, si può affermare che:

- il *pitting* tende a seguire la gravità (fig. 3.13a), per cui il *pitting* innescato su pareti verticali assume tendenzialmente una direzione di accrescimento in senso verticale; talvolta è sufficiente variare la posizione del metallo per variare la direzione di accrescimento del *pitting*;
- il *pitting* tende ad evitare le superfici (fig. 3.13b), risentendo dell'effetto negativo esercitato dalle pareti del metallo e dal loro diverso grado di incrudimento.

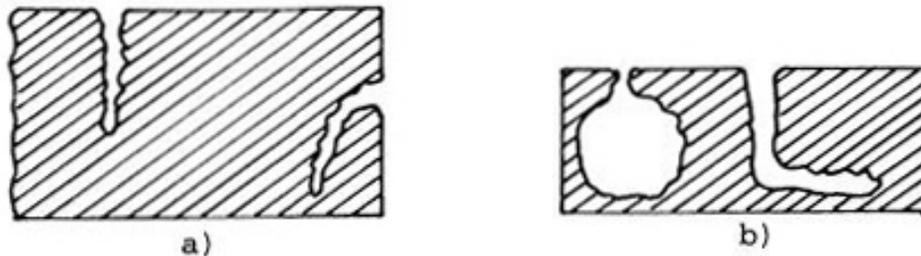


Figura 3.13 Accrescimento del *pitting*: a) effetto della gravità; b) effetto delle pareti.

Dal punto di vista cinetico, nel processo di formazione del *pitting* si osserva che l'andamento della velocità di corrosione durante il periodo iniziale di attacco presenta notevoli irregolarità che scompaiono quando, dopo un certo tempo, si siano definite le condizioni di accrescimento e la geometria delle aree catodiche ed anodiche. Bisogna tener presente, infatti, che non tutti i *pits*, una volta innescati, proseguono, poi, nella loro azione penetrante; molti di essi si estinguono essendo venute a mancare le condizioni di accrescimento, ad esempio per la formazione nelle proprie immediate vicinanze di un *pit* di maggiore attività che assorba tutta la corrente fornita dall'area catodica circostante.

3.9.2 Processi d'innesco

Come accennato in precedenza, il *pitting* tende ad innescarsi e a svilupparsi su superfici passive, quali l'ossido superficiale dell'alluminio, in corrispondenza dei punti in cui lo stato di passività risulti più labile: esso è, quindi, il risultato del cedimento del film di passività in corrispondenza di quei punti della superficie ove si verificano in maggior misura una disuniformità strutturale, chimica o fisica (ad es. bordi dei grani, segregazioni, inclusioni, microcricche, bande di trasformazione cristallografica, dislocazioni emergenti, punti a maggior grado di incrudimento, etc.). La distruzione dei film avviene principalmente per intervento di ioni specifici che, per la quasi totalità dei casi, come per le soluzioni da noi adottate (NaCl 3.5% in peso), è costituita dai Cl⁻. La loro azione specifica si traduce nella riduzione del campo di stabilità dei potenziali passivi e nell'aumento della corrente di passività e della corrente critica di passivazione.

Il meccanismo di intervento dei Cl⁻ sul film di passività dipende da fattori differenti, tra i quali: il potere di penetrabilità dei Cl⁻ nei film di passività, la loro notevole adsorbibilità in superficie, che può portare a situazioni di competizione con l'ossigeno adsorbito, il loro potere di formare complessi con il metallo che si sta corrodendo, la loro azione acidificante all'interfaccia metallo/soluzione ed, infine, il loro effetto catalitico sul processo di dissoluzione dei metalli.

Il processo d'innesco del *pitting* può, quindi, essere considerato, in ultima analisi, alla luce di un meccanismo di “*breakdown*” della passività nei punti più labili, mentre l'influenza dei cloruri può essere considerata nel senso della creazione di condizioni superficiali o ambientali che promuovano tale *breakdown*. Caratteristica fondamentale del processo di *breakdown* risulta, pertanto, il livello del potere aggressivo della soluzione, che, per

promuovere il processo d'innescò, dovrà essere tale da favorire l'attacco in corrispondenza dei punti che la maggior labilità del film di passività rende più aggredibili, lasciando inalterato il resto della superficie metallica passiva. Si tratta quindi di condizioni ambientali assai critiche, per le quali risulta di fondamentale importanza il potenziale *redox* della soluzione corrosiva, ossia, in ultima analisi, il potenziale del processo catodico.

3.9.3 Fattori promotori di *pitting*

I principali fattori di *pitting* sono:

- Interstizi: essendo le superfici schermate più difficilmente raggiungibili dall'ossigeno, gli interstizi, di conseguente passività più labile, favoriscono i processi di innescò del *pitting*;
- Asperità superficiali: favoriscono i processi di innescò specialmente nelle zone di massimo raggio di curvatura, essendo tali punti di maggior energia superficiale, passivabili con più difficoltà. Al limite una superficie smerigliata grossolanamente risulta molto suscettibile a *pitting*, mentre invece una superficie speculare risulta assai resistente;
- Trasmissione termica: le zone ad alta trasmissione termica risultano a passività più labile a causa delle alte temperature raggiungibili e, pertanto, più suscettibili a *pitting*;
- Fattori geometrici: come già accennato, il *pitting* risente degli effetti della gravità che favoriscono lo sviluppo ad orientazione verticale all'interno e all'esterno del *pit*. Inoltre il *pitting* si forma preferenzialmente nelle zone più difficilmente raggiungibili dall'ossigeno e quindi a passività più labile (fig. 3.14).

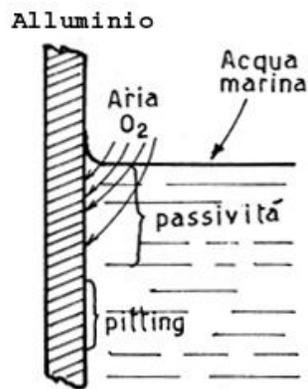


Figura 3.14 Esempio di zona maggiormente suscettibile al *pitting* per difficoltà di aerazione.

3.9.4 Meccanismo del *pitting*

Come già accennato in precedenza, la reazione anodica di dissoluzione del metallo, localizzata al punto di innesco, porta alla formazione di piccole cavità nelle quali si instaura rapidamente una situazione particolare regolata da fenomeni di trasporto e di diffusione, il cui risultato, agli effetti della composizione della soluzione, è quello di una maggiore concentrazione in Cl⁻.

Se si considera un processo di *pitting* in corso su una superficie di alluminio a contatto con una soluzione neutra, aerata, di NaCl (es. 3.5%), la situazione può essere rappresentata con lo schema di fig. 3.15 in cui è rappresentato il macroelemento galvanico promotore di *pitting*.

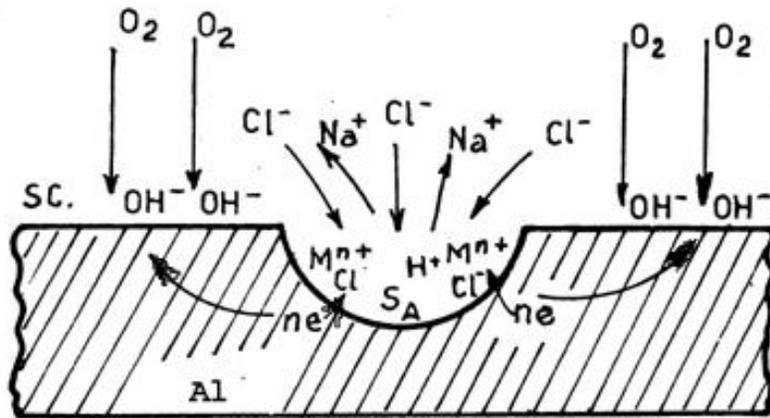


Figura 3.15 Macroelemento galvanico promotore di *pitting*.

La reazione catodica in corso sulla vasta area catodica S_C bilancia la reazione anodica localizzata di dissoluzione del metallo e produce ioni OH^- che concorrono al mantenimento delle condizioni catodiche di S_C avendo, quindi, un'azione preventiva nei riguardi della formazione di altri *pits*.

La reazione anodica produce ioni Al^{3+} ed altri ioni derivanti da eventuali impurezze, che si accumulano rapidamente nell'interno del *pit*; la reazione risulta di particolare intensità a causa dell'alto rapporto S_C/S_A che crea forte addensamento di linee di corrente in corrispondenza dell'area anodica.

All'interno della soluzione il passaggio di corrente è accompagnato da fenomeni di trasporto con contributo quasi totale degli ioni Na^+ e Cl^- , essendo del tutto trascurabile l'apporto degli ioni H^+ e OH^- provenienti dalla dissociazione dell'acqua. In corrispondenza della zona anodica si avrà, perciò, la scomparsa pressoché totale di ioni Na^+ , oltre ad un arricchimento graduale di Cl^- e relativa formazione di cloruri metallici (di Al) facilmente idrolizzabili. L'azione specifica dei cloruri e l'aumento di acidità libera dovuta ai processi

di idrolisi assicurano lo stato di attività del metallo all'interno della cavità; contemporaneamente l'alto peso specifico dei prodotti di corrosione agisce nel senso di uno sviluppo del processo di corrosione in senso verticale.

Oltre che da processi di trasporto elettrico, lo scambio materiale tra l'interno e l'esterno della cavità è influenzato anche dai processi diffusivi (e convettivi), per cui una certa quantità di ossigeno può entrare nella cavità ed una certa quantità di cloruri può uscirne. Le quantità dipendono dal coefficiente di diffusione, dal gradiente di concentrazione di ossigeno e cloruri e dal raggio dell'imboccatura del *pit*.

Se ne deduce che le condizioni elettrochimiche e geometriche che determinano la crescita del *pitting* sono strettamente critiche e che sarebbe sufficiente la variazione di uno dei parametri concorrenti per spostare radicalmente le condizioni di corrosione: ad esempio, sarebbe sufficiente che l'imboccatura del *pit* diventasse più larga per permettere uno scambio diffusivo, tale da diminuire notevolmente l'accumulo di cloruri nell'area anodica o per permettere addirittura la ripassivazione delle pareti della cavità da parte della maggior quantità di ossigeno proveniente dall'esterno. Una volta ripassivata, la cavità cessa ogni sua ulteriore attività; in tal caso cessano pure le condizioni catodiche create in corrispondenza dell'area circostante che viene, a sua volta, a ritrovarsi in condizioni di possibilità di innesco di un nuovo processo di *pitting*.

3.10 *Pitting* dell'alluminio

Per l'alluminio si verificano, quindi, le condizioni di innesco e di crescita di *pitting* osservate in precedenza, malgrado la natura del film passivante risulti di composizione chimica e cristallografica stabile e definita ($\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 3\text{H}_2\text{O}$, Idrargillite).

Per l'alluminio particolare importanza assumono le impurezze, tanto che, in generale, l'alluminio di grado commerciale (99,5%) risulta assai più suscettibile al *pitting* dell'alluminio raffinato (99,99%). Il ruolo delle impurezze, considerate sia come elementi volutamente introdotti in lega sia come composti accidentali, è, essenzialmente, quello di formare con l'alluminio composti intermetallici precipitati che, a seconda che giochino ruolo catodico od anodico rispetto alla superficie del metallo, possono risultare promotori o meno di corrosione per *pitting*, come sarà meglio mostrato in seguito. Il rame, ad esempio, dà con l'alluminio composti intermetallici che precipitano in seguito al trattamento di invecchiamento: tali composti intermetallici, per le loro caratteristiche essenzialmente catodiche, risultano sedi preferenziali per la riduzione catodica dell'ossigeno con formazione di alcalinità locale che agisce sul film di ossido, sciogliendolo; si ottengono, così, curiose forme di *pitting* anulare a sezione caratteristica (fig. 3.16) che mantengono, durante la fase di penetrazione, le caratteristiche geometriche dell'attacco superficiale (*Pitting* a pinnacolo).

Per le leghe di alluminio con rame (durallumini) alle migliori qualità meccaniche si contrappone, a causa di quanto ora affermato, una notevole suscettibilità al *pitting*.

Nel caso, viceversa, delle leghe con magnesio i composti intermetallici assumono ruolo anodico rispetto alla superficie del metallo, che risulta, perciò, assai poco suscettibile al *pitting*.

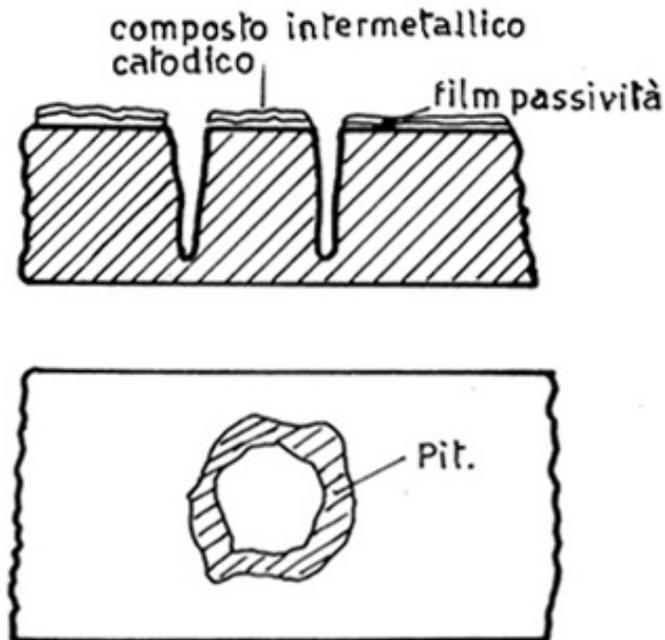


Figura 3.16 *Pitting* a pinnacolo

In ogni caso trattamenti passivanti risultano efficaci per l'alluminio per il rafforzamento del film di passività; inoltre, per l'alluminio si presentano le possibilità offerte dai trattamenti di anodizzazione che possono creare films di notevole resistenza anche in ambiente industriale e marino. Per quanto riguarda la suscettibilità al *pitting* delle zone adiacenti la saldatura, per l'alluminio si ha la formazione superficiale di ossidi anidri di struttura diversa da quello naturalmente formato sul metallo e di maggior suscettibilità all'innescio di *pitting*. Sarebbe necessario, pertanto, sottoporre l'alluminio a trattamenti decapanti, di sabbiatura e di ripassivazione post saldatura allo scopo di ripristinare il film naturale di passività.

Capitolo Quarto

Materiali e Metodi

4.1 Materiali

I test di *Stress Corrosion Cracking* sono stati condotti su tre differenti leghe di alluminio:

- AA 2198T351
- AA 6056T4
- AA 7075T6

Le saldature FSW sono state realizzate su provini aventi due diverse configurazioni:

- giunto saldato in trasparenza (*transparency T joint*), con lo *skin* realizzato in AA 2198-T351 e lo *stringer* in AA 6056 T4 (Fig. 4.1);

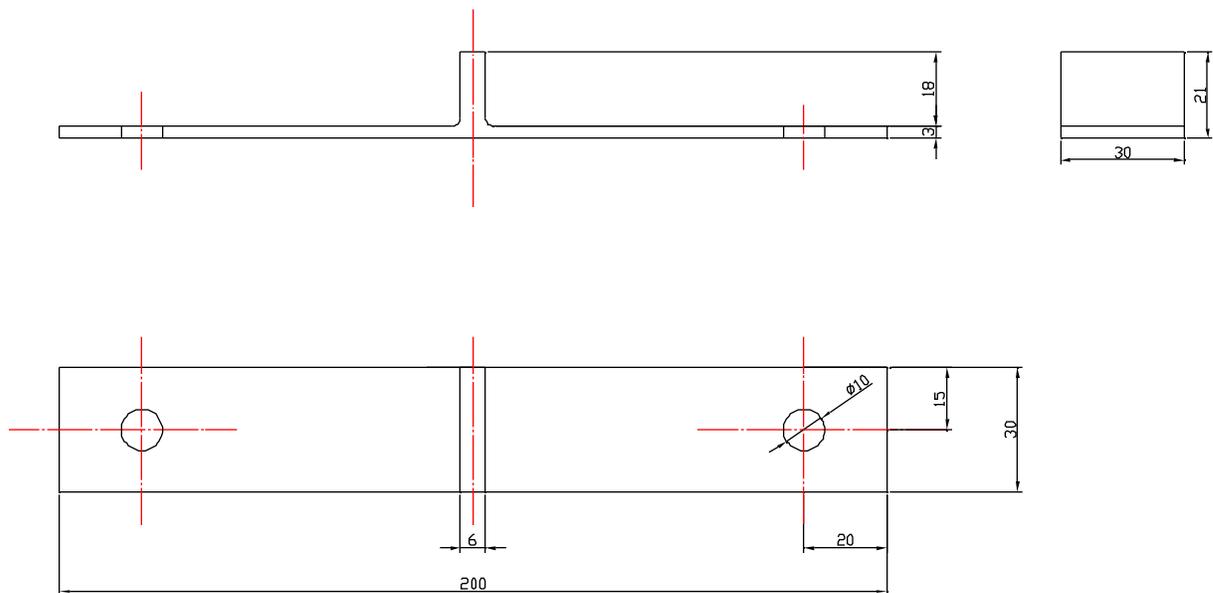


Fig. 4.1 Provino saldato in trasparenza (giunto a T); dimensioni espresse in mm.

- giunto saldato in sovrapposizione (*lap joint*), con lo *stringer*, avente una geometria con sezione a Z, realizzato in AA 7075-T6, mentre lo *skin*, in analogia al caso precedente, in AA 2198-T351 (Fig 4.2).

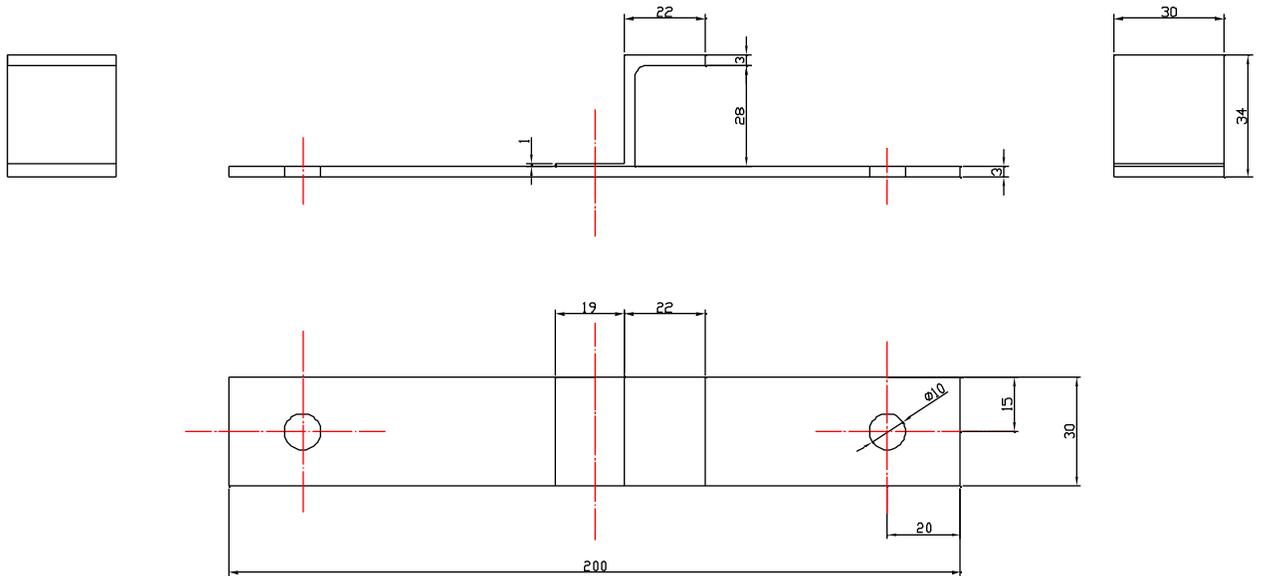


Fig. 4.2 Provino saldato per sovrapposizione (*skin* avente sezione a Z); dimensioni espresse in mm.

La resistenza alla corrosione sotto sforzo è stata valutata attraverso prove di *Stress Corrosion Cracking* condotte in accordo a quanto prescritto dalle norme:

- *ASTM G 47*–Standard test method for determining susceptibility to stress corrosion cracking of 2xxx and 7xxx aluminium alloys products;
- *ASTM G 49*–Standard practice for preparation and use of direct tension stress corrosion test specimens.

4.2 Giunti FSW

I giunti in configurazione a sovrapposizione sono stati realizzati utilizzando la fresatrice universale DORMAC (Fig. 4.3) presente nel laboratorio meccanico del DICMAPI.



Fig. 4.3 Fresatrice universale DORMAC

Per la FSW due parametri sono molto importanti: la *velocità di rotazione* (ω , rpm) dell'utensile e la sua *velocità di avanzamento* (v , mm/min) lungo la linea di giunzione della saldatura. La rotazione dell'utensile genera un mescolamento del materiale intorno al *pin* rotante, mentre il moto traslatorio dell'utensile muove il materiale mescolato dalla parte anteriore alla parte posteriore del *pin* e completa il processo di saldatura. Una più elevata velocità di rotazione dell'utensile, a parità di velocità di avanzamento, comporta un incremento di temperatura a causa del maggior attrito e, quindi, un più intenso mescolamento del materiale.

Oltre alla velocità di rotazione dell'utensile e alla sua velocità di avanzamento, un altro importante parametro di processo da considerare è *l'angolo di Inclinazione* (α) che l'asse dell'utensile forma rispetto alle superfici da saldare.

Un'appropriata inclinazione del mandrino verso la direzione opposta a quella di avanzamento assicura che lo *shoulder* dell'utensile contenga il materiale mescolato dal *pin* filettato e muova in modo efficace il materiale dalla zona anteriore a quella posteriore del *pin*. Di norma tale angolo varia tra $2^\circ \div 3^\circ$.

Nella fattispecie sono stati impiegati:

- utensile in acciaio C40, per effettuare l'opportuna lavorazione di saldatura FSW, che è stato utilmente inclinato di 1° rispetto all'asse verticale del mandrino della macchina;
- velocità di rotazione pari a 600 rpm;
- velocità di avanzamento pari a 165 mm/min.

Durante l'operazione di saldatura la piastra di base è stata fissata su un'opportuna attrezzatura a corredo della fresatrice: la *backing bar*.

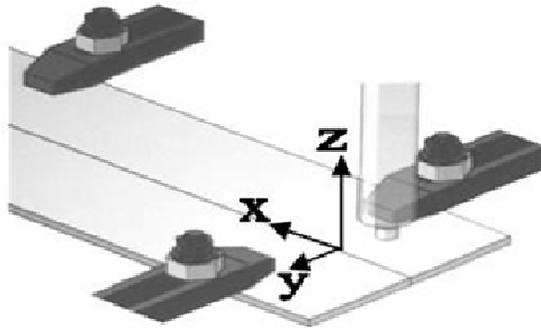


Fig. 4.4 Sistema di fissaggio

Tale attrezzatura è stata posizionata sulla tavola portapezzo che ha permesso l'opportuno bloccaggio della piastra di base e dello *stringer* da saldare tra loro in senso longitudinale. Questa operazione è stata effettuata con molta accuratezza, in modo da ottenere una saldatura esente da eventuali difetti. Infatti, anche un minimo spostamento dell'insieme da saldare, durante lo svolgimento della lavorazione, può causare una non corretta esecuzione della saldatura FSW.

Da ogni giunto realizzato sono stati ricavati cinque provini di cui:

- tre sottoposti alle *misure di trazione statica* che hanno permesso di stimarne le caratteristiche della sollecitazione meccanica (*ultimate tensile strength "UTS" e yield strength "YS"*);

- due sottoposti alla *prova SCC*.

I giunti a T in trasparenza, invece, sono stati forniti da Alenia Aeronautica. La lamiera saldata è stata, semplicemente, tagliata nel laboratorio meccanico del DICMAPI, utilizzando un'opportuna sega alternativa, per ottenere dimensioni adeguate all'esecuzione della prova.



Fig. 4.5 Sega alternativa BS 300/60 GH (IMET)

I provini, dopo essere stati tagliati, sono stati lucidati lungo le superfici laterali, su cui presentavano delle imperfezioni dovute al processo di taglio. Si è ritenuto opportuno, infatti, eliminare tali difetti, in quanto potevano essere, sia fenomeno di insorgenza di sovratensioni nel provino durante il pre-carico di trazione, sia fenomeno di insorgenza di innesco di fenomeni di corrosione durante l'esecuzione della prova SCC. Tale lucidatura è stata effettuata utilizzando un'opportuna macchina smerigliatrice (Fig. 4.6), presente nel laboratorio di Trattamenti Superficiali del DICMAPI, ed opportuni fogli di carta abrasiva idrorepellente fissati su dischi rotanti. In particolare, sono stati utilizzati dei fogli di carta abrasiva, adatti alle leghe di alluminio utilizzate, aventi granulometria P800 e GRIT 400.

La velocità di rotazione del disco impiegata è stata di 150 rpm. Il riscaldamento del provino è stato impedito grazie all'utilizzo di un getto d'acqua che irrorava il disco abrasivo,

predisposto sulla smerigliatrice. L'acqua ha anche il delicato compito di allontanare dal disco le polveri di alluminio dovute al fenomeno abrasivo.



Fig. 4.6 Smerigliatrice STRUERS TREGRAPOL-11

4.3 Attrezzature della macchina di prova

La macchina di prova dispone di otto posizioni utili per i test e, quindi, per ogni materiale indagato è stato possibile realizzare una coppia di provini precaricati all'80% del UTS (*Ultimate Tensile Strength*). La deformazione è stata imposta ai provini attraverso un apposito dispositivo (Fig. 4.7) che consente il montaggio su una macchina di prova universale e di congelare la deformazione imposta, che viene letta utilizzando un estensometro.

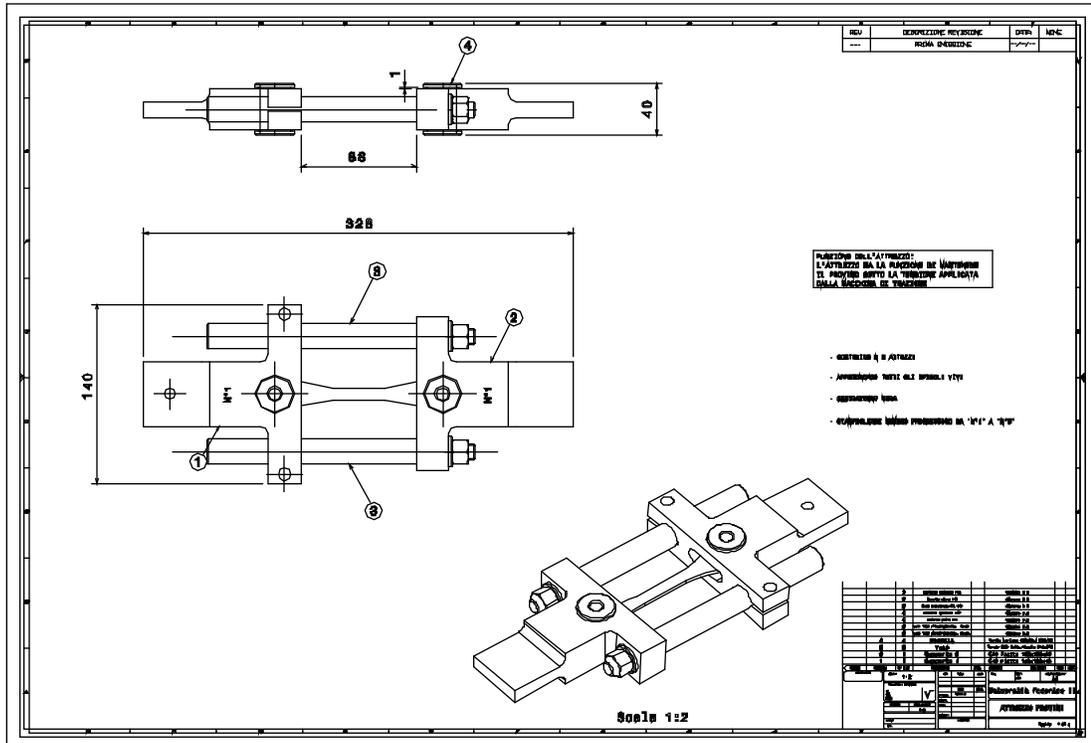


Fig. 4.7 Dispositivo per imporre la deformazione ai provini per la prova SCC

Il dispositivo è stato rivestito con un film di cera liquida che ha reso possibile l'isolamento elettrico del provino evitando, così, fenomeni di corrosione indesiderati e, simultaneamente, preservando lo stato del dispositivo. Il dispositivo consta fondamentalmente di due traverse di acciaio nelle quali vengono afferrate le estremità del provino da testare.

L'afferraggio del provino, nelle due citate traverse, non avviene semplicemente attraverso il bullone visibile al centro di ciascuna traversa, ma mediante una coppia di tamponi in acciaio, con facce opportunamente zigrinate in modo da migliorare l'afferraggio stesso e serrate attraverso i bulloni. In tal modo, il provino è bloccato nel dispositivo, ma ancora scarico. Riportiamo nelle due figure seguenti le due tipologie di provini bloccati e serrati all'interno delle attrezzature, ma non ancora caricati.



Fig. 4.8 Provino *Tjoint* afferrato all'attrezzatura



Fig. 4.9 Provino *Lap joint* afferrato all'attrezzatura

Come accennato in precedenza, i provini sono stati caricati all'80% dell'UTS. Per fare ciò è stata utilizzata una macchina di prova di trazione universale che ha la possibilità di lavorare sia in controllo di spostamento sia in controllo di carico. Nel caso in esame abbiamo operato in controllo di carico raggiungendo i valori di carico in maniera graduale. In particolare, i provini *Tjoint* sono stati sottoposti ad uno sforzo monoassiale di trazione fino ad un carico di 19,2 kN ed i provini *Lap joint* sono stati posti in trazione sino ad un carico pari a 28,5 kN.

Per mantenere tali valori di carico è necessario, prima di scaricare la macchina, manipolare le due viti serranti che agiscono sulla traversa libera, bloccandola (Fig. 4.7).

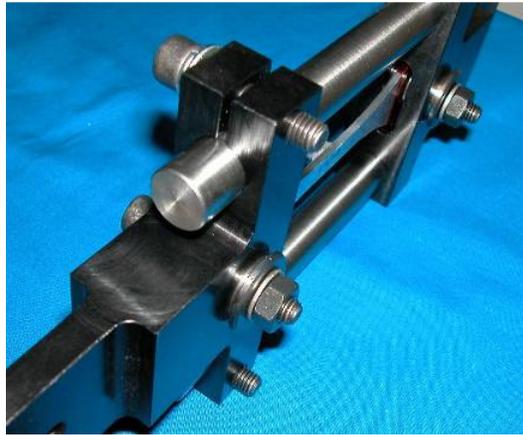


Fig. 4.10 Particolare del dispositivo e del provino per la prova SCC

È importante sottolineare che durante la fase di imposizione della sollecitazione-deformazione desiderata, per maggior accortezza, si è fatto uso di un estensometro. Tale accorgimento si è dimostrato essere un intrinseco fattore di sicurezza della procedura di prova, poiché, una volta serrate le viti di bloccaggio della traversa sulle colonne e, quindi, liberato l'intero dispositivo dalle ganasce della macchina di prova, è stato ancora possibile leggere il valore della deformazione raggiunto con il carico imposto dalla macchina di prova, misurato dall'estensometro stesso. Ciò ha, quindi, permesso di valutare ed, anche, correggere possibili cedimenti e/o rilassamenti del dispositivo.



Fig.4.11 Macchina per la prova di trazione e particolare relativo al sistema di afferraggio delle attrezzature tramite ganasce con chiusura pneumatica.

La macchina di trazione (INSTRON 8502), con la quale sono stati caricati i provini esaminati (Fig. 4.11), impone una forza al provino attraverso una deformazione. Inizialmente, inserita e bloccata l'attrezzatura nelle ganasce, è stato conferito uno zero di partenza alla prova (settaggio d'inizio prova) coincidente con la posizione zero della macchina che ha messo in tiro il provino. Tale posizione delle traverse della macchina non impone alcuna deformazione al campione. Successivamente è stata imposta alla traversa mobile della macchina, nel nostro caso quella inferiore, (Fig. 4.11), una velocità di spostamento e, pertanto, una deformazione al provino. Si misura, sotto forma di forza, la resistenza che offre il provino a lasciarsi deformare, forza che, per ovvi motivi di equilibrio del sistema, è pari a quella che occorre indurre al sistema. Pertanto, raggiunti i valori delle forze (carichi), si è bloccata la prova di trazione e si è effettuato il congelamento dello stato di tensione presente sui provini con la tecnica di serraggio.

I provini così preparati sono stati, poi, sottoposti a cicli di immersione: ciascun ciclo, della durata di 60 minuti, ha previsto la permanenza per 10 minuti in un bagno di acqua e cloruro di sodio al 3.5 % in peso alternata ad un periodo di permanenza fuori da detto bagno. Il tutto nell'arco di 30 gg. Quindi ogni provino è stato sottoposto a 720 cicli per l'intero periodo della prova SCC.

4.4 Macchina di prova

Nella figura che segue (Fig. 4.12) si riporta uno schema dell'intera apparecchiatura realizzata per l'esecuzione del test.

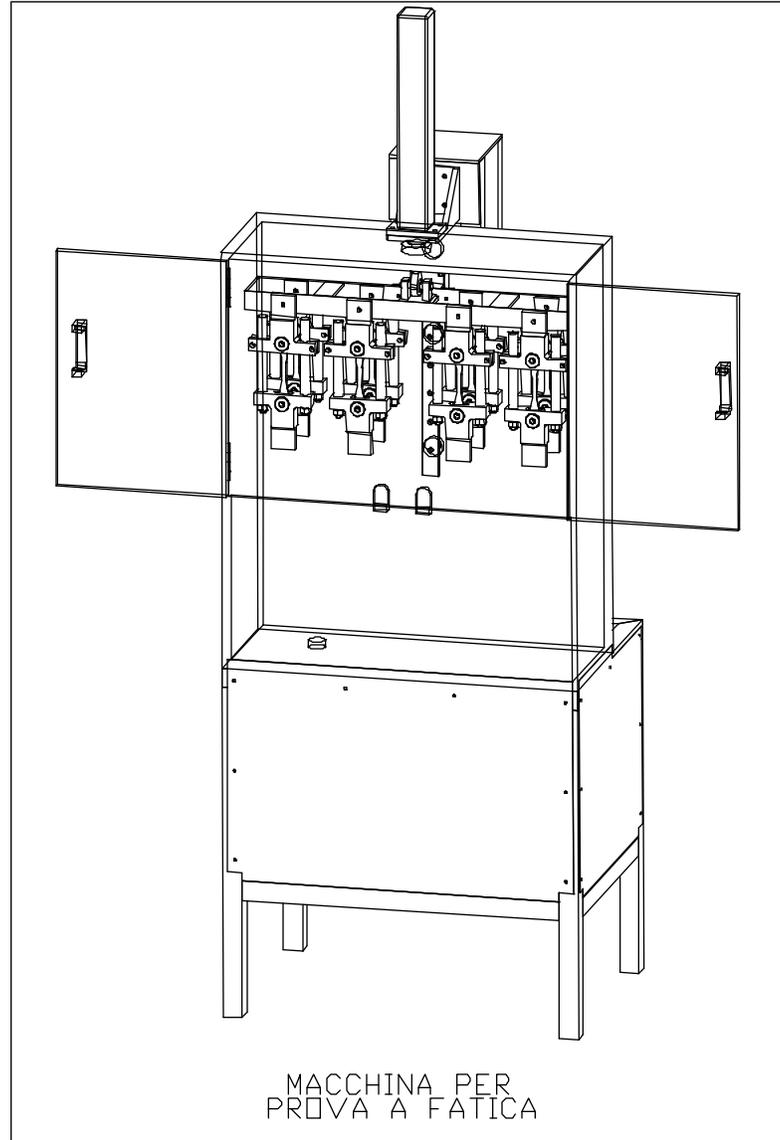


Fig.4.12 Apparecchiatura per prove di SCC

Sullo schema riportato, nella parte bassa si trova un tavolo in acciaio su cui poggia una grande vasca in *plexiglass* alla quale è possibile accedere mediante due porte (aperte nello schema). Vi è una traversa mobile alla quale è possibile collegare fino ad 8 provini sollecitati, come descritto in precedenza. Tale traversa è mossa attraverso un pistone pneumatico alimentato da un compressore. Due semplici interruttori temporizzati (due *relè*

con relativi temporizzatori) comandano le due corse, di discesa e risalita, così da realizzare la prova.

Onde evitare che, nel corso della lunga prova, l'ossigeno presente nel bagno potesse esaurirsi e, quindi, la soluzione diventare deaerata, è stato inserito un sistema per addurre con continuità aria al bagno mediante due insufflatori posti alle due estremità della vasca (Fig. 4.13).



Fig.4.13 Particolare di un insufflatore di aria nella vasca

Tale prova è stata eseguita sia su provini precaricati in trazione sia su provini scarichi, al fine di capire in che modo i carichi e, quindi, lo stato di sollecitazione indotto nei provini potesse influenzare il fenomeno della corrosione. Inoltre, sono state introdotte nella stessa macchina di prova anche due semplici barrette di materiale base (AA 2198-T351) allo scopo di valutare le differenze di comportamento a corrosione tra il materiale base costituente i provini e le zone che sono state interessate dalla saldatura FSW.

Per ogni tipologia di configurazione di provini da analizzare sotto sforzo sono stati sottoposti alla prova due campioni identici, al fine di disporre di un minimo di ripetibilità delle prove, ovvero per ottenere un'analisi quanto più accurata e dettagliata possibile.

Complessivamente sono stati sottoposti alla prova di *Stress Corrosion Cracking* i seguenti campioni:

- 2 giunti saldati FSW in modalità *trasparency T joint* precaricati e posti con l'*advancing side* verso l'alto e il *retreating side* verso il basso;
- 2 giunti saldati FSW in modalità *trasparency T joint* precaricati e posti con *retreating side* verso l'alto e l'*advancing side* verso il basso;
- 2 giunti saldati FSW per sovrapposizione (*lap joint*) precaricati e posti con l'*advancing side* verso l'alto e il *retreating side* verso il basso;
- 2 giunti saldati FSW per sovrapposizione (*lap joint*) precaricati e posti con *retreating side* verso l'alto e l'*advancing side* verso il basso;
- 2 giunti saldati FSW in modalità *trasparency T joint* non caricati e posti: uno, con l'*advancing side* verso l'alto e il *retreating side* verso il basso e l'altro, con il *retreating side* verso l'alto e l'*advancing side* verso il basso;
- 2 giunti saldati FSW per sovrapposizione (*lap joint*), non caricati e posti: uno, con *retreating side* verso l'alto e l'*advancing side* verso il basso e l'altro, con l'*advancing side* verso l'alto e il *retreating side* verso il basso;
- 2 barrette di materiale base AA 2198-T6.

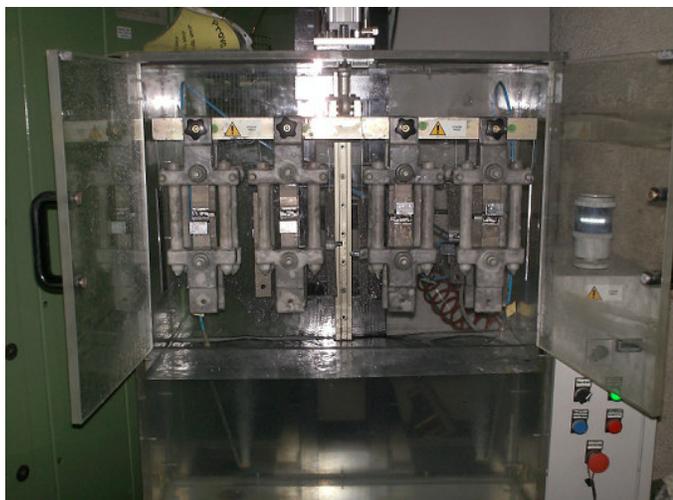


Fig.4.14 Macchina di prova SCC con tutti i provini sottoposti alla prova

4.5 Preparazione dei provini per l'analisi metallografica

Dopo aver effettuato la prova di SCC, i provini, smontati dalla macchina di prova, sono stati opportunamente puliti con l'utilizzo di acqua distillata in modo da eliminare i sali di NaCl rimasti in superficie. Tale accorgimento è indispensabile, affinché il fenomeno corrosivo possa arrestarsi alla fine della prova. Quindi sono state effettuate, inizialmente, delle analisi macroscopiche e, successivamente, delle analisi microscopiche per analizzare la struttura dei giunti saldati per FSW dopo lo svolgimento della prova.

Per tali osservazioni è stato necessario prelevare un campione che avesse conservato tutte le caratteristiche strutturali del provino, opportunamente tagliato, pertanto, con una troncatrice metallografica in modo da non alterare la superficie di taglio. Quest'ultimo è avvenuto con l'assistenza di un liquido lubrorefrigerante in modo da non surriscaldare il pezzo e, quindi, evitare cambiamenti locali della microstruttura.

Dopo la troncatura abbiamo effettuato l'inglobamento a freddo dei campioni in una resina epossidica. La resina è stata preventivamente mescolata, in un recipiente graduato, con la necessaria quantità di liquido indurente (in particolare si sono utilizzati 100 parti di resina

epossidica e 30 parti di liquido indurente) avente anche la funzione di catalizzatore della polimerizzazione. La miscela, di consistenza alquanto viscosa, è stata successivamente versata in uno stampino di *plexiglass*, sul fondo del quale è stato appoggiato il provino. La resina ha acquistato consistenza e indurimento completo dopo circa 24 ore. Tale tempo, in genere, può essere ulteriormente ridotto innalzando la temperatura a circa 50°C mediante l'impiego di un termoventilatore, accorgimento che, nel caso in analisi, non è stato necessario utilizzare.



Fig.4.15 Provino saldato in modalità *Lap Joint* opportunamente tagliato ed inglobato. Fase di estrazione del campione dallo stampino in *plexiglass*.

Effettuato l'inglobamento, dopo le 24 ore, i campioni sono stati estratti dagli stampini e lucidati, usando carte di varia granulometria, per poter essere osservati al microscopio. La lucidatura è stata effettuata sulla macchina smerigliatrice STRUERS TREGROPOL-11 (Fig. 4.6) già utilizzata precedentemente. Per l'operazione di lucidatura dei campioni è stata utilizzata della carta abrasiva di granulometria decrescente: P 240, P 400, P 800, P 1200, P 2400. I fogli di carta abrasiva idrorepellenti sono stati fissati su dischi rotanti con velocità di 300 rpm. Per effettuare una buona pulitura i campioni sono stati tenuti ben fermi mediante l'utilizzo del braccio fissato sulla macchina e di un minicompressore, grazie al

quale, è stato possibile applicare sugli stessi una pressione uniforme necessaria per ottenere superfici del provino inglobato quanto più piane possibile.

Il riscaldamento del provino è stato impedito da un getto d'acqua (sistema disposto di serie sulla smerigliatrice) che irrorava il disco abrasivo. Il passaggio alla carta successiva, avente granulometria minore, è stato effettuato, di volta in volta, quando sulla superficie scomparivano le righe della carta precedente. Pertanto, ad ogni cambio di carta abrasiva, è stata effettuata la rotazione del campione di 90° ed un abbondante lavaggio in acqua corrente per eliminare i granelli residui di carburo di silicio, che se non eliminati avrebbero potuto causare dei graffi sulle superfici dei campioni nel prosieguo della lavorazione.

Dopo la smerigliatura si è passati alla fase di lucidatura a specchio, effettuata utilizzando delle polveri abrasive, di durezze adeguate al materiale, in sospensione oleosa disperse su dischi rotanti di velluto. Come materiale abrasivo, nel caso in esame, abbiamo utilizzato la pasta diamantata di uso universale. In particolare si sono adoperate tre diverse granulometrie in sequenza:

- 6 μm
- 3 μm
- 1 μm

Con l'impiego di queste paste diamantate abbiamo ottenuto una lucidatura rapida ed uniforme, indipendente dalla durezza dei singoli costituenti, con l'unico svantaggio dell'elevato costo rispetto alle altre polveri abrasive. Anche per tale operazione, come in precedenza, è stato opportuno applicare una pressione uniforme sui campioni e provvedere a ruotarli in maniera continua. Ciò è stato effettuato con lo stesso sistema con il quale è stata effettuata la smerigliatura precedentemente descritta. Dopo tali operazioni il campione è stato analizzato macroscopicamente e microscopicamente. In particolare, le analisi

microscopiche sono state effettuate utilizzando il microscopio (Fig. 4.16) in dotazione al laboratorio tecnologico del DICMAPI.



Fig. 4.16 Microscopio ZEISS

È stato necessario attaccare chimicamente la superficie del campione con un opportuno reagente per poter osservare caratteristiche, quali: la forma e le dimensioni dei grani, le diverse microstrutture dei materiali saldati, i fenomeni di alterazione dovuti alla corrosione, il comportamento della microstruttura della giunzione, i fenomeni di corrosione transgranulare ed intergranulare. Durante l'attacco chimico i grani cristallini sono stati incisi più o meno in profondità con velocità diversa; questo ha conferito un rilievo alla superficie del provino. Nell'osservazione microscopica con luce verticale i grani sono apparsi come superfici luminose contornate da bordi scuri. Molta attenzione è stata prestata alla durata dell'attacco chimico che, se prolungato, provoca sulla superficie del provino delle "figure di attacco" che non hanno nulla a che vedere con la reale struttura del campione in analisi. Il reagente viene scelto in base al tipo di materiale e alle fasi e alla struttura che si vogliono mettere in evidenza.

Per il seguente lavoro, sulle superfici osservate, è stato effettuato un attacco con reagente Keller per un periodo pari a circa 15 secondi, in modo da riuscire a mettere in evidenza la

morfologia dei grani cristallini ed anche la loro eventuale orientazione. Il reagente di Keller presenta la seguente composizione per una soluzione pari a 50 ml:

- 47.5 ml di acqua distillata
- 1.25 ml di acido idrocloridrico
- 0.75 ml di acido nitrico
- 0.5 ml di acido idrofluoridrico



(a)

(b)

Fig. 4.11: a) Trattamento chimico; b) Superficie dopo il trattamento

4.6 Test di Nanoindentazione

Con il termine nanoindentazione si fa riferimento ad una varietà di test di durezza di indentazione, applicata a piccoli volumi, impiegati per determinare le proprietà elastiche di un materiale, come la durezza ed il modulo di Young, su scala micro e nano. La tecnica ha la sua origine nella scala di Mohs per la durezza, dove i materiali vengono classificati in base a ciò che possono graffiare e, a loro volta, da quale altro materiale possono essere graffiati.

<i>Minerale</i>	<i>Durezza Mohs</i>	<i>Caratteristiche</i>
<i>Diamante</i>	10	<i>Materiale duro, non rigabile Con una punta d'acciaio</i>
<i>Corindone</i>	9	" "
<i>Topazio</i>	8	" "
<i>Quarzo</i>	7	" "
<i>Ortoclasio</i>	6	<i>Materiale semiduro, rigabile Con una punta d'acciaio</i>
<i>Apatite</i>	5	" "
<i>Fluorite</i>	4	" "
<i>Calcite</i>	3	" "
<i>Gesso</i>	2	<i>Materiale tenero, rigabile Con l'unghia</i>
<i>Talco</i>	1	" "

Tab. 4.1 Scala di durezza Mohs

La sostanziale differenza con gli altri test di durezza consiste, principalmente, nella capacità di tale metodo di non fornire le caratteristiche meccaniche globali del materiale, ma una loro stima “punto-punto”, il che richiede, quindi, maggiore attenzione a causa della vasta gamma di errori che possono verificarsi in tale tipologia di misure. In un test di indentazione tradizionale una punta dura, le cui proprietà meccaniche sono note (di solito fatta di un materiale molto duro come il diamante), viene fatta penetrare in direzione perpendicolare rispetto alla superficie di un campione. Il carico imposto viene fatto aumentare fino ad un valore massimo definito dall'utente. Successivamente, il carico viene ridotto e la profondità di penetrazione decresce per il recupero di elasticità del materiale. La durezza (H) è definita da :

$$H = \frac{P_{max}}{A_c}$$

dove P_{max} indica il carico massimo ed A_c l'area di indentazione.

In nanoindentazione vengono utilizzati piccoli carichi e varie dimensioni di punta, in modo che l'area di indentazione possa essere solo di alcuni micrometri o, anche, nanometri quadrati. Ciò comporta problemi nel determinare la durezza, dato che l'area di contatto non

viene facilmente individuata. Potrebbero essere, quindi, impiegate le tecniche della microscopia a forza atomica o della microscopia elettronica a scansione per raffigurare l'indentazione, ma essendo molto ingombranti, si ricorre ad un indentatore con una geometria conosciuta ad alta precisione. Generalmente, viene utilizzata una punta Berkovich che presenta una geometria piramidale a tre lati.

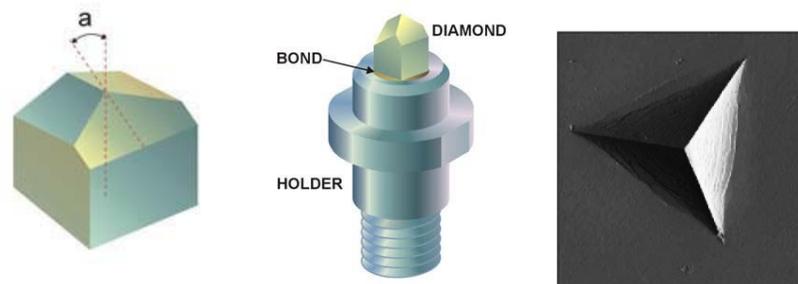


Fig 4.12 Punta Berkovich

Durante il processo viene effettuata una registrazione della profondità di penetrazione e, dunque, l'area dell'impronta viene determinata usando la geometria nota della punta di indentazione. Nel corso della prova si misurano, istante per istante, i vari parametri di indentatura come il carico e la profondità di penetrazione. Una registrazione di questi valori può essere riportata su un grafico (Fig. 4.13) per costruire una curva di carico (P) in funzione della profondità di penetrazione (h).

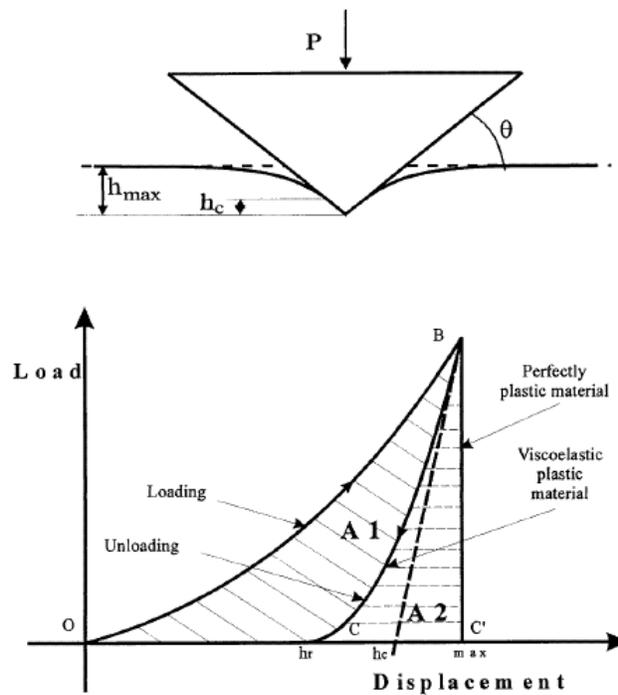


Fig. 4.13 Curva carico-profondità di penetrazione ottenuta da una prova di nano indentazione.

Durante la fase di carico, curva OB, la profondità di penetrazione è data dalla somma della componente elastica e di quella plastica. Al punto B, dove il carico (P) è massimo, la penetrazione totale è indicata con h_{max} . Durante la fase di scarico, curva BC, si ha il ritorno elastico sia del materiale a contatto con il penetratore sia di quello della zona circostante e la profondità residua è pari ad h_r . Da un punto di vista energetico l'area OBC rappresenta il lavoro A_1 effettuato dalle forze esterne durante la fase di carico e l'area CBC' rappresenta il lavoro A_2 determinato dal ritorno elastico del materiale deformato. Di conseguenza l'area OBC, che può essere ottenuta per differenza dalle aree precedenti, coincide con il lavoro irreversibile che ha causato la deformazione permanente del provino.

h_c , invece, rappresenta la profondità di contatto in corrispondenza del massimo carico fornito dalla tangente alla curva di scarico. La pendenza di questa linea rappresenta la rigidità di contatto, S , tra il penetratore ed il provino :

$$S = \frac{dP}{dh} = \alpha E_r \sqrt{A_c}$$

dove A_c è la proiezione dell'area di contatto, E_r è il modulo elastico ridotto ed α è una

costante che è pari a $\frac{2}{\sqrt{\pi}}$ per penetratori assialsimmetrici e 1.167 per penetratori Berkovich.

La relazione esistente fra la profondità di penetrazione e la proiezione dell'area di contatto è espressa mediante la seguente equazione :

$$A_c(h_c) = k h_c^2$$

dove h_c è considerata la profondità di penetrazione effettiva, k una costante che vale 24.5 per il penetratore Berkovich.

Se consideriamo che il materiale potrebbe mostrare un ritorno elastico in fase di scarico, la differenza $(h_{max} - h_c)$ fornisce una valutazione del recupero elastico istantaneo. Per evitare gli errori derivanti dalle condizioni di carico che, generalmente, vengono utilizzate per la rigidità di contatto, Oliver e Pharr hanno introdotto un fattore correttivo ε :

$$h_c = h_{max} - \varepsilon \frac{P_{max}}{S}$$

dove ε dipende dalla geometria del penetratore utilizzato che, nel nostro caso, utilizzando una punta Berkovich, assume valore pari a 0,75.

La durezza H , essendo espressa dal rapporto fra il carico massimo applicato e la proiezione dell'area di contatto, nel caso di un penetratore Berkovich risulta pari a

$$H = \frac{P_{max}}{A_c} = \frac{P_{max}}{24,5 (h_c)^2}$$

È necessario, tuttavia, tener ben presente che la presenza di imperfezioni sul penetratore richiede un'adeguata calibrazione dello strumento. Questa procedura prevede l'utilizzo di materiali con proprietà ben note: generalmente, silice fusa per piccole profondità di penetrazione ed alluminio per quelle più grandi. Si procede, quindi, effettuando penetrazioni a più profondità ed ottenendo, così, un diagramma area-profondità di contatto (Fig. 4.14).

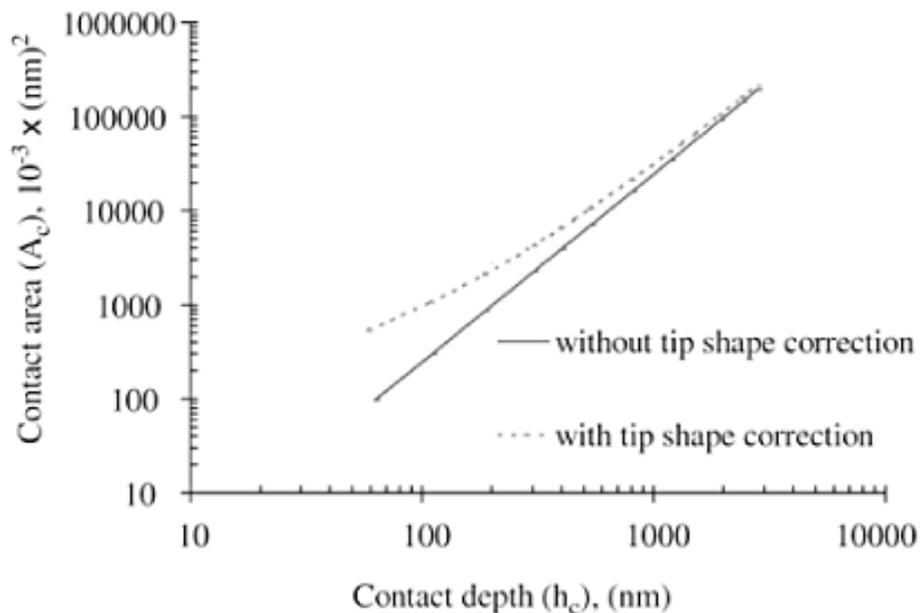


Fig. 4.14 Esempio di diagramma area-profondità di contatto

In seguito a tale procedura di calibrazione si arriva alla determinazione di una funzione polinomiale (che è quella realmente utilizzata nei calcoli) di A_c :

$$A_c = 24,5h_c^2 + C_1h_c + C_2h_c^{\frac{1}{2}} + C_3h_c^{\frac{1}{4}} + C_4h_c^{\frac{1}{8}} + \dots$$

È da osservare che tutti i punti della curva $P-h$ ottenuti durante la fase di carico possono essere utilizzati per determinare la durezza. Pertanto è possibile evidenziare, con una sola prova, l'influenza della profondità di penetrazione sulla durezza.

Un altro metodo per determinare la durezza è il metodo della *compliance* che si basa su campioni elastici ed isotropi per i quali sia trascurabile l'adesione. Gli effetti di viscoelasticità più evidenti con la nanoindentazione riguardano il *creep*, ovvero la penetrazione della punta nel campione sotto un carico costante. Nel caso in cui il comportamento a *creep* prevalga sulla risposta elastica del materiale, si ha un “naso” nella curva di carico-scarico.

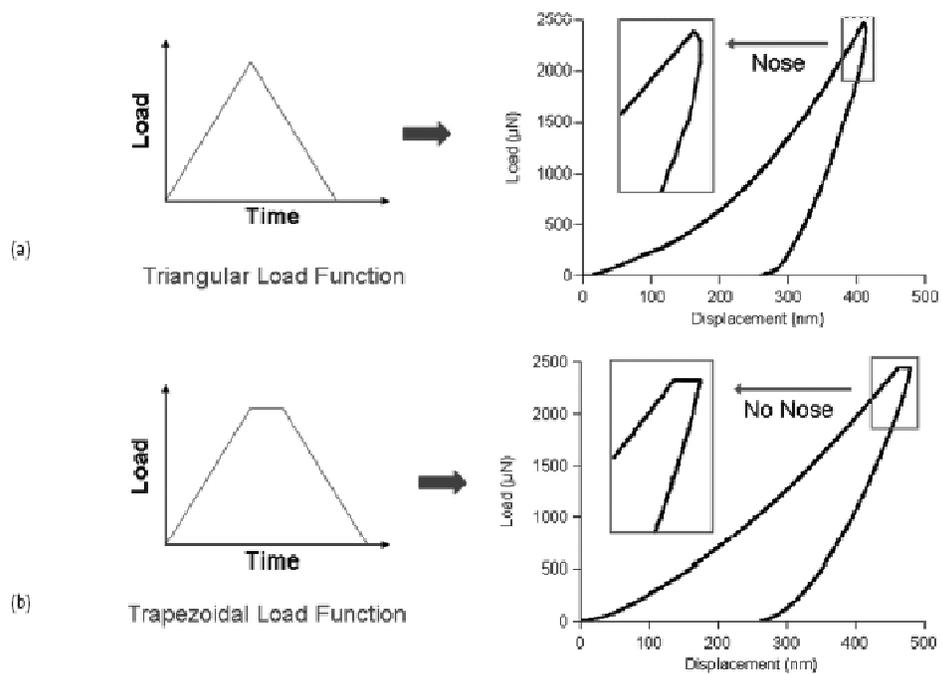


Fig. 4.15 (a) “Naso” creatosi per il comportamento viscoelastico di un campione sottoposto ad un carico triangolare, (b) Eliminazione dell’effetto “naso” mediante l’applicazione di un carico trapezoidale.

Questo fenomeno si osserva quando la curva di carico è seguita da una curva di scarico, dando origine ad un segnale triangolare. È stato verificato, infatti, che quando il processo di

carico è immediatamente seguito da quello di scarico, lo spostamento aumenta leggermente nella fase iniziale della curva di scarico, in quanto la velocità di *creep* è più elevata di quella della fase di scarico. Tale fenomeno si manifesta attraverso un cambiamento negativo della pendenza nella fase iniziale della curva di scarico, che rende impossibile la misura del modulo in questa zona. Per ovviare a tale inconveniente è stato proposto un approccio che prevede il mantenimento del carico in corrispondenza del suo valore di picco per un certo periodo di tempo (*hold period*).

Il materiale, prima della fase di scarico, raggiunge una sorta di equilibrio. La curva carico-scarico è, così, modificata da triangolare a trapezoidale per essere sicuri che il *creep* non influenzi la corretta valutazione del modulo.

Nel tempo sono stati sviluppati metodi più rigorosi per la nanoindentazione capaci, perfino, di modellare il comportamento tempo-dipendente. Queste tecniche includono l'analisi delle curve carico-spostamento usando la *creep compliance function*, il modello solido standard a tre elementi oppure il modello visco-elasto-plastico.

Molti sistemi per la nanoindentazione prevedono la possibilità di eseguire test di tipo dinamico con carichi sinusoidali che permettono di misurare il modulo elastico e viscoso come funzioni della frequenza di sollecitazione. Tali metodi sono una valida alternativa all'indentazione quasi-statica con un segnale di carico trapezoidale, essendo possibile eseguire con essi misure dirette delle proprietà tempo-dipendenti. Assumono un'importanza fondamentale, quindi, la geometria della punta ed il materiale di cui essa è composta. Generalmente, la punta è realizzata in materiale molto duro (diamante o zaffiro) e le geometrie variano a seconda del campione in esame.

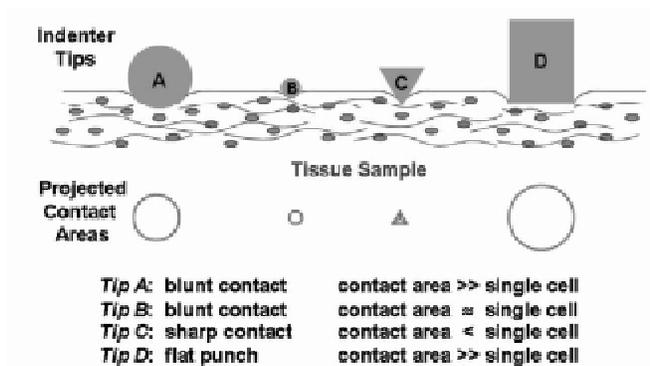


Fig. 4.16 Aree di contatto ottenute utilizzando: (A) punta sferica con elevato diametro; (B) punta sferica con piccolo diametro; (C) punta Berkovick; (D) punta cilindrica piatta.

Per materiali metallici e ceramici, per polimeri vetrosi e molti tessuti mineralizzati si utilizzano punte taglienti realizzate secondo una geometria piramidale a base triangolare. Per polimeri o tessuti soffici, invece, si utilizzano punte sferiche che permettono di minimizzare il fenomeno di concentrazione degli sforzi e le deformazioni plastiche. Per materiali viscoelastici, spesso, si utilizza un punzone cilindrico piatto in modo da avere un'area di contatto nota e costante e, contemporaneamente, garantire un'elevata concentrazione dello sforzo in corrispondenza del perimetro di contatto. Altro fattore fondamentale è la dimensione della punta.

Le tecniche di nanoindentazione, quindi, permettono di esaminare le proprietà meccaniche superficiali di molti materiali e la loro variazione in seguito ad un eventuale trattamento superficiale.

Per valutare l'effetto della SCC sulla durezza (H) sono state analizzate le curve di carico-spostamento ottenute da test di nanoindentazione effettuati sulle due tipologie di giunti.

Il sistema NanoTest utilizza un pendolo incernierato su supporti privi di frizione. All'estremità superiore del pendolo è montata una bobina che, in presenza di una corrente, è attratta verso un magnete permanente. Ciò produce il movimento della sonda diamantata

verso il campione e la conseguente penetrazione all'interno della superficie. Lo spostamento dell'indentatore viene misurato da un sensore capacitivo a piastre parallele. Sia il carico applicato sia lo spostamento possono essere accuratamente calibrati in qualsiasi momento.

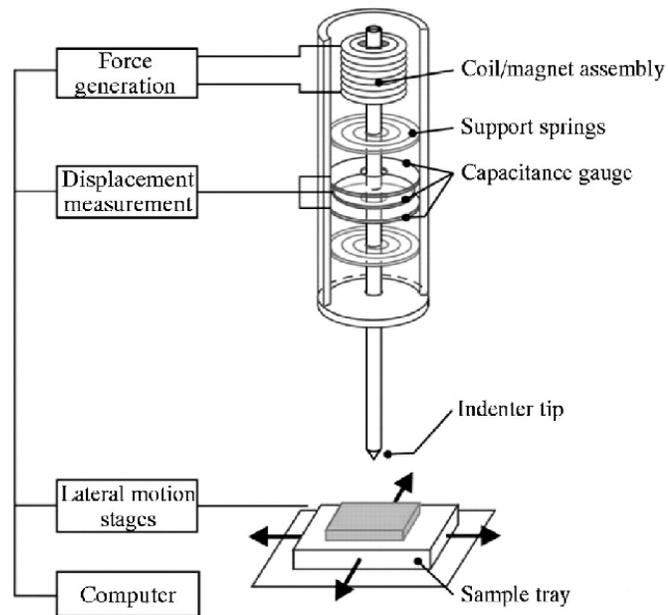


Fig. 4.17 Schematizzazione NanoTest

L'interazione tra la punta ed il campione è mostrata di seguito (Fig. 4.18).

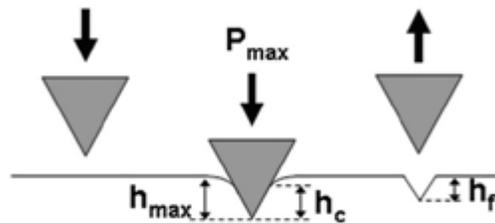


Fig. 4.18 Processo di indentazione

Nel presente lavoro è stata impiegata una NanoTest Platform, Micromaterials U.K. con una punta Berkovich diamantata piramidale e con angoli α e θ rispettivamente pari a $70,296^\circ$ e $65,27^\circ$.

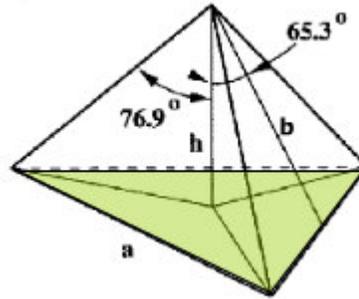


Fig. 4.19 Caratteristiche geometriche della punta Berkovich

La punta è ancorata ad un troncone in acciaio e posta perpendicolarmente ai piatti capacitivi. Il diamante e la relativa immagine impressa sul campione possono modificarsi a causa di eventuali residui rimasti attaccati alla punta stessa. Per evitare tale inconveniente è necessario prevedere delle preliminari ed accurate fasi di pulizia della punta stessa. Il *range* di carico disponibile per tale strumento varia tra $0 \div 500$ mN con una risoluzione di ± 30 nN. Il *range* di spostamento, invece, è compreso tra $0 \div 500$ μm con risoluzione di $\pm 0,04$ nm.

Durante il test è stata utilizzata una curva di tipo triangolare in cui la fase di carico, raggiunto il valore massimo di 2mN (*peakload*), è immediatamente seguita da una fase di scarico (evitando, così, la presenza di un *hold period*) ad una velocità di applicazione del carico (che corrisponde alla pendenza della curva triangolare) pari a 0,1mN/s.

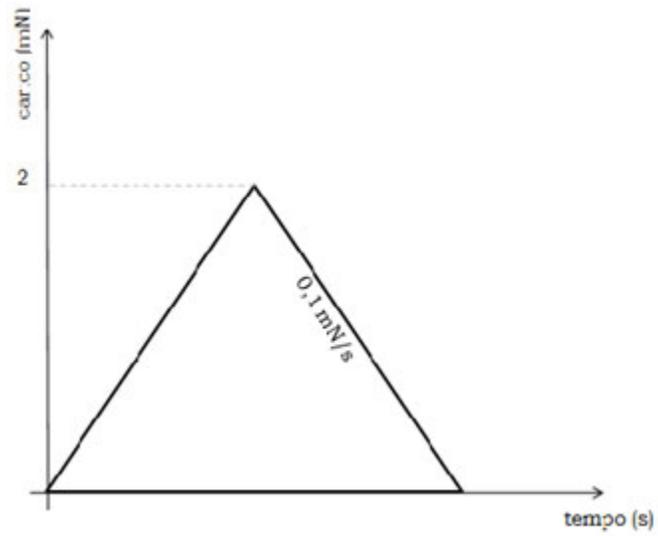


Fig. 4.19 Curva di carico triangolare

Nel caso del provino *Lap joint*, il test è stato articolato effettuando più misurazioni del carico (P) e della profondità di penetrazione dell'*indenter* nel campione (h), spostandosi sia in direzione verticale sia in direzione orizzontale ad intervalli di $0,5\text{mm}$ (Fig. 4.20).

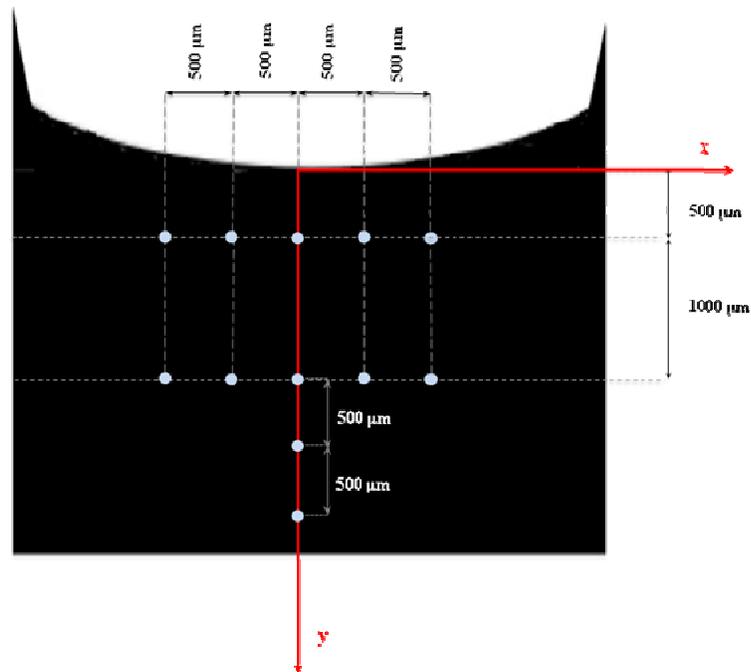


Fig. 4.20 Schematizzazione prova di *nanoindentation* per il provino *Lap joint*

Nel caso della configurazione *Tjoint*, invece, i risultati di durezza (H) sono stati acquisiti muovendo l'*indenter* in zone specifiche del campione, così come mostrato nella figura 4.21.

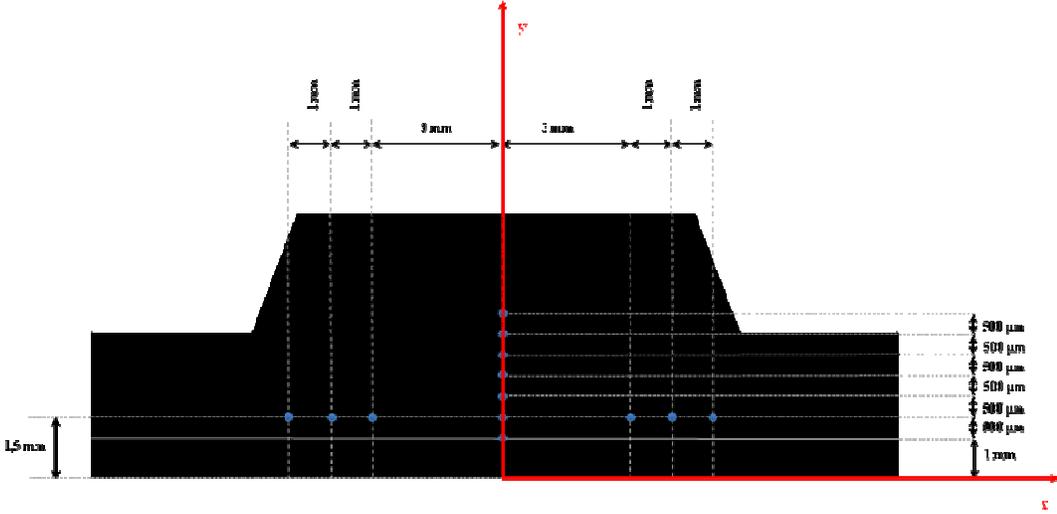


Fig. 4.21 Schematizzazione prova di *nanoindentation* per il provino *Tjoint*

Capitolo Quinto

Risultati e Discussioni

5.1 Normativa ASTM G47

Il presente lavoro è stato puntualmente sviluppato in conformità a quanto prescrivono le Norme ASTM, alla luce delle quali sono stati, pertanto, inevitabilmente interpretati i risultati ed, in particolare, le analisi metallografiche ottenute.

Di seguito riportiamo le prescrizioni pertinenti con l'oggetto del nostro lavoro, in virtù delle quali è stato possibile capire se e in che modo le leghe di alluminio esaminate siano risultate suscettibili alla corrosione sotto sforzo.



Standard per la determinazione della suscettibilità alla prova di Stress Corrosion Cracking (SCC) di leghe di alluminio.

5.1.1 Interpretazione dei risultati

Criteri di fallimento

- un saggio può considerarsi fallito quando uno o più campioni falliscono.

Disamina macroscopica

- il *cracking* deve essere ben differenziato dal *pitting*. Se la presenza di SCC è discutibile è necessario l'esame metallografico.

NOTA 1 – Quando un provino si frattura in un tempo relativamente breve dopo l'esposizione (10 giorni o anche meno), l'esame metallografico non è necessario in quanto una così rapida frattura del provino è caratteristica di fenomeni di SCC.

Disamina metallografica

- un provino che evidenzi cricche intergranulari accompagnate da cricche transgranulari deve essere considerato un fallimento da attribuire alla prova SCC. Nei provini sottoposti a stress si presenta una diversa profondità delle fessure intergranulari rispetto alle superfici non precaricate. In particolare, nei provini scarichi, le cricche intergranulari non sono così profonde quanto l'area di corrosione intergranulare e non sono accompagnate da cricche transgranulari. I provini che ricadono nel seguente caso non devono essere considerati un fallimento dovuto alla SCC. Nel caso di provini in tensione, la profondità delle fessure intergranulari, quando possibile, può essere comparata a quelle relative ad un provino non sottoposto a stress.
- un provino che mostri corrosione dovuta solo a *pitting* (ovvero un attacco non intergranulare) o corrosione per *pitting* più fenomeni di *cracking* transgranulare non deve essere considerato come un fallimento da SCC.

NOTA 2 – Il *cracking* transgranulare in assenza di azione intergranulare è rilevabile in provini che presentino *pitting* sottoposti ad intenso stress e, in relazione a tale prova, non è considerato come criterio di SCC.

5.2 SCC : risultati sperimentali

Dopo i 30 giorni di prova, i giunti saldati sono risultati tutti integri: non si sono avuti cedimenti. In prima analisi, quindi, si può affermare che essi hanno superato la prova di corrosione sotto sforzo. Questo potrebbe indurre a pensare che le leghe esaminate non siano suscettibili alla SCC, ma il mancato cedimento non è sufficiente ad affermare un tale risultato: è necessario procedere con le osservazioni metallografiche. Infatti, parte dei provini è risultata fortemente danneggiata: fenomeni di corrosione molto avanzati si sono manifestati sui materiali saldati. In particolar modo, dagli esami metallografici si evincono fenomeni molto marcati di corrosione per *pitting* sulle leghe di alluminio sottoposte alla prova di SCC.

5.2.1 Analisi macroscopica sui provini saldati in configurazione *T joint*

Ricordiamo che il giunto saldato in configurazione *T joint* è costituito dallo *skin* in AA 2198 T3 e dallo *stringer* in AA 6065 T4.

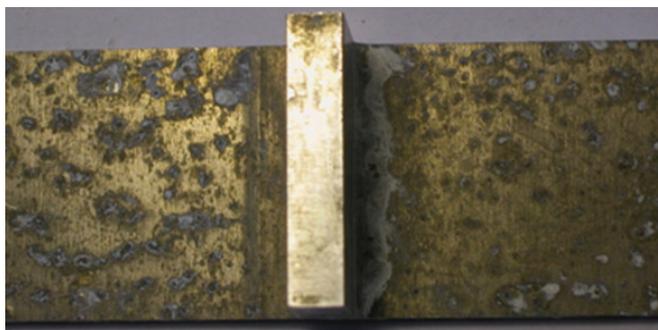


Fig. 5.1 Provino precaricato. Fine prova SCC, *advancing side*, lato superiore, corrispondente al lato di afferraggio alla traversa mobile della macchina di prova.

Nella figura 5.1 si riporta un provino appena terminata la prova SCC: esso presenta sulla superficie del materiale non saldato una corrosione per *pitting* con molte ed ampie cavità. Infatti, dall'analisi microscopica è emersa la natura cavernizzante. È, inoltre, facilmente

visibile nella figura 5.2 la minore suscettibilità a corrosione del cordone di saldatura rispetto al materiale base del giunto.

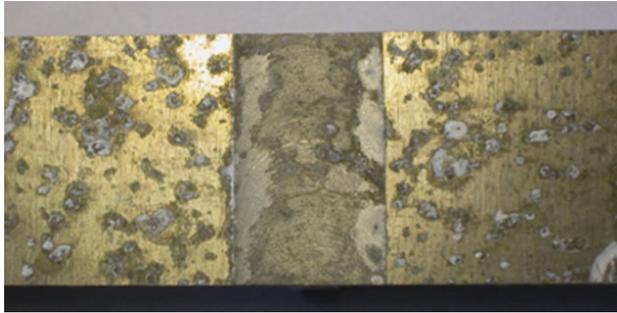


Fig. 5.2 Provino precaricato. Fine prova SCC, *advancing side*, lato inferiore, corrispondente al lato di afferraggio alla traversa mobile della macchina di prova. Particolare relativo al cordone di saldatura.

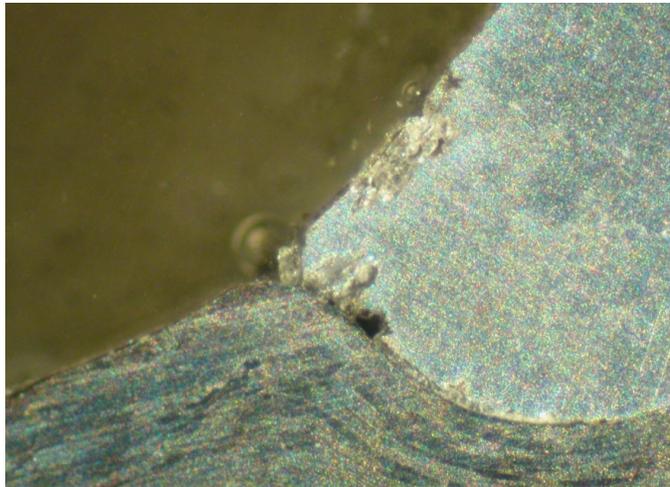


Fig. 5.3 Ingrandimento 6.3x, provino precaricato e lucidato. *Advancing side*, lato superiore, lato di afferraggio. Corrosione per *pitting* sullo *stringer*.

L'analisi macroscopica ha messo in evidenza fenomeni di corrosione per *pitting*, confermati molto più dettagliatamente dall'analisi microscopica. Inoltre, sono già visibili alcune differenze tra i provini saldati in configurazione *T joint*, opportunamente precaricati, ed i medesimi provini scarichi. Infatti dalla figura che segue (Fig. 5.4), rappresentante il

particolare di un provino scarico, si deduce chiaramente un fenomeno corrosivo per *pitting* meno marcato rispetto al provino precaricato.

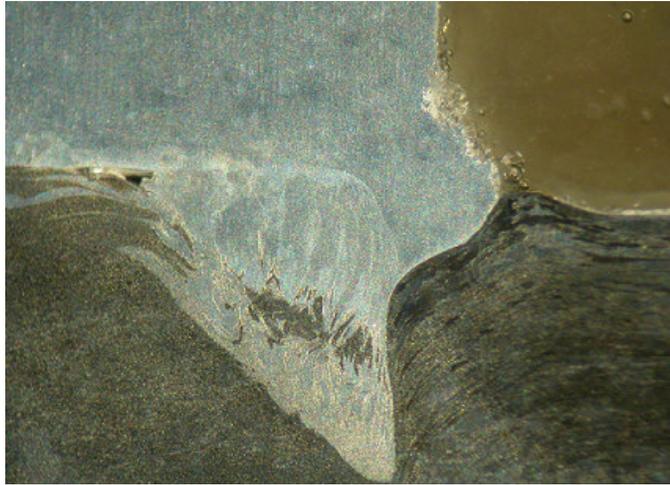


Fig. 5.4 Ingrandimento 2.5x, provino scarico e lucidato. *Advancing side*, lato superiore, lato di afferraggio. *Skin* in AA 2198 T351 e *stringer* in AA 6056T6.

5.2.2 Analisi microscopica sui provini saldati in configurazione *T joint*

La AA 2198, presenta dei *pit* con poche ramificazioni, ma di enorme dimensione che, tuttavia, sono presenti solo sul materiale base; per la rilevante ampiezza del loro diametro è stato necessario ricorrere a più bassi ingrandimenti per poterli visualizzare nella loro interezza. I *pit* formano delle cavità molto ampie che tendono verso l'esfoliazione.



Fig. 5.5 Ingrandimento 15x, attacco Keller (15 secondi). *Retreating side*, lato superiore, lato di afferraggio. Fenomeno corrosivo lungo il difetto di saldatura. Particolari dei grani delle due differenti leghe: AA 2198 T3 *skin* (zona inferiore), AA 6065 T4 *stringer* (zona superiore).

Nella figura 5.5 è evidente la differente tipologia di grani cristallini, visibili al microscopio ottico grazie all'attacco Keller effettuato sui provini, costituenti le due leghe. Infatti, i grani cristallini dello *skin*, in AA 2198 T3, risultano essere particolarmente allungati, trattandosi di una lamiera ottenuta per laminazione. In particolare tali grani sono allungati secondo la direzione di laminazione.

Al contrario, lo *stringer* realizzato in AA 6056 T4 presenta una grana cristallina costituita da tanti piccoli punti, caratteristica dei materiali ottenuti tramite processo di estrusione.

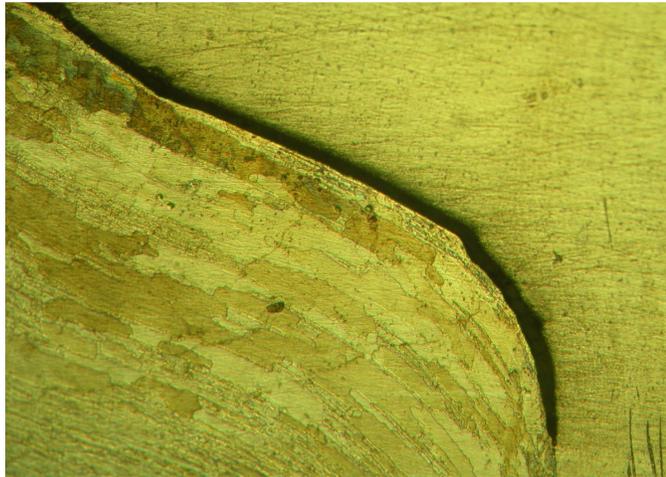


Fig. 5.6 Ingrandimento 15x, attacco Keller (15 secondi). *Retreating side*, lato superiore, lato di afferraggio. Provino precaricato.

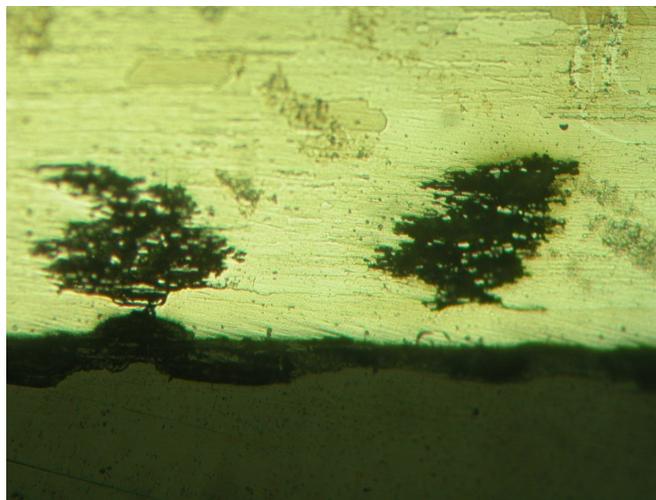


Fig. 5.7 Ingrandimento 60x, attacco Keller (15 secondi). *Retreating side*, lato superiore, lato di afferraggio. *Pit* lato inferiore dello *skin*. Provino precaricato.

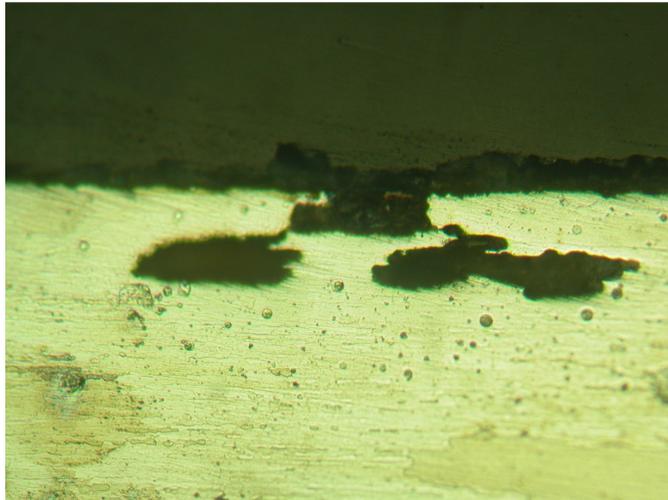


Fig. 5.8 Ingrandimento 60x, attacco Keller (15 secondi). *Retreating side*, lato superiore, lato di afferraggio. *Pit* lato superiore dello *skin* superiore. Provino precaricato.



Fig. 5.9 Ingrandimento 60x, attacco Keller (15 secondi). *Advancing side*, lato superiore, lato di afferraggio. *Pit* presente sullo *skin* superiore del provino precaricato.

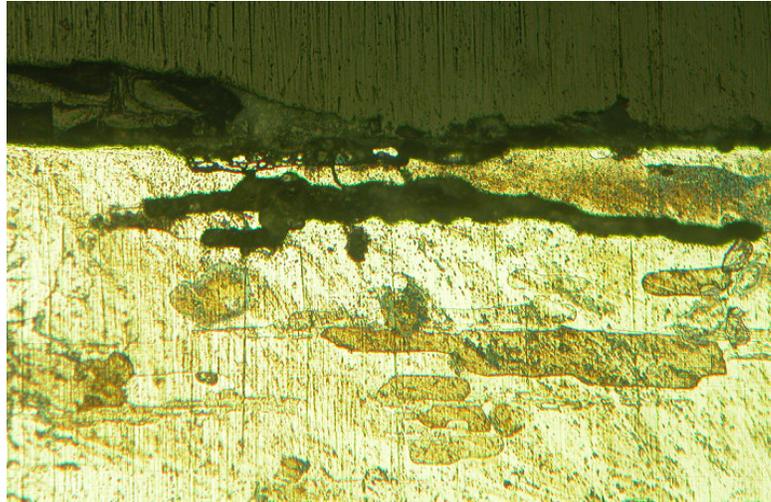


Fig.5.1 Ingrandimento 60x, attacco Keller (15 secondi). *Advancing side*, lato superiore, lato di afferraggio alla traversa mobile della macchina di prova. *Pit* presente sullo *skin* superiore del provino precaricato.



Fig.5.11 Ingrandimento 60x, attacco Keller (15 secondi). *Advancing side*, lato superiore, lato di afferraggio. *Pit* presente sullo *stringer* del provino precaricato.

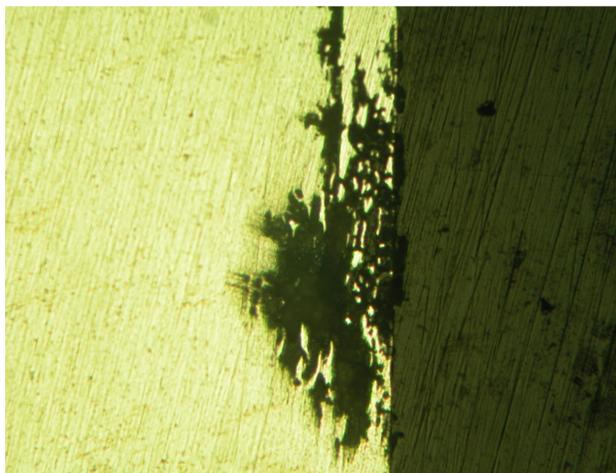


Fig. 5.1 Ingrandimento 30x, attacco Keller (15 secondi). *Advancing side*, lato superiore, lato di afferraggio. *Pit* con ramificazioni presente sullo *stringer*. Provino precaricato.

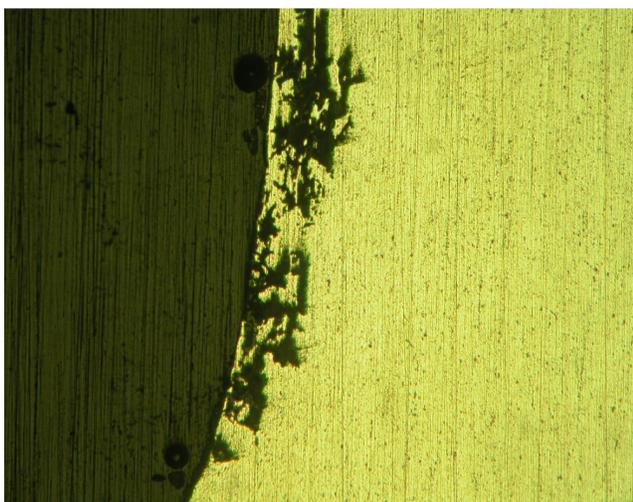


Fig.5.1 Ingrandimento 30x, attacco Keller (15 secondi). Provino scarico. *Retreating side*, lato inferiore, lato di afferraggio. *Pit* sullo *stringer*, in prossimità zona di giunzione.

Come già detto in precedenza, i fenomeni di corrosione per *pitting* sul materiale base, AA 2198 T3, si presentano alquanto definiti e presentano delle cavità aventi delle forme ben determinate ed ampie. Invece, come si può notare dalle foto delle micrografie sopra e nel seguito riportate, lo *stringer* in AA 6056 T4 presenta dei *pit* aventi delle geometrie molto più allungate e con molte ramificazioni. In modo particolare si evince che nel materiale

base i *pit* si estendono secondo una direzione perpendicolare a quella di applicazione del carico. Anche nel caso degli *stringer* i *pit* presenti si estendono nella direzione perpendicolare a quella di applicazione del carico.

Inoltre dalle figure 5.7 e 5.9 si desume, in maniera più evidente, una corrosione che segue i bordi dei grani (corrosione intergranulare). Bisogna evidenziare, tuttavia, che sui provini carichi analizzati si osservano, anche se non in maniera molto evidente, fenomeni di corrosione intergranulare accompagnati da corrosione transgranulare. Tale tipologia di fenomeno corrosivo, come espressamente descritto dalla norma sopra riportata, può essere attribuito agli effetti della tensocorrosione. Nei provini scarichi e sottoposti a corrosione, invece, si notano solo fenomeni di corrosione intergranulare e, quindi, in tal caso non è possibile attribuire il fallimento degli stessi alla SCC. Quest'ultima è un'altra importante differenza emersa nell'analisi finale tra i giunti carichi e i giunti scarichi, sottoposti entrambi alla prova di immersione alternata in una soluzione salina al 3.5 % di NaCl.

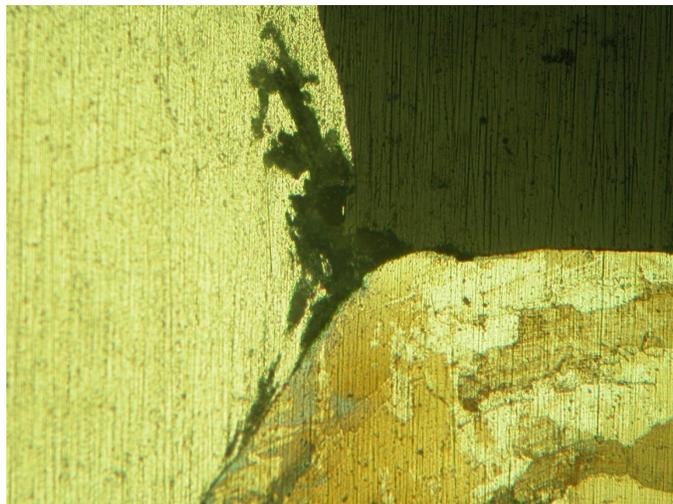


Fig. 5.14 Ingrandimento 30x, attacco Keller (15 secondi). *Advancing side*, lato superiore, lato di afferraggio. *Pit* sullo *stringer*, attacco della corrosione in prossimità del difetto di saldatura. Provino precaricato.

Nella figura 5.14 si può notare come i difetti di saldatura, quale il *kissing bond*, siano sede preferenziale per fenomeni di corrosione localizzata causati, ad esempio, dall'intrappolamento di soluzione aggressiva nel giunto. Questa tipologia di corrosione, come è visibile dalla foto micrografica, segue in maniera precisa la linea del difetto di saldatura presente sul giunto esaminato creando anche *pit*.

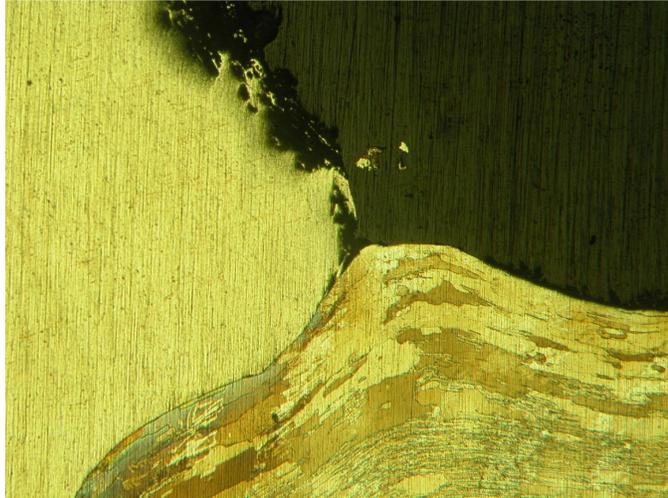


Fig. 5.15 Ingrandimento 15x, attacco Keller (15 secondi). Provino scarico. *Retreating side*, lato inferiore, lato di afferraggio. *Pit* in prossimità dello *stringer* ed adiacente alla zona di giunzione.

Una possibile interpretazione della tendenza all'esfoliazione dei provini precaricati potrebbe essere ricercata nella marcata anisotropia del laminato di partenza con grani notevolmente allungati nella direzione di laminazione coincidente, in questo caso, con la direzione di applicazione del carico.

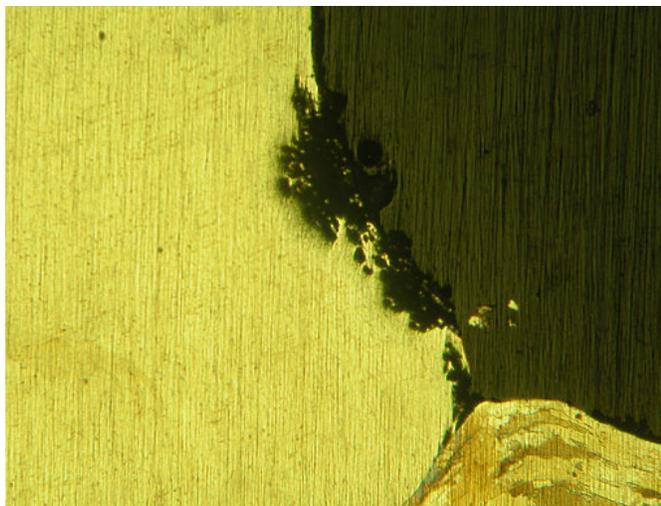


Fig. 5.16 Ingrandimento 15x, attacco Keller (15 secondi). Provino precaricato. *Retreating side*, lato superiore, lato di afferraggio. *Pit* in prossimità dello *stringer* ed adiacenti alla zona di giunzione.

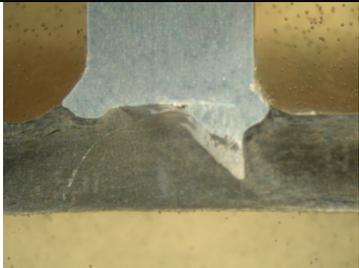
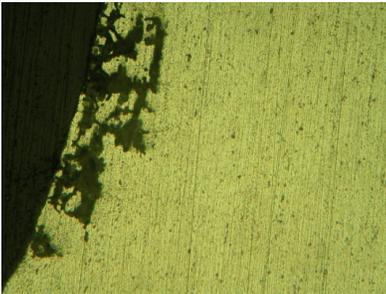
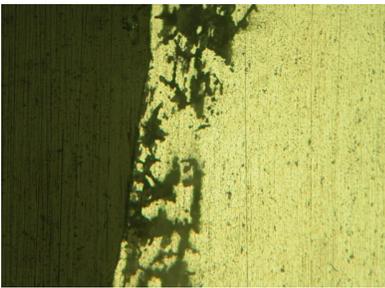


Fig. 5.17 Ingrandimento 30x, attacco Keller (15 secondi). Provino precaricato. *Retreating side*, lato superiore, lato di afferraggio. *Pit* in prossimità dello *stringer* ed adiacente alla zona di giunzione.

Le figure 5.16 e 5.17 riportano lo stesso particolare appartenente allo stesso provino, ma con due differenti ingrandimenti. Il seguente provino risulta afferrato alla traversa mobile della macchina di prova dal lato superiore. È, pertanto, possibile dedurre che durante la fase

di emersione il provino abbia trasportato sullo *stringer* una piccola quantità di soluzione di NaCl che è rimasta sulla superficie del provino per tutta la durata dell'emersione. Si nota, in maniera molto evidente, che il lato maggiormente danneggiato dai fenomeni corrosivi, ed in particolare dalla corrosione per *pitting*, sia stato proprio quello che ha trasportato con sé parte della soluzione durante la fase di salita della traversa mobile.

I risultati conclusivi sui giunti saldati, riportati nella tabella 5.1 nella pagina seguente, mettono in evidenza le maggiori differenze tra i provini precaricati e, quindi, sottoposti alla prova SCC ed i provini scarichi sottoposti alla prova CC. In particolare, è stata effettuata un'analisi macrografica e micrografica comparativa, in modo da individuare la differente suscettibilità a corrosione per i due differenti provini esaminati.

Zona	SCC	CC	Ingr
Cordone			1x
			2.5x
Attacco Keller Micrografie			60x
			60x

Tab. 5.1 *T JOINT* AA 2198 T3 – AA 6056 T4 Analisi micrografica comparativa

5.2.3 Analisi macroscopica sui provini saldati in configurazione *Lap joint* (sovrapposizione)

Il giunto saldato in configurazione *Lap joint* è costituito dallo *skin* in AA 2198 T3 e dallo *stringer* in AA 7075 T6.

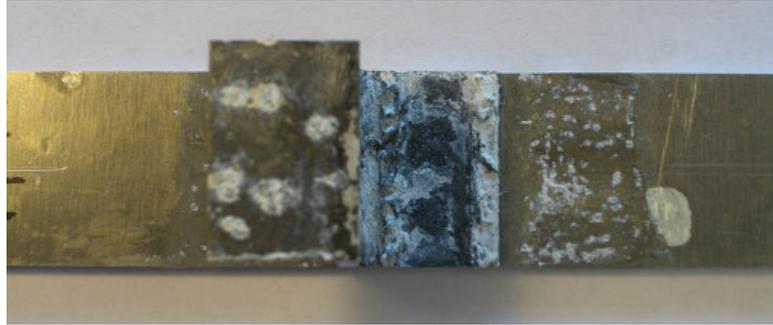


Fig. 5.18 Provino precaricato. Fine prova SCC, *advancing side*, lato inferiore, corrispondente al lato di afferraggio alla traversa mobile della macchina di prova.

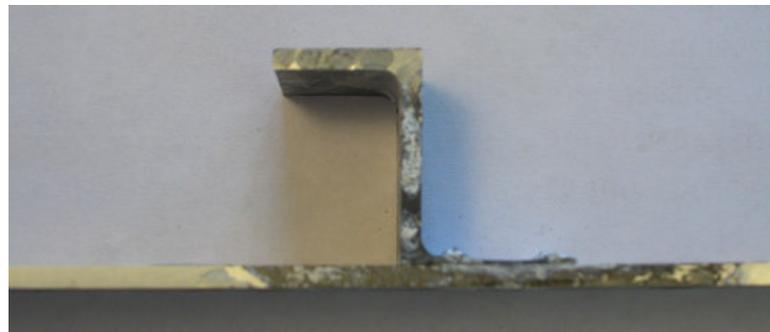


Fig. 5.19 Provino precaricato. Fine prova SCC, *advancing side*, lato inferiore, corrispondente al lato di afferraggio alla traversa mobile della macchina di prova.

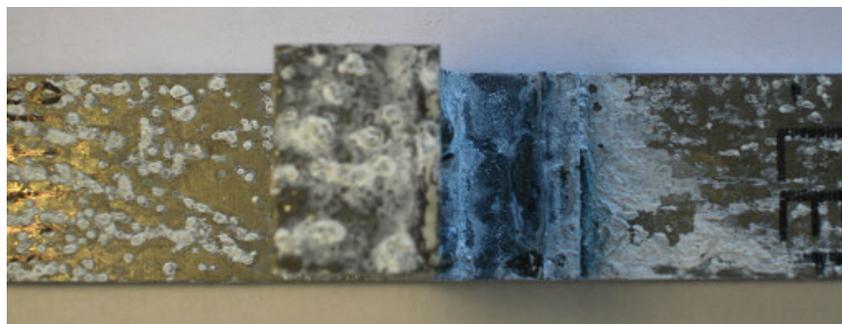


Fig. 5.20 Provino scarico. Fine prova SCC, *advancing side*, lato inferiore, corrispondente al lato di afferraggio alla traversa mobile della macchina di prova.

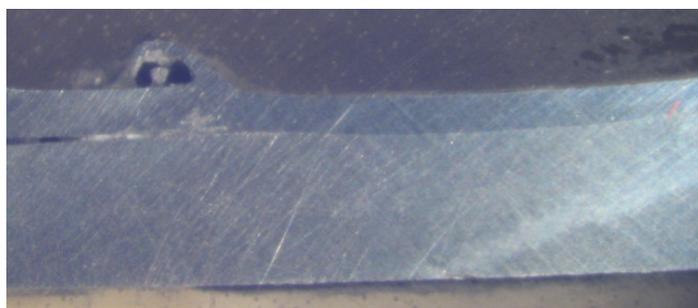


Fig. 5.21 (Ingrandimento 1x) Provino precaricato. *Retreating side* lato superiore, lato di afferraggio alla traversa mobile della macchina di prova. Particolare della zona saldata (giunzione).



Fig. 5.22 (Ingrandimento 1x) Provino precaricato. *Retreating side* lato superiore, lato di afferraggio alla traversa mobile della macchina di prova. Giunzione *stringer-skin*.

Nelle figure da 5.17 a 5.21 è stato riportato il provino appena terminata la prova SCC ed alcune macrografie del campione opportunamente lucidato. Rispetto ai giunti saldati nella configurazione *T joint*, precedentemente analizzati, si nota che in questo caso anche il cordone di saldatura sia risultato abbastanza corroso, in maniera quasi simile ai fenomeni corrosivi avvenuti sullo *stringer*.

Dagli esami macrografici è emersa sui provini saldati *Lap joint* una corrosione generalizzata sull'intero provino che riguarda sia il materiale base sia il materiale d'apporto.

5.2.4 Analisi microscopica sui provini saldati in configurazione *Lap joint* (sovrapposizione)



Fig. 5.23 (Ingrandimento 15x) Provino pre-caricato. *Pit stringer*. Lato sinistro, lato di afferraggio alla traversa mobile della macchina di prova SCC.

Dalle micrografie si osservano i grani cristallini delle due differenti leghe di alluminio costituenti il giunto. Ciò è possibile grazie all'attacco Keller effettuato sul provino opportunamente lucidato. Lo *skin* è caratterizzato da grani cristallini allungati secondo la direzione di laminazione. Lo *stringer*, invece, presenta una grana cristallina costituita da

piccolissimi punti che sono caratteristici dei materiali ottenuti tramite processo di estrusione.

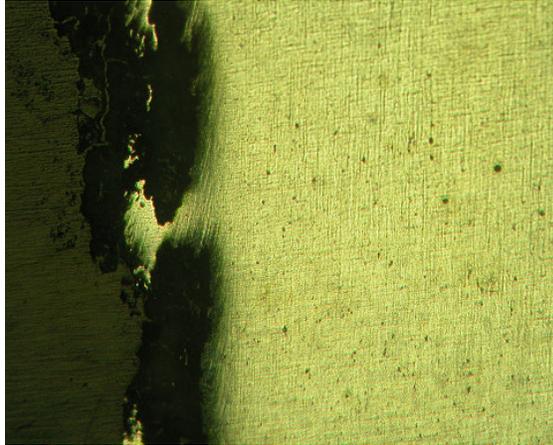


Fig. 5.24 (Ingrandimento 30x). Provino carico. *Pit stringer*. Lato sinistro, lato di afferraggio alla traversa mobile della macchina di prova SCC.

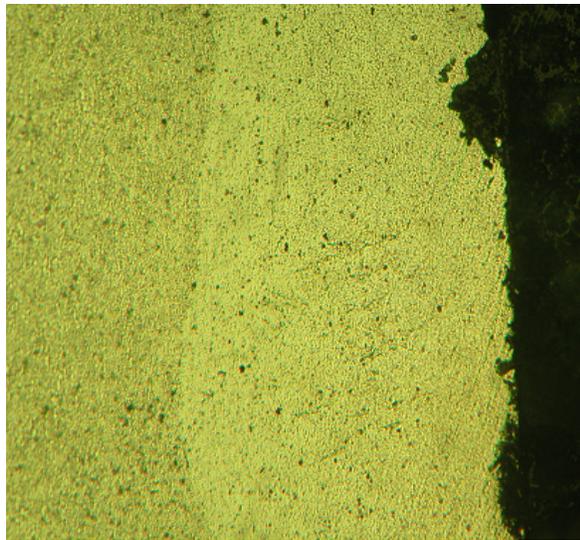


Fig. 5.25 (Ingrandimento 60x). Provino scarico. *Advancing side* lato superiore, lato di afferraggio alla traversa mobile della macchina per SCC. *Pit* sullo *stringer*.

Lo *stringer*, come è possibile dedurre dalle figure da 5.22 a 5.24, ha subito una pronunciata corrosione generalizzata con pochi *pit*.

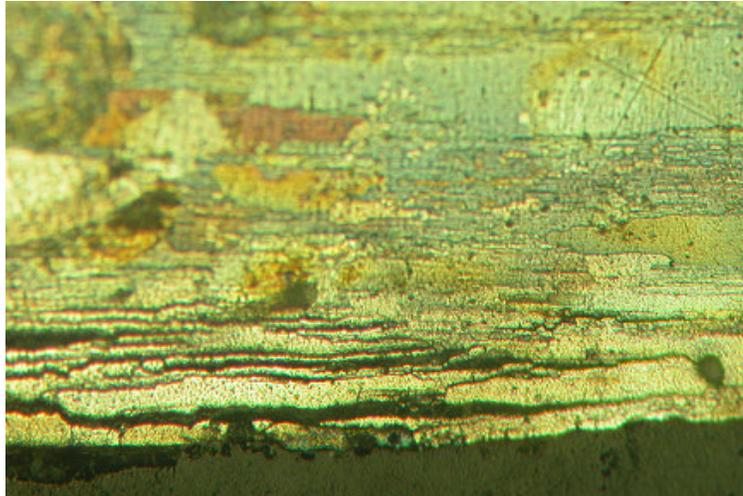


Fig. 5.26 (Ingrandimento 150x). Provino precaricato. *Pit* che tende verso l'esfoliazione presente sullo *skin* inferiore. *Retreating side* verso l'alto, lato di afferraggio alla traversa mobile della macchina per SCC.

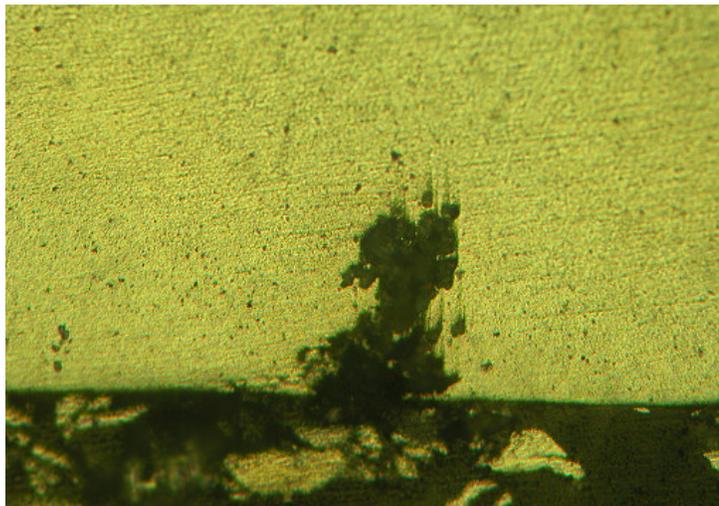


Fig. 5.27 (Ingrandimento 60x). *Pit stringer* inferiore. *Advancing side* lato superiore, lato di afferraggio alla traversa mobile della macchina di prova.

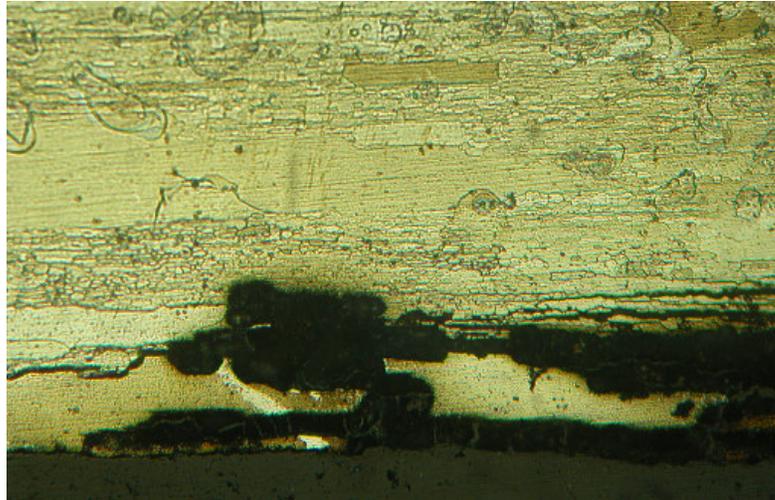


Fig. 5.28 (Ingrandimento 60x). Provino precaricato. *Retreating side* lato superiore, lato di afferraggio alla traversa mobile per la macchina di SCC. *Pit* che tendono verso l'esfoliazione.

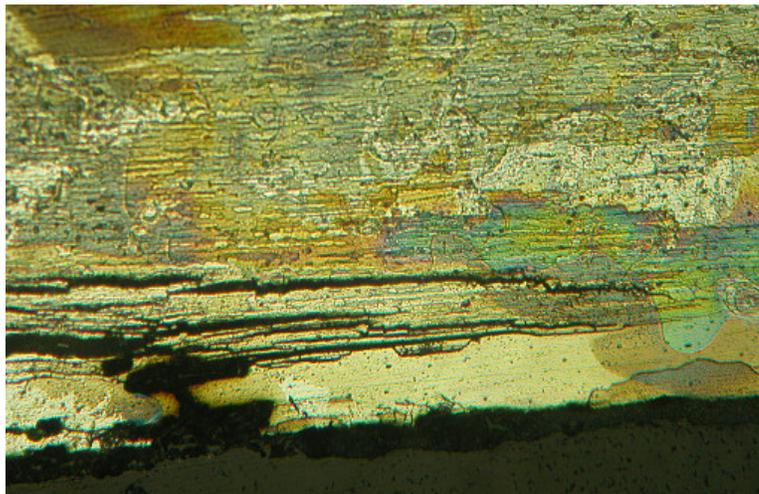


Fig. 5.29 (Ingrandimento 60x). Provino precaricato. *Pit* sullo *skin* inferiore che tende verso l'esfoliazione. *Retreating side* lato superiore, lato di afferraggio alla traversa mobile per la macchina di SCC.

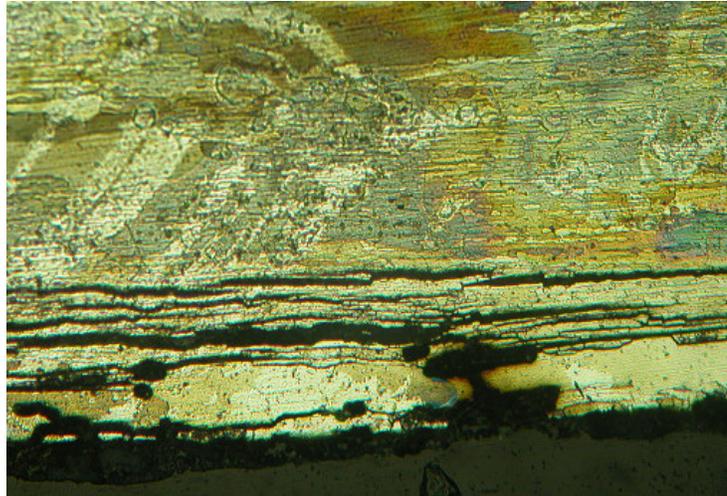


Fig. 5.30 (Ingrandimento 150x). Provino precaricato. *Pit* sullo *skin* inferiore, che tende verso l'esfoliazione. *Retreating side* lato superiore, lato di afferraggio alla traversa mobile per la macchina di SCC.

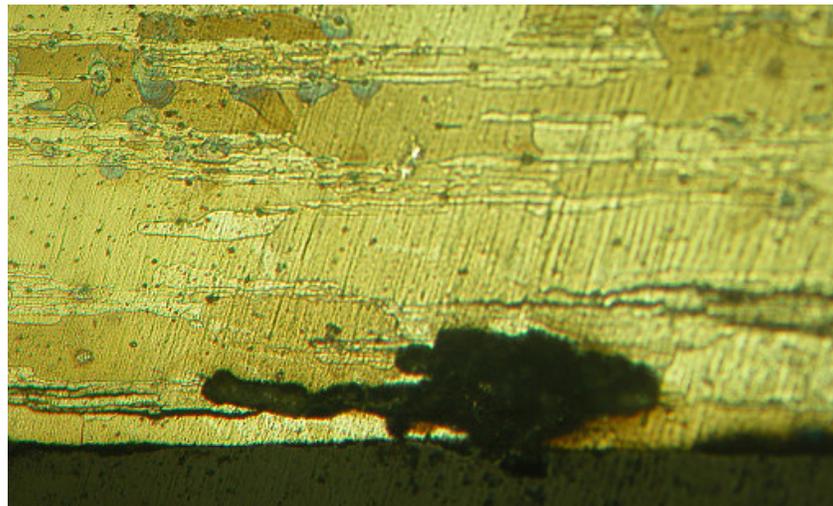


Fig. 5.31 (Ingrandimento 60x). Provino scarico. *Advancing side* lato superiore, lato di afferraggio alla traversa mobile della macchina per SCC. Corrosione per *pitting* sullo *skin* inferiore.

Lo *skin*, in maniera analoga allo *stringer*, presenta pochi *pit* e di piccole dimensioni. Questi ultimi tendono all'esfoliazione del materiale base come è possibile evincere chiaramente dalle figure 5.25 a 5.30.

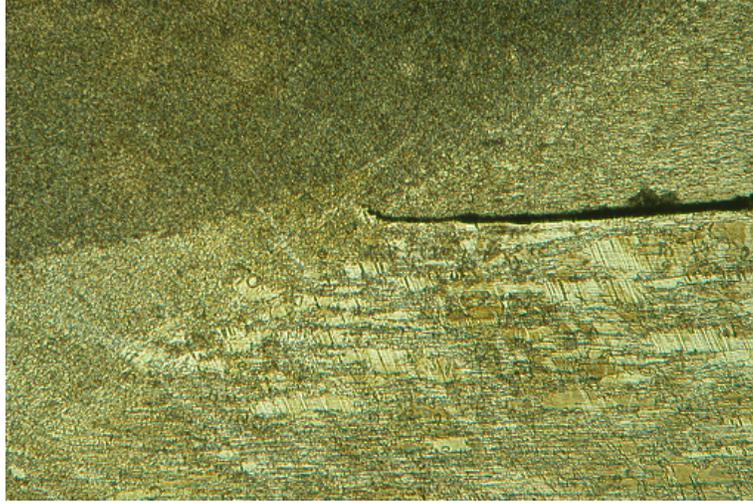


Fig. 5.32 (Ingrandimento 15x). Provino precaricato. *Retreating side* lato superiore, lato di afferraggio alla traversa mobile per la macchina di SCC. Difetto di giunzione in prossimità della zona saldata (*skin-stringer*).

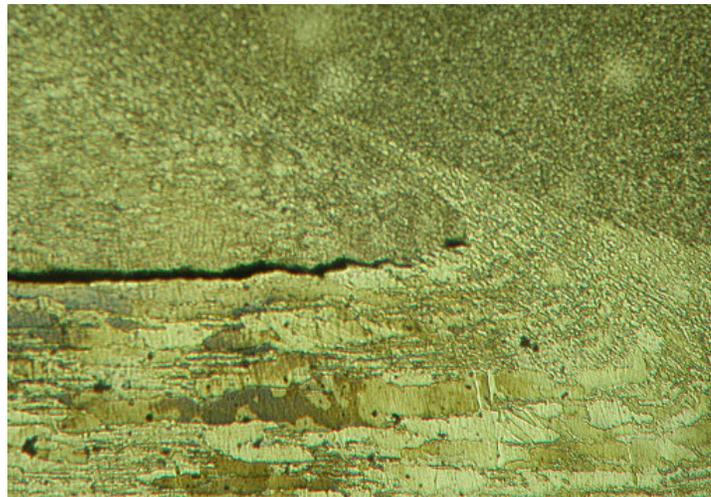


Fig. 5.33 (Ingrandimento 30x). Provino precaricato. *Advancing side* lato superiore, lato di afferraggio alla macchina di prova per SCC. Difetto di saldatura-giunzione.

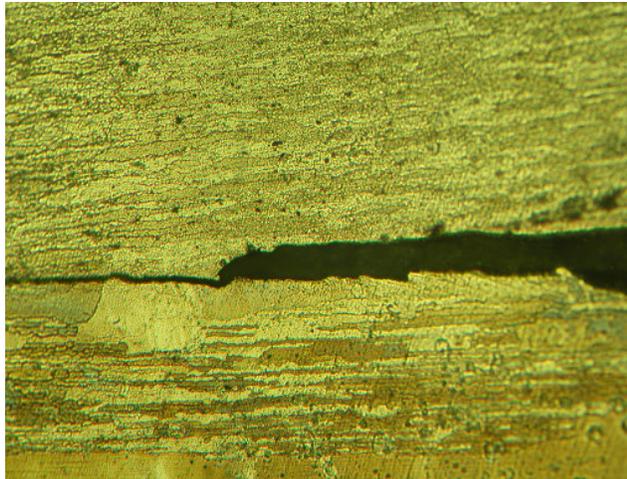


Fig. 5.34 (Ingrandimento 60x). Provino scarico. *Advancing side* lato superiore, lato di afferraggio alla traversa mobile della macchina per SCC. Corrosione localizzata in prossimità del difetto di saldatura.

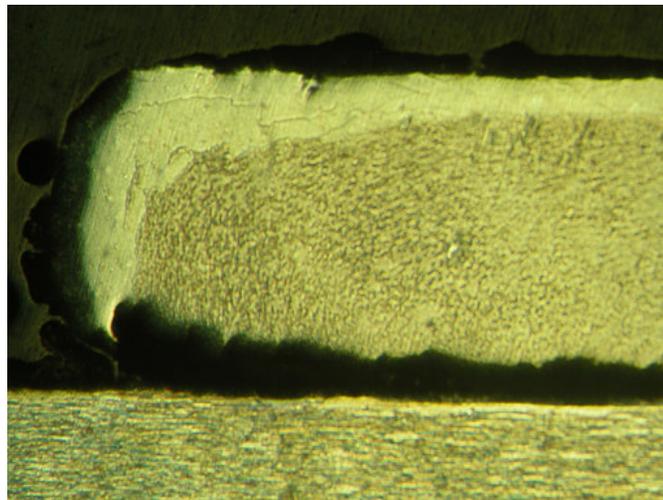


Fig. 5.35 (Ingrandimento 15x). Provino scarico. *Advancing side* lato superiore, lato afferraggio alla traversa mobile della macchina per SCC. Corrosione localizzata della zona di giunzione tra *stringer* e *skin*.

Infine, nella figura da 5.31 a 5.35 è possibile notare come il mescolamento dei due materiali saldati non sia avvenuto in maniera adeguata. Infatti, è evidente che la grana cristallina del cordone di saldatura risulta essere identica alla grana cristallina costituente lo *stringer*. Pertanto, si può dire che il cordone di saldatura sia costituito solo dal materiale dello

stringer semplicemente mescolato. Quindi la saldatura non ha interessato in alcun modo lo *skin* ed è proprio per tale motivo che è possibile notare gli stessi fenomeni corrosivi visti sullo *stringer* anche sul cordone di saldatura, essendo entrambi dello stesso materiale.

La tabella 5.2, riportata nella pagina successiva, pone a confronto le dimensioni dei *pit*, rilevati dalle analisi micrografiche effettuate sui due differenti giunti saldati. Tali risultati sono stati ricavati utilizzando il software *Image Tool*, prodotto da Spookysoftware, grazie al quale è stato possibile stimare le dimensioni dei *pit*. Sono state, quindi, determinate le dimensioni di tutti i *pit* individuati sui giunti e, da tutti i valori ottenuti, sono state calcolate le medie aritmetiche, rilevando, in maniera particolare, tre principali dimensioni dei *pit*: la dimensione trasversale, la dimensione longitudinale rispetto alla direzione di afferraggio alla traversa mobile e l'area. Quest'ultima è stata ottenuta approssimando, in maniera quanto più accurata possibile, i margini di calcolo di tali dimensioni a quelli superficiali effettivi dei *pit*. In particolare, analizzando attentamente i dati riportati nella tabella in questione si possono trarre le seguenti considerazioni:

- i provini in configurazione *T joint*, sia carichi che scarichi, presentano dimensioni trasversali e longitudinali dei *pit*, più grandi rispetto ai provini *Lap joint*;
- l'area media dei *pit* nei *T joint* ha dimensioni maggiori rispetto ai *Lap joint*. Tale differenza è alquanto netta e di non piccola entità;
- tutte le dimensioni riferite ai *pit* dei provini carichi risultano avere valori più grandi rispetto alle dimensioni dei *pit* rilevate sui provini scarichi. Ciò non vale per i *T joint* per i quali solo la dimensione longitudinale e aerale è maggiore nei provini carichi rispetto a quelli scarichi.

I risultati ottenuti sono riportati più dettagliatamente di seguito (Tab. 5.2).

	PROVINI IN CONFIGURAZIONE "T JOINT" <u>CARICHI</u>	PROVINI IN CONFIGURAZIONE "T JOINT" <u>SCARICHI</u>	PROVINI IN CONFIGURAZIONE "LAP JOINT" <u>CARICHI</u>	PROVINI IN CONFIGURAZIONE "LAP JOINT" <u>SCARICHI</u>
DIMENSIONE TRASVERSALE MEDIA DEI PITS (espressa in μm)	93,525	83,458	33,732	20,8
DIMENSIONE LONGITUDINALE MEDIA DEI PITS (espressa in μm)	152,78	161,187	112,588	69,598
AREA MEDIA DEI PITS (espressa in μm^2)	7395,15	9041,263	3761,24	3086,68

Tab. 5.2 : Confronto tra le dimensioni dei *pit* delle due differenti configurazioni di provini saldati: *T joint* e *Lap joint*.

Da quanto esposto sembrerebbe, alla fine, che tutti i giunti esaminati abbiano superato il test di SCC. Dopo 30 giorni, infatti, nessuno di loro ha mostrato cedimenti catastrofici. È necessario sottolineare, però, che i giunti evidenziano uno stato di degradazione molto avanzato potendosi distinguere i seguenti comportamenti:

- tutti i giunti esaminati sono suscettibili alla corrosione intergranulare e per *pitting*, ancorché si manifestino con morfologie differenti;
- il giunto *T joint* mostra un cordone meno degradato rispetto al resto del giunto. Sul materiale base si osservano fenomeni di corrosione per *pitting*, in particolare sono presenti pochi *pit* di tipo cavernizzante diffusi sulla superficie del materiale base. Sempre sul materiale base non si osservano fenomeni di corrosione generalizzata, ad esempio esfoliazione;

- il giunto *Lap joint* presenta un cordone fortemente degradato, mentre il materiale base mostra una corrosione generalizzata con tendenza all'esfoliazione anche se sono presenti dei *pit*, sia pure in numero molto basso e di dimensioni molto piccole.

Inoltre dai risultati esposti si sono potute trarre le seguenti principali differenze di comportamento tra i provini saldati in configurazione *Lap joint* e *T joint*:

- lo *stringer* dei provini *T joint*, realizzato in AA 6056 T4, ha presentato complessivamente un migliore comportamento a corrosione rispetto allo *skin*. Un comportamento che ci si aspettava, essendo la lega con la quale è stato realizzato tale elemento meno suscettibile a corrosione rispetto alla AA 2198 T3 con la quale è stato realizzato lo *skin*. Alla fine della prova, lo *stringer* è risultato quasi per nulla interessato da fenomeni corrosivi rispetto allo *skin*, sul quale è stato possibile osservare, anche ad occhio nudo, un fenomeno di corrosione per *pitting* alquanto marcato. Tale prima analisi è stata successivamente confermata dalle macrografie e micrografie effettuate sui provini analizzati;
- lo *stringer* dei provini *Lap joint*, realizzato in AA 7075 T6, ha subito un fenomeno di corrosione generalizzata molto più marcato rispetto allo *stringer* dei *T joint* ed allo stesso *skin*. Conoscendo la composizione chimica di questa lega ci si poteva aspettare a priori un comportamento particolarmente suscettibile alla corrosione generalizzata di tale elemento. Infatti, alla fine della prova, lo *stringer* di tale configurazione è apparso alquanto degradato dai fenomeni corrosivi.

Inoltre, sui provini *T joint* precaricati è emersa una corrosione intergranulare preferenzialmente orientata in direzione perpendicolare a quella di applicazione del carico e, pertanto, favorita da quest'ultimo ed accompagnata da una corrosione transgranulare.

Tale fenomeno sembrerebbe dovuto alla prova di corrosione sotto sforzo, come chiaramente enunciato dalla norma G 47-98, utilizzata per l'interpretazione dei risultati. Nei provini non precaricati e nella stessa configurazione di saldatura, invece, è stato possibile individuare la sola corrosione intergranulare, non imputabile al test di SCC, come del resto ci si aspettava non essendo stati posti tali provini sotto tensione.

Nei provini *Lap joint* non è stato possibile andare ad individuare in maniera chiara fenomeni corrosivi di carattere intergranulare e trans granulare; è stato possibile individuare solo fenomeni di corrosione generalizzata, in particolare esfoliazione.

5.4 Test di Nanoindentazione : risultati sperimentali

Dalla prova di nanoindentazione, eseguita come descritto in precedenza, abbiamo ricavato i valori della durezza (H) in funzione della profondità di penetrazione valutata sia in direzione verticale sia in direzione orizzontale.

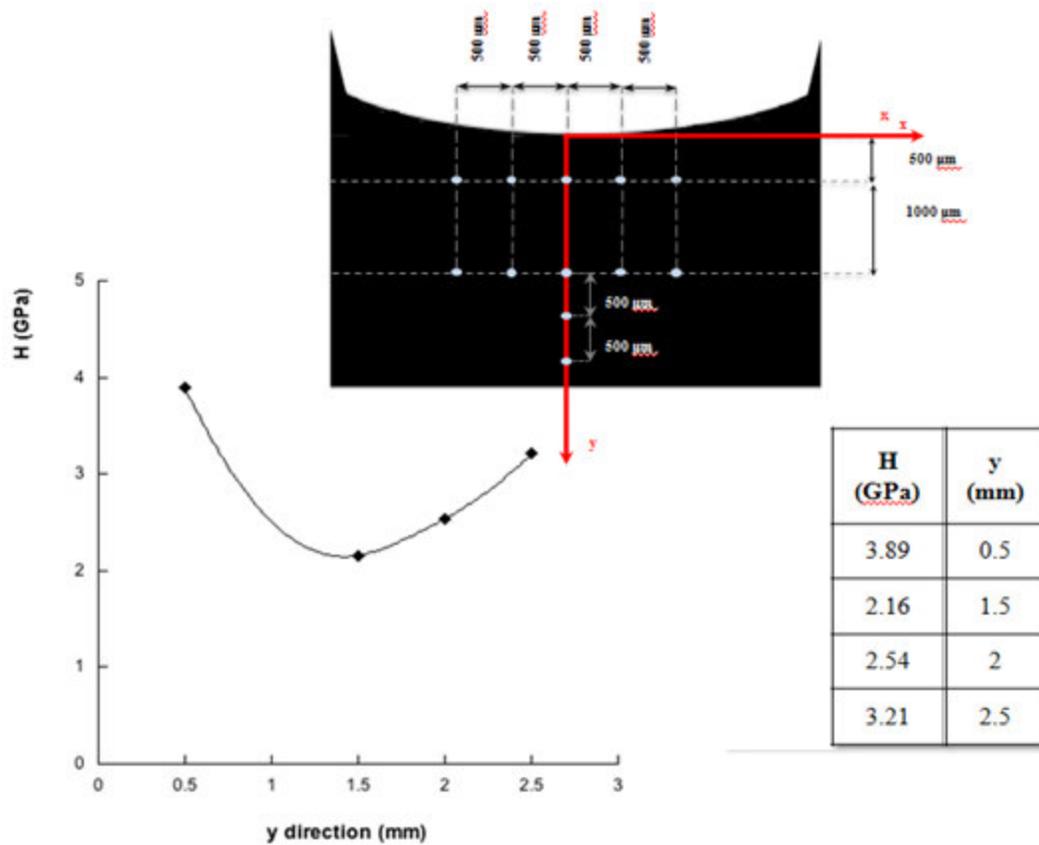


Fig. 5.38 Risultati della nanoindentazione sul provino *Lap joint*

Per la configurazione *Lap joint* i risultati ottenuti sono stati diagrammati ed interpolati con la curva che meglio fornisce una rappresentazione grafica dell'andamento della durezza in funzione della profondità di penetrazione in direzione y. I valori di durezza variano da 2.16 a 3.89GPa lungo la direzione y, come illustrato nel grafico (Fig. 5.38).

Per la stessa configurazione abbiamo valutato la durezza lungo la direzione x, posizionandoci a due diverse quote y, come illustrato di seguito (Fig. 5.39).

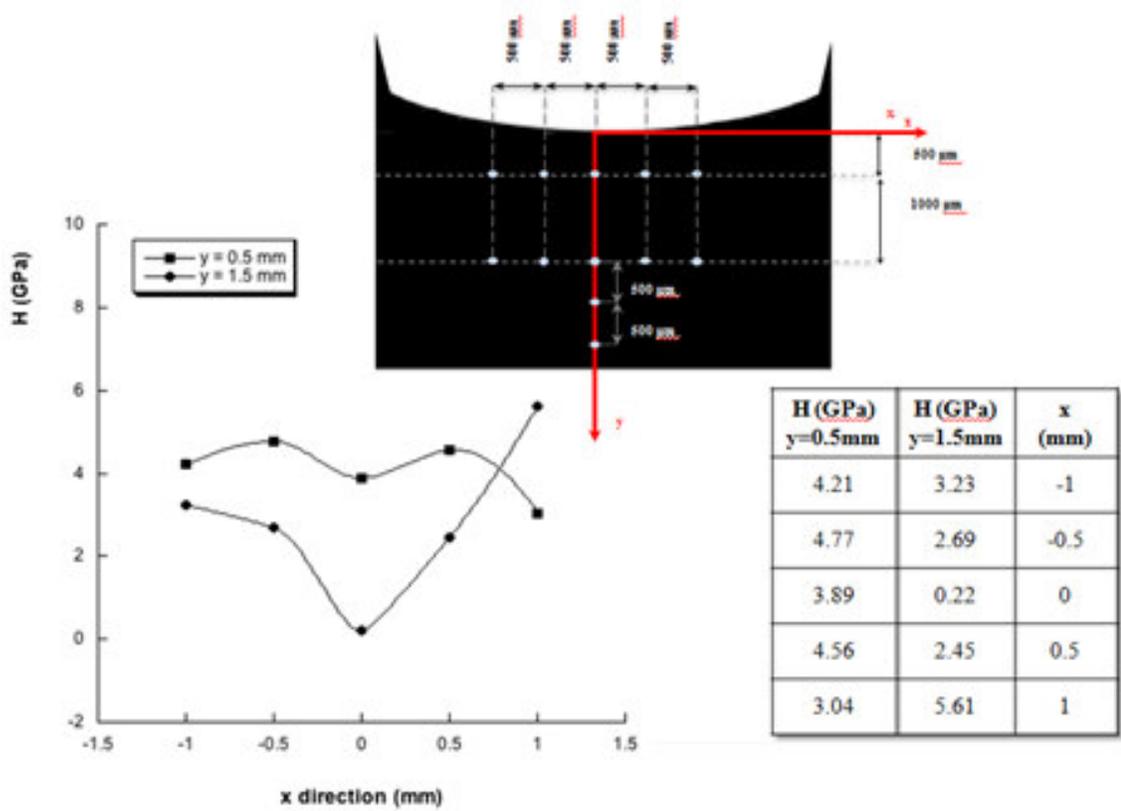


Fig. 5.39 Risultati della nanoindentazione sul provino *Lap joint* in corrispondenza di $y=0,5\text{mm}$ ed $y=1,5\text{mm}$.

In tal caso:

- per $y=0.5\text{mm}$ i valori di durezza variano in un *range* che va da 3.04 a 4.77GPa;
- per $y=1.5\text{mm}$ i valori di durezza variano da 0.22 a 5.61GPa.

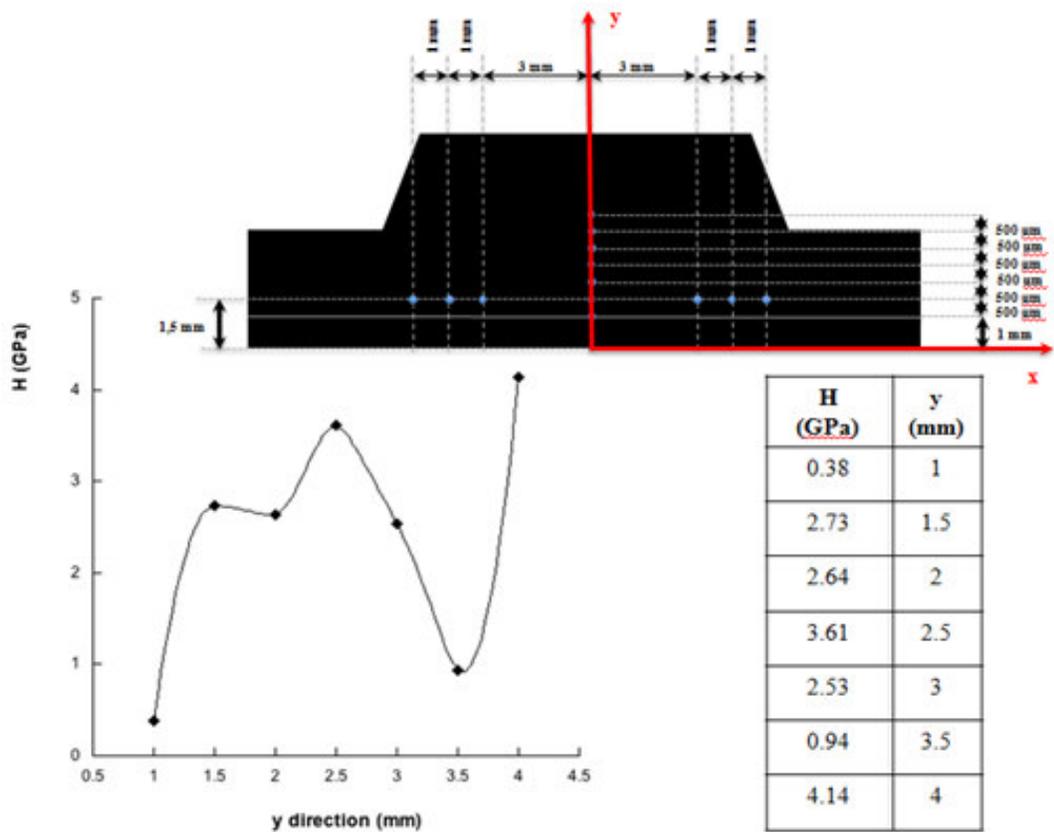


Fig. 5.40 Risultati della nanoindentazione sul provino *Tjoint*

Anche per quanto riguarda la configurazione *Tjoint*, il grafico (Fig. 5.40) riporta i valori di durezza in funzione della direzione *y*. Dall'analisi dei valori ottenuti si può notare che la durezza varia da 0.38 a 4.14 GPa.

Lungo la direzione *x* (Fig. 5.41), invece, i valori di durezza variano da 0.91 a 7.4 GPa in maniera simmetrica rispetto all'asse *y*.

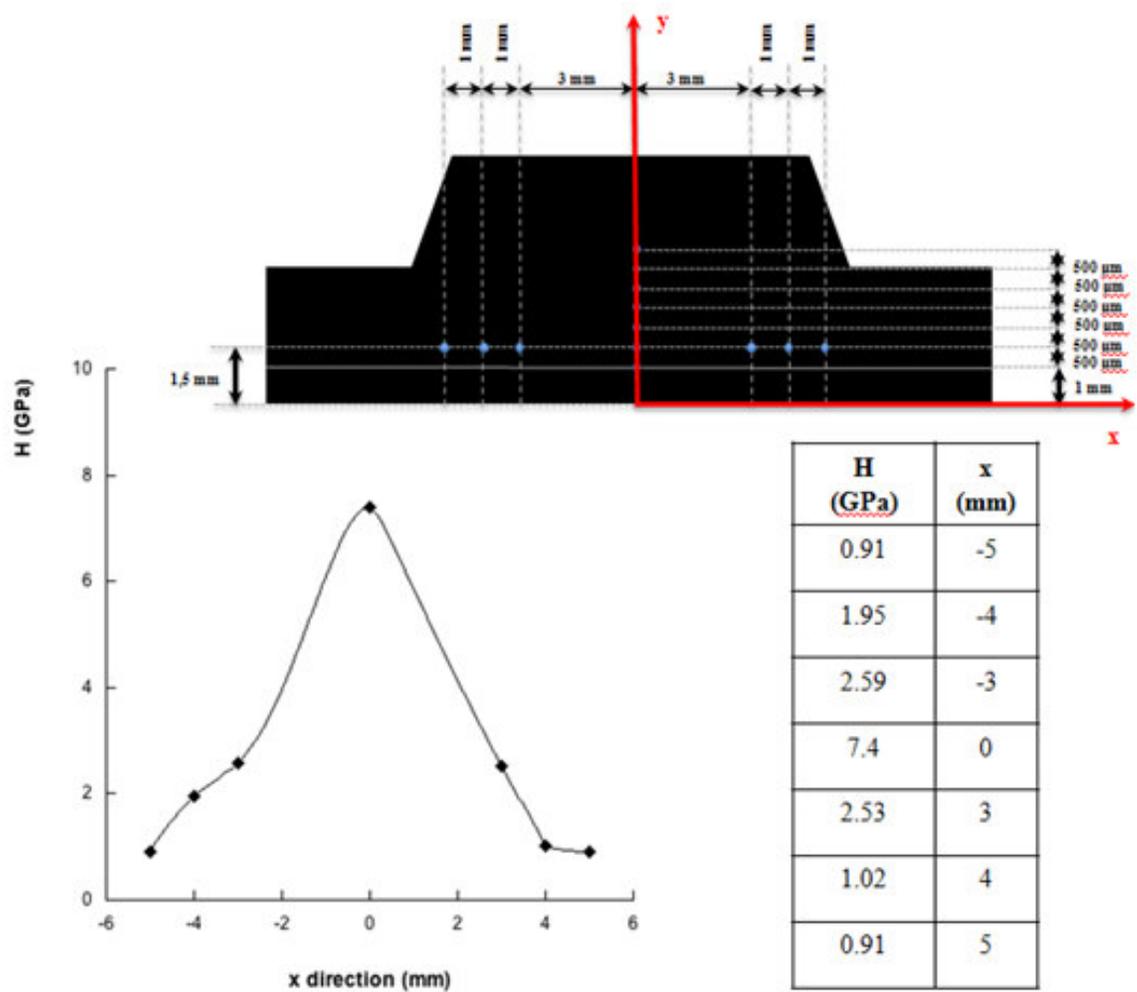


Fig. 5.41 Risultati della nanoindentazione sul provino *Tjoint*

5.5 Conclusioni e sviluppi futuri

Da quanto esposto sembrerebbe che tutti i giunti esaminati abbiano superato il test di SCC: dopo 30 giorni, infatti, nessuno di loro ha mostrato cedimenti catastrofici. È necessario sottolineare, però, che i giunti evidenziano uno stato di degradazione molto avanzato, potendosi distinguere i seguenti comportamenti:

- tutti i giunti esaminati sono suscettibili alla corrosione intergranulare e per *pitting*, ancorché queste ultime si manifestino con morfologie differenti;

- il giunto *Tjoint* mostra un cordone meno degradato rispetto al resto del giunto. Sul materiale base si osservano fenomeni di corrosione per *pitting*, in particolare sono presenti pochi *pit* di tipo cavernizzante diffusi sulla superficie del materiale base. Sempre sul materiale base non si osservano fenomeni di corrosione generalizzata, ad esempio esfoliazione;
- il giunto *Lap joint* presenta un cordone fortemente degradato, mentre il materiale base mostra una corrosione generalizzata con tendenza all'esfoliazione; sono comunque presenti dei *pit*, sia pure in numero molto basso e di dimensioni molto piccole.

Le principali differenze tra i provini saldati in configurazione *Lap joint* e *Tjoint* le possiamo di seguito riassumere :

- lo *stringer* dei provini *T joint* in AA 6056 T4 ha presentato complessivamente un migliore comportamento a corrosione rispetto allo *skin*. Un comportamento che ci si aspettava, essendo la lega con la quale è stato realizzato tale elemento meno suscettibile a corrosione rispetto alla AA 2198 T3 con la quale è stato realizzato lo *skin*. Alla fine della prova, lo *stringer* è risultato quasi per nulla interessato da fenomeni corrosivi, rispetto allo *skin* sul quale è stato possibile osservare, anche ad occhio nudo, un fenomeno di corrosione per *pitting* alquanto marcato. Tale prima analisi è stata successivamente confermata dalle macrografie e micrografie effettuate sui provini analizzati.
- lo *stringer* dei provini *lap joint*, realizzato in AA 7075 T6, ha subito un fenomeno di corrosione generalizzata molto più marcato rispetto allo *stringer* dei *T joint* ed allo stesso *skin*. Conoscendo la composizione chimica di questa lega, ci si poteva aspettare a priori un comportamento particolarmente suscettibile alla corrosione

generalizzata di tale elemento. Infatti, alla fine della prova, lo *stringer* di tale configurazione è apparso alquanto degradato dai fenomeni corrosivi.

Inoltre, sui provini *T joint* precaricati è emersa una corrosione intergranulare preferenzialmente orientata in direzione perpendicolare a quella di applicazione del carico ed accompagnata da una corrosione transgranulare. Tale fenomeno sembrerebbe dovuto alla prova di corrosione sotto sforzo, come chiaramente enunciato dalla norma G 47-98, utilizzata per l'interpretazione dei risultati. Invece, nei provini non precaricati e nella stessa configurazione di saldatura è stato possibile individuare la sola corrosione intergranulare, non imputabile al test di SCC, come ci si aspettava, non essendo stati posti tali provini sotto tensione.

Per i provini *Lap joint* non è stato possibile individuare in maniera chiara fenomeni corrosivi di carattere intergranulare e trans granulare; sono stati individuati solo fenomeni di corrosione generalizzata ed, in particolare, esfoliazione.

L'analisi condotta al SEM ci è stata di fondamentale importanza per valutare le zone in cui concentrare la nostra attenzione nella successiva nanoindentazione che ha permesso di stimare la durezza (H) delle due configurazioni in esame. I valori forniti dalla nanoindentazione hanno confermato le precedenti osservazioni. Infatti, considerando i risultati cui siamo giunti conducendo l'analisi in direzione x (Fig.5.41 e Fig. 5.39) sia per il provino *Tjoint* (durezza compresa nel *range* 0.91-7.4 GPa) sia per quello *Lap joint* (durezza inclusa nel *range* 0.22-5.61GPa), notiamo che i valori di durezza sono diminuiti, per la configurazione *Tjoint*, dal cordone di saldatura verso il materiale base confermando, così, un miglioramento generale dovuto alla presenza dell'elemento di irrigidimento; per la configurazione *Lap joint*, invece, la durezza sono aumentati dal cordone verso il materiale base confermando, così, le osservazioni derivanti dalla SCC. Ricordiamo, infatti, che il

provino *Lap joint* presenta, in seguito alla Corrosione Sotto Sforzo, un cordone fortemente degradato ed un materiale base con corrosione generalizzata e tendente all'esfoliazione. Confrontando i valori ottenuti con quelli riportati in letteratura (*Nanomechanical properties of fiction stir welded AA6082-T6 aluminum alloy E.P. Koumouloza, C.A.Charitidis, N.M.Daniolos, D.I.Pantelis*), notiamo che essi mostrano andamenti globali del tutto concordi. Infatti, l'indagine condotta da *Koumouloza & Co* mette in evidenza un diverso comportamento del materiale a seconda che essa sia condotta in zona *advancing* o in zona *retreating* e che si consideri il materiale base o la zona interessata dalla saldatura FSW. In *advancing side*, in particolare, la durezza risulta circa pari a 1.65 GPa nel materiale base e circa pari a 1.1 GPa nella zona saldata. In *retreating side*, invece, si ha un aumento della durezza dovuto ad una ricristallizzazione del materiale che assume una granulometria molto fine. Tale confronto, però, risulta del tutto generale in quanto le condizioni in cui sono state condotte le nostre indagini sono profondamente diverse da quelle indicate in letteratura. Infatti, è necessario prendere in considerazione sia l'effetto che la SCC (che non è stata presa in considerazione da *Koumouloza & Co*) ha sul materiale base e su quello interessato dalla saldatura FSW sia il fatto che la nostra indagine è stata condotta muovendosi in direzione verticale ed orizzontale.

Per comprendere le variazioni di durezza ottenuti è necessario condurre delle indagini più approfondite che prendano in considerazione lo studio dei precipitati e mettano in evidenza i cambiamenti strutturali del materiale dopo il processo FSW.

Sono, tuttavia, in sperimentazione ulteriori analisi microstrutturali in grado di fornire una corretta interpretazione della relazione struttura-proprietà-tecnologia di processo.

Bibliografia

- **L'alluminio e le leghe leggere: metallurgia, trattamenti termici, metallografia, proprietà meccaniche e procedimenti tecnologici**
Biblioteca tecnica Hoepli

F. Saccone

- **Le leghe Alluminio-Litio**
La Metallurgia Italiana, Vol. 2, 2005, pp.39-50

R. Doglione

- **Aluminium-Lithium Alloys**
Metals Handbook, Vol.2 , 10^a edizione, Materials Park, Ohio,

ASM International, 1990, pp.178-199

R. S. James

- **Chimica applicata**
Libreria editrice universitaria Protto & Bella

S. Anfuso, F. Carrozzo

- **Tecnologia Meccanica**
Cedam Padova

- **Manuale di tecnologia delle leghe per lavorazione plastica**
Biblioteca tecnica Hoepli- Milano, 1993

- **Friction stir Welding and processing**

R.S. Mishra, Z.Y. Ma

*Center for friction stir processing, department of materials science and engineering,
university of Missouri, Rolla*

- **Corrosione e protezione dei materiali metallici**

Pietro Pedferri

- **Corrosione e protezione dei metalli**

AIM, 2000

Bianchi G., Mazza F.

- **Corrosion science and technology**

Ed. Crc Press – 1998

David Tabolt, James Tabolt

- **Fondamenti di corrosione e protezione dei metalli**

Tamburini editore – Milano 1968

G. Bianchi, F. Mazza

- **ASTM Normative G44** - 99(2005) Standard Practice for Exposure of Metals and Alloys by Alternate Immersion in Neutral 3.5% Sodium Chloride Solution

- **ASTM Normative G47** - 98(2004) Standard Test Method for Determining Susceptibility to Stress-Corrosion Cracking of 2XXX and 7XXX Aluminum Alloy Products

- **ASTM Normative G49** - 85(2005) Standard Practice for Preparation and Use of Direct Tension Stress-Corrosion Test Specimens

- **Meccanica dei materiali**
Mc Graw Hill

Laura Vergani

- **Nanoindentation of biological materials**
Donna M. Ebenstein and Lisa A. Pruitt

- **Nanomechanical properties of friction stir welded AA6082-T6 aluminum alloy**
E.P. Koumoulos, C.A. Charitidis, N.M. Daniolos, D.I. Pantelis

- **Application of nanoindentation technique for structural characterisation of weld materials**
P. Maiera, A. Richter, R.G. Faulkner, R. Ries

- **Nano-indentation of polymeric surfaces**
B. J. Briscoe, L. Fiori and E. Pelillo

- **Friction Stir Welding – Introduzione alla tecnologia**
C. Gambaro, L. Fratini, A. Squillace, J. Adamowski, M. Ponte, G. Buffa

INDICE

INTRODUZIONE.....	2
Capitolo Primo	7
Alluminio e Leghe.....	7
1.1 Generalità	8
1.2 Proprietà fisiche, meccaniche e tecnologiche dell'alluminio	9
1.3 Leghe di alluminio.....	12
1.4 Classificazione delle leghe di alluminio.....	14
1.5 Designazione delle leghe di alluminio	16
1.5.1 Designazione delle leghe da fonderia.....	18
1.5.2 Designazione delle leghe da lavorazione plastica	20
1.6 Modifiche strutturali delle leghe di alluminio	23
1.6.1 Modificazione strutturale per via meccanica.....	25
1.6.2 Modificazione strutturale per via termica.....	26
1.7 Designazione dei trattamenti termici di tempra.....	28
1.8 Applicazioni industriali dell'alluminio.....	30
1.8.1 L'alluminio nell'aeronautica	31
1.8.2 Svantaggi e vantaggi della costruzione con leghe di alluminio	33
1.9 La saldatura dell'alluminio e delle sue leghe	34
1.9.1 Problematiche della saldatura dell'alluminio	36
1.10 Leghe di alluminio innovative Al-Li (AA 2198 T3).....	37
1.10.1 Composizione, trattamenti termici, microstruttura e resistenza delle leghe Al-Li commerciali (AA 2198 T3)	40
Secondo Capitolo	45
Tecnologia di saldatura <i>Friction Stir Welding - FSW</i>	45
2.1 <i>Friction Stir Welding</i>	45
2.2 Utensili	49
2.3 Geometrie	51
2.4 Tipi di giunzioni	58
2.5 Materiali saldabili	59
2.6 Applicazioni	60

2.7 Difetti di saldatura.....	64
2.8 Proprietà e vantaggi della FSW.....	73
Capitolo Terzo.....	78
<i>Stress Corrosion Cracking</i> (Corrosione sotto sforzo).....	78
3.1 Introduzione.....	78
3.2 Morfologia e condizioni di insorgenza.....	78
3.3 Innesco e propagazione delle cricche in relazione al fenomeno di corrosione sotto sforzo.....	79
3.4 Aspetti meccanici.....	81
3.4.1 Fattore di intensificazione degli sforzi K_I e tenacità del materiale K_{IC}	82
3.4.2 Avanzamento per tensiocorrosione delle cricche e fattore di intensificazione degli sforzi di soglia K_{ISCC}	84
3.4.3 Proprietà intrinseca dell'accoppiamento materiale metallico/ambiente: K_{ISCC}	85
3.4.4 Velocità di avanzamento della cricca e fattore di intensificazione degli sforzi.....	85
3.5 Fattori ambientali.....	87
3.6 Fattori metallurgici.....	90
3.7 Meccanismo della corrosione sotto sforzo.....	93
3.7.1 Influenza dell'applicazione degli sforzi sui fenomeni corrosivi: <i>Grain boundary precipitation</i> (Precipitazioni a bordo grano).....	93
3.7.2 Come la frattura meccanica può essere facilitata dalla presenza di un ambiente aggressivo: <i>Hydrogen embrittlement</i> (Infragilimento da idrogeno).....	95
3.7.3 Classificazione dei meccanismi secondo Parkins.....	96
3.8 <i>Stress corrosion cracking</i> per le leghe di alluminio.....	97
3.8.1 Leghe sensibili al fenomeno di corrosione sotto sforzo.....	97
3.9 Corrosione dell'alluminio: generalità e fondamenti teorici.....	102
3.9.1 Corrosione per <i>pitting</i> : generalità.....	102
3.9.2 Processi d'innescio.....	106
3.9.3 Fattori promotori di <i>pitting</i>	107
3.9.4 Meccanismo del <i>pitting</i>	108
3.10 <i>Pitting</i> dell'alluminio.....	110
Capitolo Quarto.....	113
Materiali e Metodi.....	113
4.1 Materiali.....	113

4.2	Giunti FSW.....	114
4.3	Attrezzature della macchina di prova.....	118
4.4	Macchina di prova.....	122
4.5	Preparazione dei provini per l'analisi metallografica.....	126
4.6	Test di Nanoindentazione.....	130
Capitolo Quinto.....		143
Risultati e Discussioni.....		143
5.1	Normativa ASTM G47.....	143
5.1.1	Interpretazione dei risultati.....	143
5.2	SCC : risultati sperimentali.....	145
5.2.1	Analisi macroscopica sui provini saldati in configurazione <i>T joint</i>	145
5.2.2	Analisi microscopica sui provini saldati in configurazione <i>T joint</i>	147
5.2.3	Analisi macroscopica sui provini saldati in configurazione <i>Lap joint</i> (sovrapposizione).....	158
5.2.4	Analisi microscopica sui provini saldati in configurazione <i>Lap joint</i> (sovrapposizione).....	160
5.4	Test di Nanoindentazione : risultati sperimentali.....	170
5.5	Conclusioni e sviluppi futuri.....	174
Bibliografia.....		178