



UNIVERSITA' DEGLI STUDI DI PADOVA

FACOLTA' DI INGEGNERIA
DIPARTIMENTO DI TECNICA E GESTIONE DEI SISTEMI INDUSTRIALI

CORSO DI LAUREA MAGISTRALE IN INGEGNERIA
DELL'INNOVAZIONE DEL PRODOTTO

TESI DI LAUREA MAGISTRALE

Caratterizzazione a fatica di componenti intagliati in acciaio inossidabile UNS S32205 mediante applicazione del criterio SED

Relatore

Ing. Paolo Ferro

Laureando

Marco Zanetello

Anno accademico 2016-2017

Capitolo 1: Acciaio inossidabile	1
1.1 Introduzione	1
1.2 Cenni sui fenomeni corrosivi	4
1.2.1 Corrosione galvanica	5
1.2.2 Corrosione per vaiolatura: pitting	7
1.2.3 Corrosione interstiziale ed intergranulare	8
1.2.4 Tenso-corrosione	10
1.3 Effetto degli elementi in lega	11
1.3.1 Cromo e Nickel	12
1.3.2 Altri elementi	14
1.4 Acciai inossidabili duplex	16
1.4.1 Problematiche	19
1.4.2 Rassegna caratteristiche	24
1.5 Conclusioni	28
BIBLIOGRAFIA CAPITOLO 1	28
Capitolo 2: Meccanica della frattura lineare elastica (MFLE)	29
2.1 Introduzione	29
2.2 Fondamenti teorici sul fattore di intensificazione delle tensioni (K_I)	30
2.2.1 Intaglio a spigolo vivo soggetto a sollecitazioni di modo I	30
2.2.2 Campi tensionali in presenza di un intaglio	33
2.3 Densità di energia di deformazione (SED)	35
2.3.1 Criterio ASED di Lazzarin	36
2.3.2 Metodi di previsione della resistenza a fatica di unioni saldate	38
2.4 Conclusioni	45
BIBLIOGRAFIA CAPITOLO 2	46
Capitolo 3: Analisi sperimentali	47
3.1 Introduzione	47
3.2 Microstruttura e geometria dei provini	47
3.2.1 Composizione acciaio duplex	47
3.2.2 Rapporto austenite/ferrite	49
3.2.3 Misurazione del raggio dei provini intagliati	55
3.3 Fatica	56
3.3.1 Curve di Wohler	57
BIBLIOGRAFIA CAPITOLO 3	60
Capitolo 4: Calcolo del raggio critico	61
4.1. Analisi numeriche	61
4.2 Conclusioni	70
BIBLIOGRAFIA CAPITOLO 4	71
Conclusioni	73
Appendice A : MODELLO APDL PER PROVINI INTAGLIATI	75
Appendice B : MODELLI CAD PROVINI	81
Ringraziamenti	83

Sommario

L'obiettivo della tesi è la caratterizzazione a fatica di una tipologia di acciaio inossidabile duplex, molto diffusa nel mercato, sfruttando il criterio di Lazzarin (Averaged strain energy density) che permette di valutare la vita a fatica di componenti intagliati rapportando l'energia di deformazione lineare elastica in un "volume" di controllo di raggio R_c . Questo parametro chiamato raggio critico è uno strumento molto potente perché permette di quantificare in maniera rapida la vita a fatica del materiale indipendentemente dall'angolo di apertura dell'intaglio e permette di prevedere il suo comportamento meccanico sottoposto a sollecitazioni cicliche.

Capitolo 1:

Nel primo capitolo vengono descritti gli acciai inossidabili, con particolare attenzione ai duplex che sono i protagonisti della tesi. Si presentano i fenomeni di corrosione che possono ridurre le proprietà del materiale, i vari elementi chimici che causano dei cambiamenti nelle caratteristiche, eventuali problematiche come la sensibilizzazione e la fase gamma. Infine vengono esposte le proprietà meccaniche, comportamento a fatica, resistenza a corrosione e saldabilità.

Capitolo 2:

Nel secondo capitolo vengono presentati i fondamenti teorici della meccanica della frattura lineare elastica (MFLE), con particolare attenzione per le ipotesi iniziali della teoria di Williams, il fattore di intensificazione delle tensioni (K_I) e il criterio energetico di Lazzarin (ASED) che permette una quantificazione della vita a fatica di giunti saldati e componenti intagliati.

Capitolo 3 e 4:

Nel terzo/quarto capitolo viene presentata la parte operativa, dove si sono descritti la geometria dei provini con particolare attenzione ai raggi di raccordo in prossimità degli intagli, che devono essere sufficientemente piccoli per rispettare la teoria di Williams. Si è andato poi a controllare la microstruttura e gli elementi chimici che compongono i provini per confermare che si trattasse di un acciaio inossidabile duplex con percentuali di circa il 22% di cromo e il 5% di Nickel. Successivamente si sono sottoposti a delle prove di fatica ricavando le curve di Wohler e il limite a fatica per i provini lisci e intagliati, con i risultati ottenuti si è costruito un file APDL da implementare in Ansys che simula il comportamento a fatica dei provini intagliati e elaborando i dati si è andati a ricavare il ΔK_I a $2 \cdot 10^6$ cicli con una probabilità di sopravvivenza del 50%. Infine con l'equazione di Lazzarin-Zambardi si è andato a calcolare il raggio critico che permette di caratterizzare a fatica il materiale.

Appendice A e B:

Nell'appendice A si riporta il modello APDL usato per simulare il comportamento del provino intagliato, che ha lo scopo di ricavare ΔK_I a $2 \cdot 10^6$ cicli.

Nell'appendice B si sono disegnati i provini che sono serviti per l'analisi a fatica.

Abbreviazioni utilizzate nel testo

MFLE	Meccanica della frattura lineare elastica
ASED	Averaged strain energy density
FEM	Finite Element Method
CAD	Computer Aided Design
K_I	Fattore di intensificazione delle tensioni
K_{Ic}	Tenacità a frattura
TT	Trattamento termico
d.d.p.	Differenza di potenziale
PH	Precipitation hardening
PREN	Pitting Resistance Equivalent Number

CAPITOLO 1

ACCIAIO INOSSIDABILE

1.1. Introduzione

L'acciaio inossidabile è una categoria molto richiesta dal mercato industriale, in virtù della sua propensione di resistenza ai fenomeni corrosivi, garantita dalla presenza in composizione di almeno il 12% di cromo in lega, necessario per passivarla cioè che permetta nel caso l'ambiente sia sufficientemente ossidante di formare uno strato di ossido passivo (elettropositivo) che protegge il materiale sottostante.

Per potenziare alcune specifiche caratteristiche si aggiungono altri elementi, quindi a seconda della microstruttura si possono classificare 4 famiglie principali di acciai inossidabili: ferritici, austenitici, martensitici e duplex.

La designazione più diffusa è quella americana AISI che utilizza sigle formate da 3 cifre: per gli austenitici sono unificati con la serie 300 (3xx), mentre i martensitici e i ferritici sono designati con la serie 400(4xx), i duplex o gli acciai inossidabili per getti o altri tipi con impieghi specifici sono unificati con sigle scelte dal produttore o hanno designazioni a parte.

Nella tabella sottostante vengono rappresentati gli acciai inossidabili con maggiore impiego con le loro caratteristiche meccaniche principali:

		C	Cr	Ni	Mo	N	R (MPa)	A (%)
Austenitici	AISI 304	0.06	19	9	-	-	586	55
	AISI 302	0.15	18	9	-	-	620	50
	AISI 316	0.06	17	12	2.5	-	620	50
	AISI 304L	0.03	19	10	-	-	517	55
	AISI 316L	0.03	17	12	2.5	-	517	50
Ferritici	AISI 430	0.12	17	-	-	-	517	30
Martensitici	AISI 410	0.15	12	-	-	-	1310	15
Duplex	23-04	0.02	18	4	-	0.10	700	25
	22-05	0.02	22	5.5	3	0.14	800	25
	25-07	0.02	25	7	4	0.25	920	20

Figura 1.1 – Acciai inossidabili di maggiore impiego [1]

In generale gli acciai austenitici sono i migliori per la resistenza a corrosione anche se con un comportamento meccanico (R_m, R_s) inferiore rispetto ai martensitici; è opportuno menzionare che persino gli acciai austenitici più legati non possono sopportare condizioni di impiego con elevata aggressività ambientale.

Questi rappresentano la quota di maggior produzione degli acciai inossidabili, in quanto resistono in maniera migliore sia a corrosione a caldo che a umido, con impiego prioritario dove il problema della corrosione è dominante.

L'acciaio più conosciuto è l'AISI 304 conosciuto anche come 18/10 che rappresentano le percentuali di cromo(18-20%) e di nickel (8-10%), mentre il carbonio è presente in quantità bassissime (<0.1%).

Essendo che gli acciai austenitici hanno la temperatura di inizio della formazione della martensite al di sotto della temperatura ambiente non possono subire trattamenti di tempra per aumentare la resistenza meccanica.

Le caratteristiche meccaniche si possono migliorare solo con deformazione plastica a freddo incrudendo il materiale, altri problemi legati a questi acciai sono legati alla tensocorrosione cioè all'azione simultanea di tensione e corrosione.

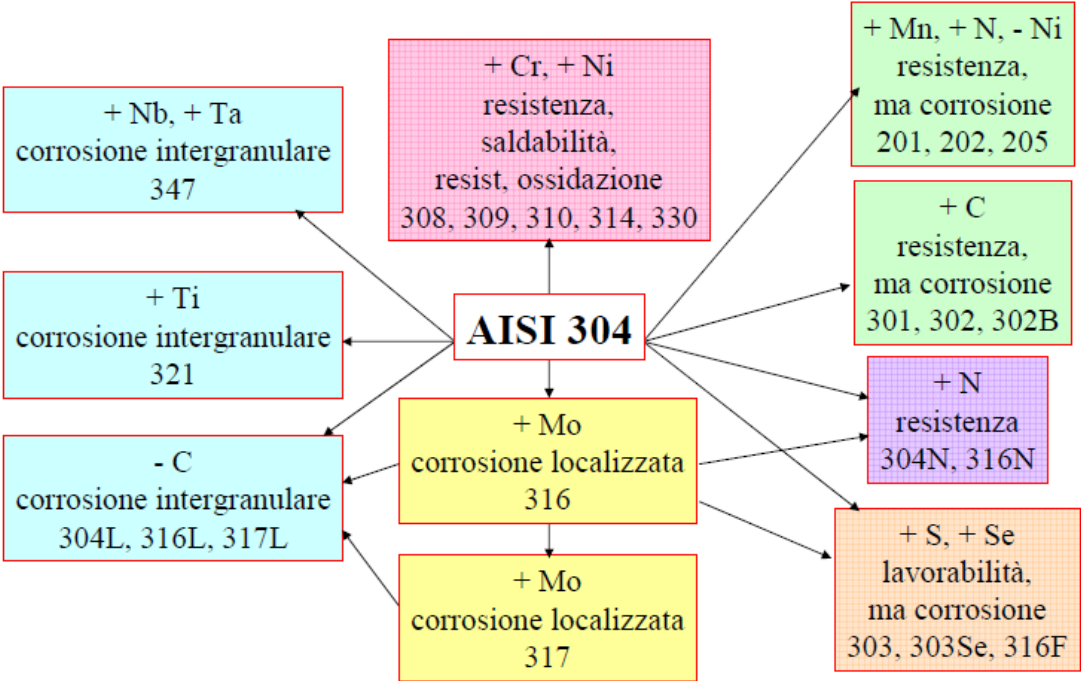


Figura 1.2 – AISI 304 e i suoi derivati [3]

Gli acciai inossidabili ferritici sono formati da ferro e cromo (11-27%), contengono bassissime percentuali di carbonio e non contengono nickel (elemento molto costoso).

Il più noto è L'AISI 430 da cui poi derivano tutti gli acciai di questa famiglia , contiene il 17% di cromo e lo 0.08% di carbonio , quantità minori di cromo aumentano la saldabilità e la resilienza a scapito della resistenza a corrosione, mentre aumentando il carbonio si migliorano le caratteristiche meccaniche.

I ferritici non possono subire tempra perché non hanno punti di trasformazione, possono subire un trattamento termico di ricottura per eliminare l'incrudimento dovuto dalle lavorazioni plastiche a freddo (trafilatura, laminazione).

A differenza degli austenitici hanno una limitata resistenza a corrosione ma un prezzo più basso dovuto alla non presenza del nickel, una migliore resistenza alla tensocorrosione e poco soggetti a corrosione intercristallina.

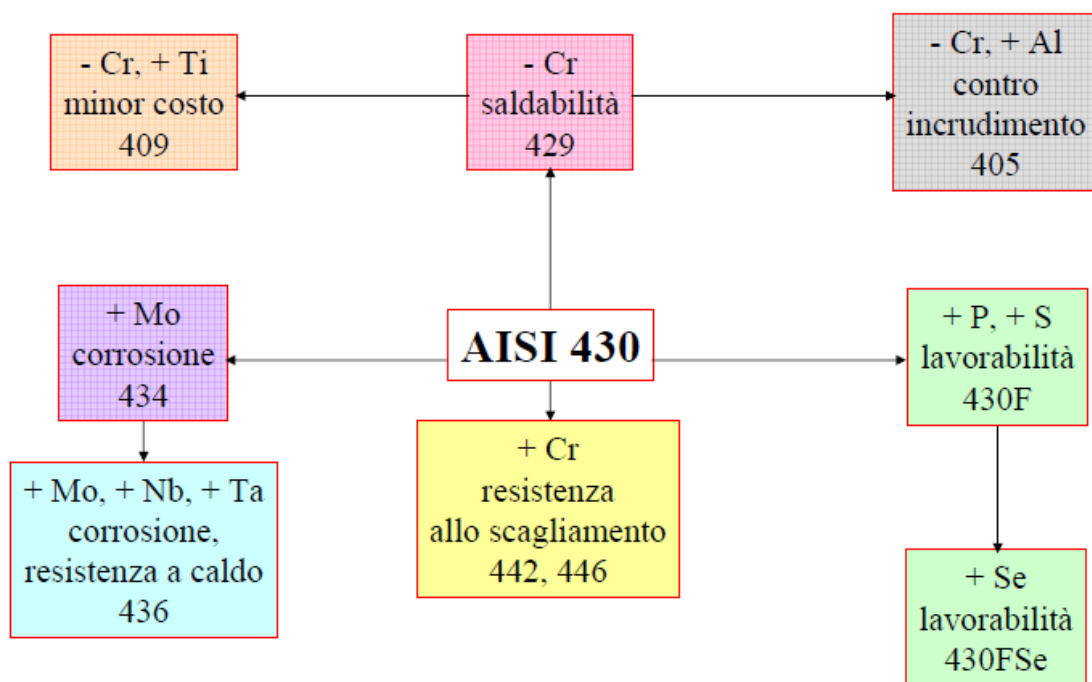


Figura 1.3 – AISI 430 e i suoi derivati [3]

Gli acciai inossidabili martensitici hanno la percentuale di cromo compresa dal 12% al 17% e da una percentuale di carbonio superiore rispetto ai ferritici e agli austenitici necessaria per il miglioramento della resistenza dovuto alla tempra.

Questi acciai sono impiegati dove è necessaria una notevole resistenza meccanica unita ad una buona resistenza a corrosione. Dopo essere temprati vengono rinvenuti con temperature dei TT che dipendono dall'applicazione finale.

Il tipo più utilizzato è l'AISI 420 che contiene 13% di cromo e lo 0.20% di carbonio e può raggiungere tensioni di snervamento di 1000 MPa in base alla temperatura di

rinvenimento, aumentando la percentuale di carbonio si aumenta resistenza e durezza, diminuisce la saldabilità e la duttilità, viceversa se si riduce.

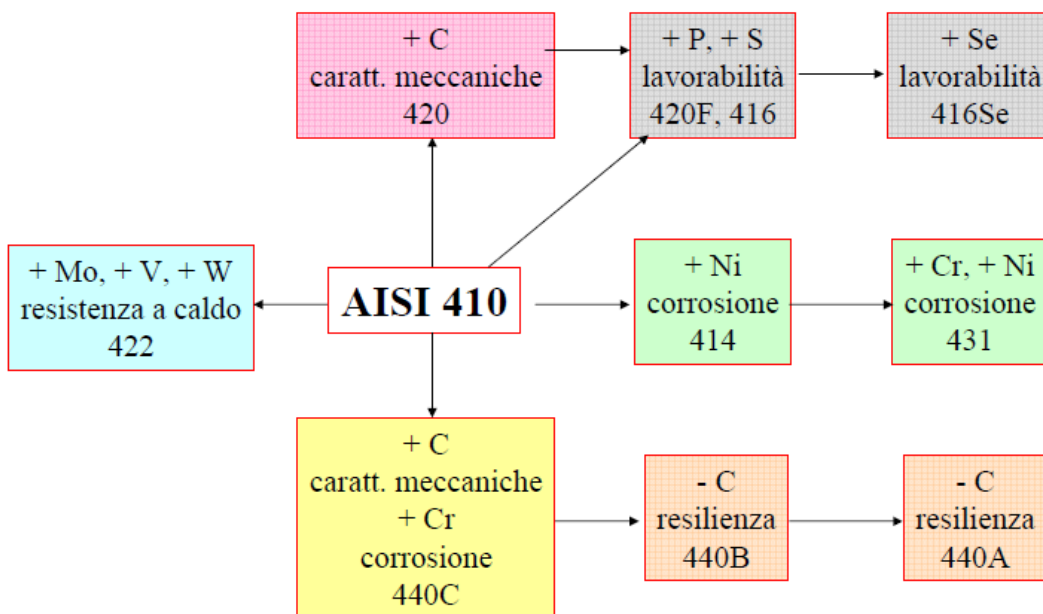


Figura 1.4 – AISI 410 e i suoi derivati [3]

Gli acciai inossidabili duplex presentano una microstruttura formata da metà austenite e metà ferrite ottenuta grazie ad un dosaggio preciso degli elementi in lega, (cromo 22-25%, nickel 4-7%, molibdeno 0-4%, azoto in quantità minime).

Questi acciai rispetto gli austenitici hanno caratteristiche meccaniche migliori e un miglior comportamento alla tensocorrosione.

Aggiungendo molibdeno e azoto in composizione si aumenta la resistenza alla corrosione generalizzata, al punto che in alcune applicazioni tale tipologia di acciaio inossidabile è migliore rispetto gli austenitici.

1.2. Cenni sui fenomeni corrosivi [2]

La corrosione rappresenta un processo naturale irreversibile di un consumo lento e progressivo di un materiale metallico, nel nostro caso un acciaio inossidabile, con un peggioramento delle proprietà meccaniche e fisiche.

La natura del fenomeno è di tipo elettrochimico tra il materiale e l'ambiente che lo circonda. La corrosione dei metalli può essere vista come una degradazione e una successiva ricomposizione con altri elementi presenti nell'ambiente : i metalli e le leghe

sono ad un livello energetico più alto rispetto i corrispondenti minerali, per cui sotto determinate condizioni ambientali tendono a riprendere lo stato più stabile presente in natura, in genere quello di ossido, idrato o sale.

1.2.1. Corrosione galvanica

La corrosione galvanica è di tipo elettrochimico, viene a verificarsi quando 2 metalli diversi, a contatto tra loro, immersi in una soluzione elettrolitica o in condizione di ambiente umido, dove si va a creare una d.d.p (differenza di potenziale), cioè si giunge alla formazione di una pila locale, per cui il materiale con più basso potenziale di riduzione si corrode, ossidandosi.

Nella figura seguente si riporta i potenziale di riduzione degli acciai inossidabili più comunemente usati:

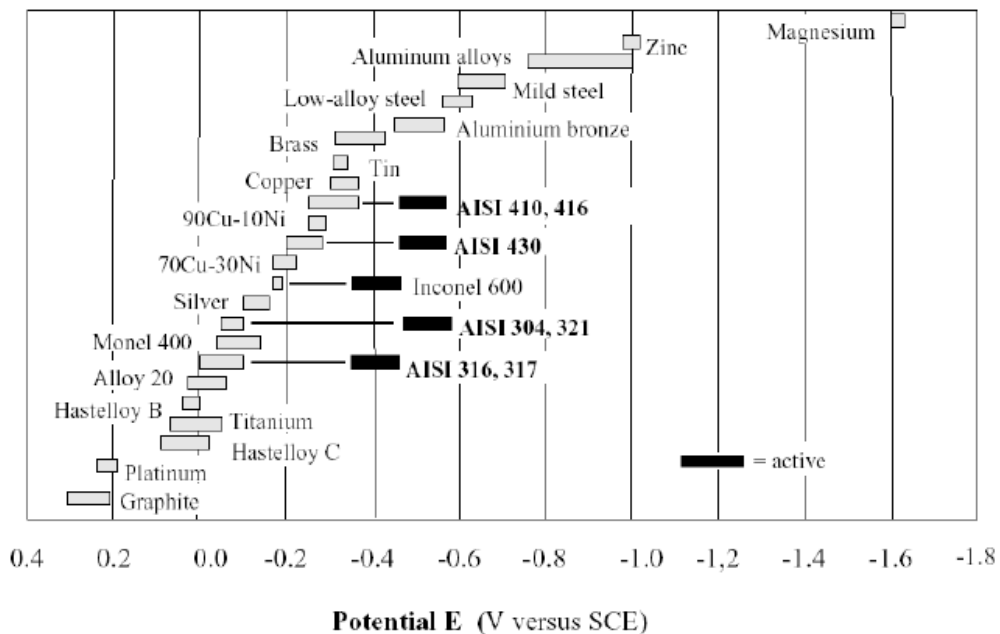


Figura 1.5 – Potenziale di riduzione per alcuni materiali immersi in acqua di mare

[3]

Serie galvanica (elementi)

Elemento	Potenziale vs H a 25°C (V)	Elemento	Potenziale vs H a 25°C (V)
Au	+1.498	Pb	-0.126
Pt	+1.200	Sn	-0.136
Pd	+0.987	Ni	-0.250
Ag	+0.799	Co	-0.277
Hg	+0.788	Cd	-0.403
Cu	+0.337	Fe	-0.440
H	0.000	Cr	-0.744
		Zn	-0.763
		Al	-1.662
		Mg	-2.363
		Na	-2.714
		K	-2.925

Figura 1.6 – Potenziale di riduzione per alcuni elementi della tavola periodica [3]

Di seguito si riporta l'esempio dello zinco a contatto con il platino immersi una soluzione acquosa HCl, dove il platino è inerte ma aumenta la corrosione dello zinco perché funge da catalizzatore cioè aumenta l'area disponibile per lo sviluppo di idrogeno.

Corrosione galvanica

Platino:

- 1) inerte, ma aumenta la superficie disponibile per lo sviluppo di idrogeno
- 2) agisce da catalizzatore per lo sviluppo di idrogeno



Accentuata la corrosione dello zinco

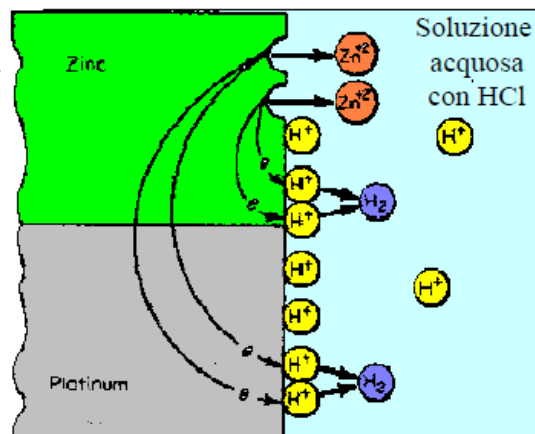


Figura 1.7 – Esempio di corrosione galvanica (Zn-Pt) [3]

1.2.2. Corrosione per vaiolatura: pitting

La corrosione per pitting è un tipo di degradazione localizzata che inizia quando il film protettivo di ossidi insolubili (dovuto alla passivazione) che si forma nei metalli, a seguito di una reazione elettrochimica viene scalfito localmente per effetto di ioni (nella maggior parte dei casi cloro), determinando l'inizio della corrosione.

Ci sono due tipi di comportamenti elettrochimici che evidenziano la criticità del pitting:

- Elettrochimico attivo: sulla superficie del metallo si generano dei prodotti di corrosione insolubili che formano un film spugnoso, inadatto a proteggere il materiale sottostante.
- Elettrochimico passivo: sulla superficie del metallo si generano dei prodotti di corrosione insolubili che formano un film compatto e continuo, che si adatta bene a fermare il processo corrosivo.

Da Wikipedia si cita come si sviluppa il pitting...[2]... Il meccanismo di corrosione per *pitting*, inizia con la distruzione localizzata dello strato passivante di ossidi a causa dell'azione degli ioni cloro.

Le zone dove il film viene a mancare funzionano da anodi (zona attiva) rispetto a quelle circostanti, (che presentando uno strato di ossidi ancora integro risultano indenni da corrosione) su cui invece ha luogo l'azione riducente (catodica).

La piccola estensione delle aree anodiche rispetto all'ampia zona catodica dà luogo a un attacco localizzato che è causa di formazione di vaiolature (in inglese *pit*).

Le vaiolature possono evolversi rapidamente fino alla perforazione del metallo stesso.

Di seguito si riporta un caso di pitting con le varie fasi che portano alla corrosione:

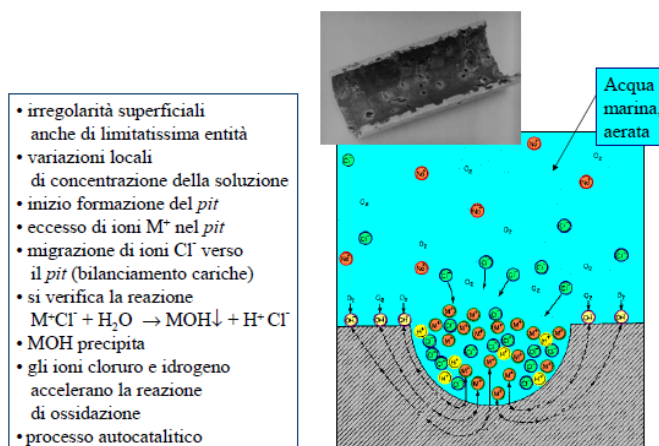


Figura 1.8 – Esempio di corrosione dovuta al pitting [3]

1.2.3. Corrosione interstiziale ed intergranulare

La corrosione interstiziale, chiamata anche crevice, è causata come nel caso del pitting da degli ioni riducenti (cloro), tra gli interstizi creati dal contatto di componenti meccanici (flange, lamiere bullonate...) si formano delle zone dove i fluidi non vengono ricambiati, cioè stazionano all' interno degli interstizi.

All'inizio non c'è differenza tra fluido all'interno dell' interstizi e quello esterno, successivamente l'ossigeno viene consumato in questa zona il metallo è ancora passivo ma la corrente di passività all'interno dell'interstizio viene bilanciata dalla riduzione di ossigeno esterna e quindi si formano una zona catodica e anodica.

Si arriva alla rottura del film protettivo con il conseguente inizio della corrosione.

Di seguito si riportano due esempi, il primo che rappresenta l'inizio del processo corrosivo e il secondo che mostra la fase più avanzata.

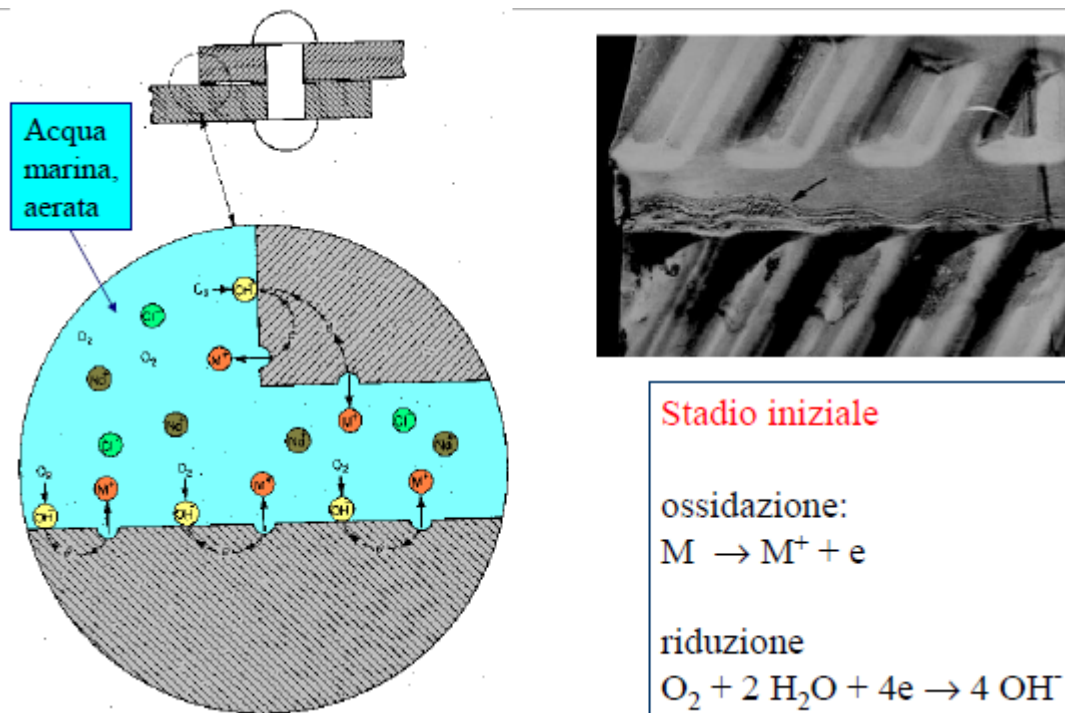


Figura 1.9 – Esempio di corrosione dovuta al crevice (stato iniziale) [3]



Figura 1.10 – Esempio di corrosione dovuta al crevice (stato avanzato) [3]

La corrosione intergranulare è presente nel bordo dei grani del reticolo cristallino che per raffreddamenti troppo lenti dovuti ad esempio da una saldatura, presentano il fenomeno di sensibilizzazione, che consiste in un abbassamento della percentuale di cromo in prossimità del bordo del grano.

Di seguito si riportano un esempio di problemi dovuti alla presenza a bordo grano di precipitati che diminuiscono la resistenza a corrosione.

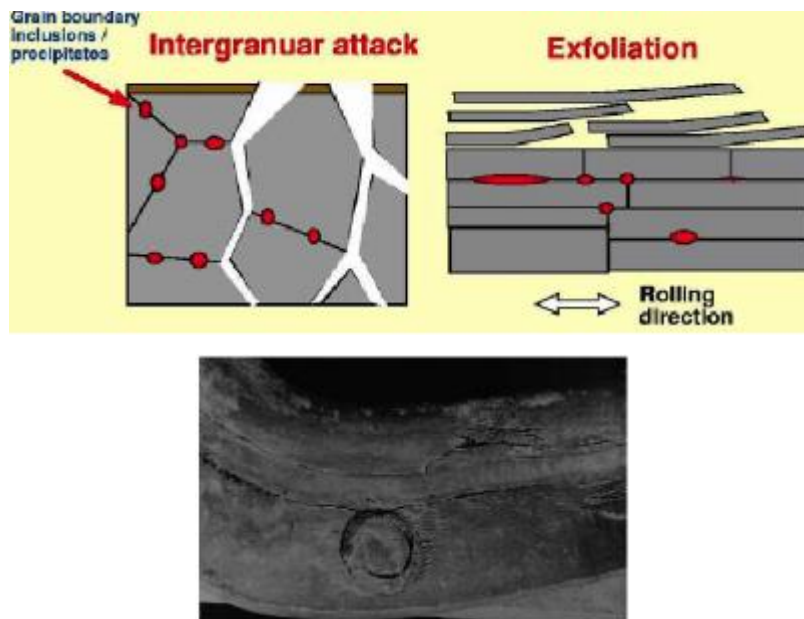


Figura 1.11– Esempio di corrosione intergranulare [3]

1.2.4. Tenso-corrosione

Con il termine tenso-corrosione si descrive il degrado di un materiale metallico sottoposto all'applicazione di un carico costante e del fenomeno corrosivo.

Di frequente questo tipo di corrosione porta ad un cedimento di schianto della struttura anche per leghe metalliche usualmente duttili, quindi particolarmente pericolosa. Alcuni acciai austenitici sono molto sensibili alla tensocorrosione in ambienti ricchi di cloro, vengono quindi scartati per la produzione di contenitori d'acqua contenenti questo elemento.

Particolare attenzione va posta dal meccanismo di rottura in presenza di tensocorrosione, infatti il materiale immerso in un ambiente acquoso tende a rompersi al di sotto del K_{Ic} del materiale base vicino ad un valore K_{Isc} che può essere anche di un ordine di grandezza più basso.

Lega	K_{Ic} MN/m ^{3/2}	ambiente	K_{Isc} MN/m ^{3/2}
13Cr steel	60	3% NaCl	12
18Cr-8Ni	200	42% MgCl ₂	10
Cu-30Zn	200	NH ₄ OH, pH7	1
Al-3Mg-7Zn	25	Alogenuri acquosi	5
Ti-6Al-1V	60	0.6M KCl	20

Figura 1.12 – Confronto tra K_{Ic} e K_{Isc} [2]

Da Wikipedia si cita il meccanismo di propagazione della cricca per la tenso corrosione [2].... La natura subcritica della propagazione della frattura può essere attribuita all'energia chimica rilasciata nell'atto della propagazione, cioè: la propagazione della frattura inizia ad un K_{Isc} minore del K_{Ic} calcolato in assenza di fenomeni corrosivi, e quindi prosegue ad un tasso di crescita governato dal processo più lento di danneggiamento, fra corrosione e sollecitazione meccanica, che nella maggior parte dei casi è il tempo necessario agli ioni per diffondere fino all'apice della frattura. Dunque, con l'avanzare della cricca, il K , calcolato con la lunghezza della cricca stessa, aumenta fino a raggiungere il K di propagazione K_{Ic} , ed a questo punto si ha una rottura di tipo fragile, dunque improvvisa. La tensocorrosione è insidiosa proprio per questa sua natura imprevedibile. Gli acciai inox, ad esempio, sono impiegati a causa della capacità di "passivare", ovvero di generare uno strato di

ossido protettivo sulla superficie che li rende praticamente inerti rispetto all'ambiente esterno. Eppure proprio questa loro caratteristica li rende sensibili a tensocorrosione, a seguito di un danneggiamento dello strato di ossido protettivo, e del susseguente fenomeno di degrado fino alla rottura, mentre il resto del materiale è completamente integro.

Si riportano inoltre il comportamento di alcuni acciai inossidabili soggetti a tensocorrosione.

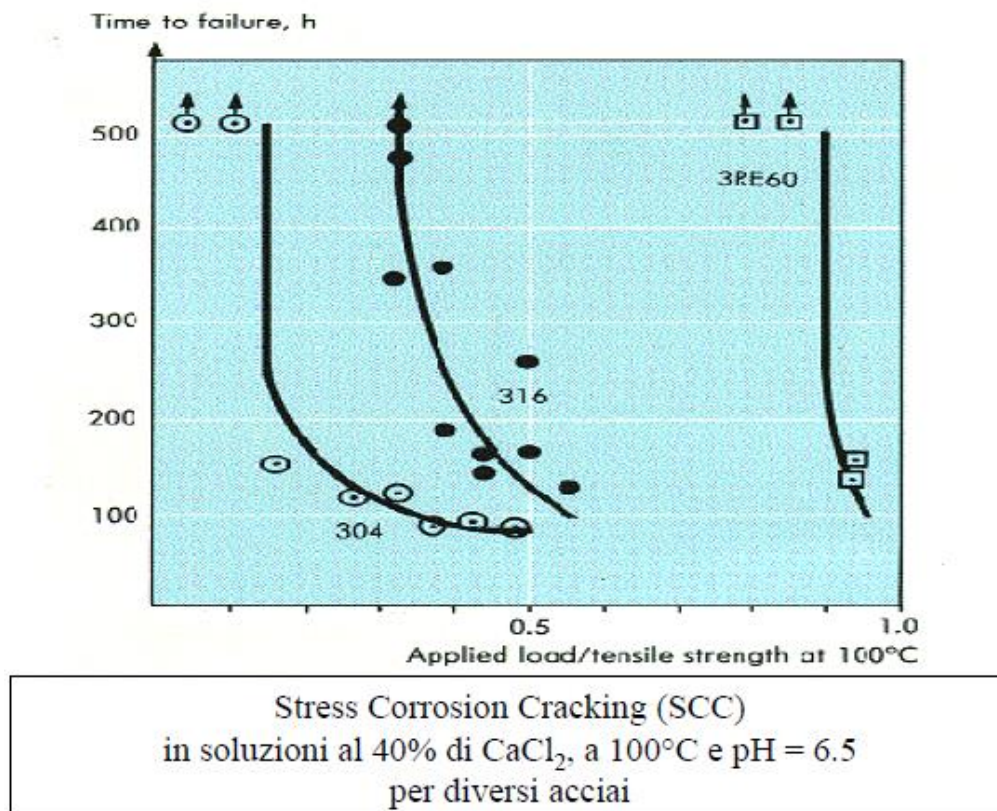


Figura 1.13 – Prova di tenso-corrosione per alcuni acciai inossidabili [3]

1.3. Effetto degli elementi in lega

Con questo paragrafo si vuole spiegare come incidono alcuni elementi della tavola periodica sulle caratteristiche dell'acciaio inossidabile.

Il primo sotto-paragrafo è stato dedicato al cromo e al nickel che hanno una grande influenza sulle proprietà anche per il loro modesto contenuto, mentre nel secondo si discutono gli elementi con un dosaggio minore ma che possono incidere notevolmente sulle caratteristiche

1.3.1. Cromo e Nickel

Il cromo è fondamentale in una lega di acciaio inossidabile garantisce la resistenza a corrosione o ad ossidazione che cresce con la presenza di esso.

Il suo ruolo è quello di formare una pellicola di ossido con quantità di $Cr > 12\%$, che permette di passivare l'acciaio ed ha uno spessore da 10 \AA a 100 \AA , il film protettivo si forma in aria e tende a riformarsi istantaneamente se danneggiata

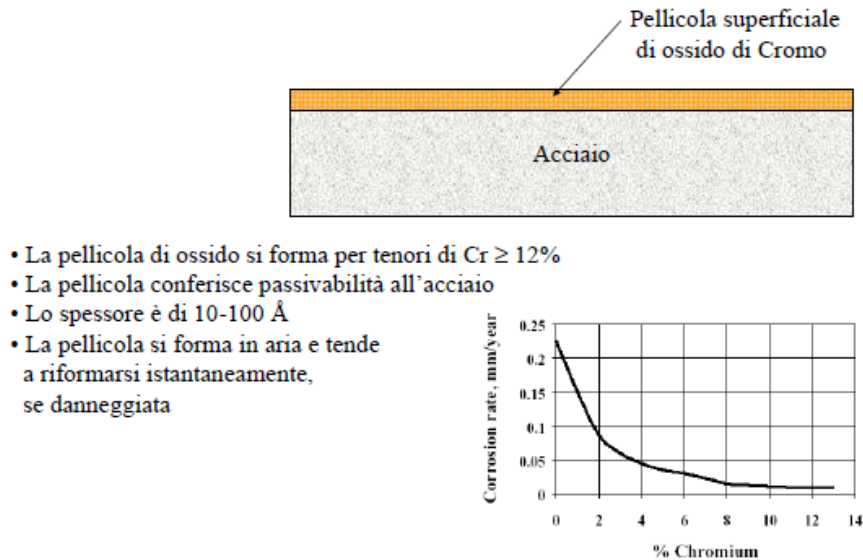


Figura 1.14 – Ruolo del cromo negli acciai inossidabili [3]

Lo sviluppo della pellicola protettiva coincide con un forte aumento della velocità di corrosione dove il film si genera, successivamente la velocità si abbassa fino a plateau (zona passiva) che continua finché l'ambiente non diventa troppo aggressivo e il materiale inizia a corrodarsi.

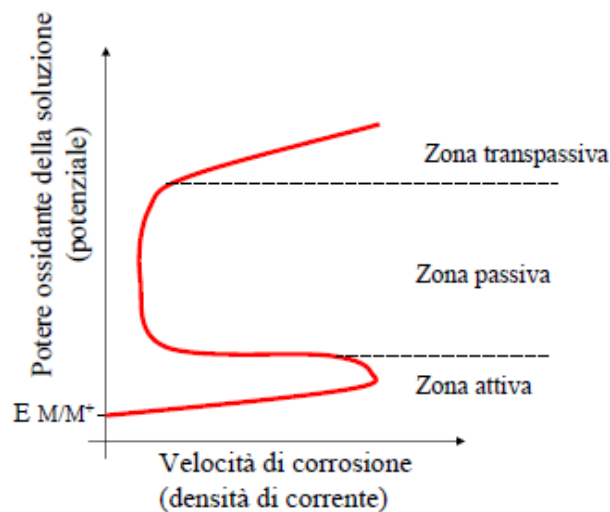


Figura 1.15 – Ruolo del cromo: sviluppo della pellicola protettiva[3]

Il nickel è promotore di una struttura austenitica diversamente dal cromo più incline a generarne una ferritica, aumenta la duttilità, la tenacità e ha la funzione di ridurre la velocità di corrosione. E' molto utile se il materiale è esposto ad ambienti acidi e forma dei precipitati intermetallici indurenti formatesi grazie ad un apposito TT (Precipitation hardening).

E' molto importante predire la struttura di acciaio inossidabile visto che in base alle percentuali di austenite e ferrite presenti si avranno proprietà meccaniche e di resistenza a corrosione differenti.

Si cerca di ricondurre tutti gli elementi presenti in lega al cromo e al nickel visto che sono i principali promotori di una o dell'altra struttura, con la definizioni di nickel e cromo equivalenti:

$$Cr_{equivalente} = \%Cr + 1.5 * \%Si + \%Mo$$

$$Ni_{equivalente} = \%Ni + 30 * (\%C + \%N) + 0.5 * (\%Mn + \%Cu + \%Co)$$

Si nota dalle formule come il silicio abbia una capacità maggiore del cromo di favorire una struttura ferritizzante, del carbonio e dell'azoto che anche in piccole quantità sono in grado di generare una struttura austenitica, anche se per il carbonio ci sono delle limitazioni dovute alla sua forte reattività con il cromo.

Grazie al diagramma di Schaeffler-Delong è possibile riassumere queste informazioni sugli elementi in una lega di acciaio inossidabile; in ascissa e ordinata vengono posti il Ni e il Cr equivalente, e con questi dati si riesce a ricavare le strutture originate.

Questo diagramma è nato per la saldatura, cioè serviva a descrivere le strutture dopo fusione e raffreddamento rapido.

Diagramma di Shaefler semplificato

$$Cr_{eq} = \%Cr + \%Mo + 1.5 \%Si + 0.5 \%Nb$$

$$Ni_{eq} = \%Ni + 30 \%C + 0.5 \%Mn$$

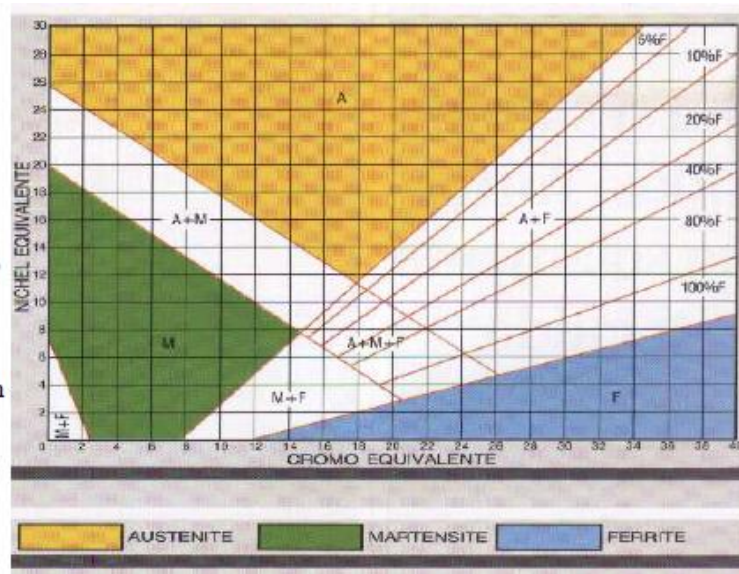


Figura 1.16 – Diagramma di Shaefler semplificato[3]

1.3.2. Altri elementi

Nel seguente sotto-paragrafo si descrivono gli effetti che hanno elementi diversi da cromo e nickel.

Si descrivono questi elementi in maniera schematica come fatto negli Appunti di Prodotti Metallurgici Innovativi e Multi-Funzionali...[3]...

- **Molibdeno (Mo)**

- Aumenta la resistenza alla corrosione generalizzata e localizzata.
- Aumenta la resistenza meccanica
- E' promotore di ferrite
- Forma fasi intermetalliche secondarie negli acciai ferritici, ferritico-austenitici
- Nei martensitici aumenta la durezza alle alte temperature di rinvenimento (effetto sulla precipitazione di carburi).

- **Rame (Cu)**

- Aumenta la resistenza a corrosione in alcuni ambienti acidi.
- Promuove la struttura austenitica.
- Negli acciai PH forma precipitati intermetallici indurenti

- **Manganese (Mn)**

- Aumenta la duttilità a caldo
- A basse temperature, stabilizza l'austenite, ad alte la ferrite
- Aumenta la solubilità dell'azoto
- Viene usato per ottenere gli austenitici ad alto azoto

- **Silicio (Si)**

- Aumenta la resistenza all'ossidazione, sia ad alta temperatura che in ambienti molto aggressivi a bassa temperatura
- Promuove la ferrite

- **Carbonio (C)**

- Elemento fortemente austenitizzante
- Aumenta la resistenza meccanica
- Riduce la resistenza alla corrosione intergranulare.
- Nei ferritici, riduce sia la tenacità che la resistenza a corrosione
- Nei martensitici e martensitico-austenitici aumenta durezza e resistenza meccanica (con riduzione della tenacità)

- **Azoto (N)**

- Elemento fortemente austenitizzante.
- Aumenta la resistenza meccanica.
- Aumenta la resistenza al pitting, specie se associato al Mo
- Nei ferritici riduce la tenacità.
- Nei martensitici e martensitico-austenitici aumenta durezza e resistenza, a scapito della tenacità

- **Titanio (Ti)**

- Promotore di ferrite, formatore di carburi
- Usato negli austenitici per aumentare la resistenza a corrosione intergranulare
- Aumenta la resistenza meccanica a caldo
- Nei ferritici aumenta tenacità e resistenza a corrosione
- Nei martensitici abbassa la durezza e aumenta la resistenza a rinvenimento.
- Negli acciai PH forma intermetallici indurenti

- **Niobio (Nb)**

- Promotore di ferrite, formatore di carburi
- Negli austenitici aumenta la resistenza a corrosione intergranulare
 - Aumenta la resistenza meccanica a caldo
 - Nei martensitici abbassa la durezza e aumenta la resistenza al rinvenimento

- **Alluminio (Al)**

- Aumenta la resistenza all'ossidazione.
- Nei PH forma intermetallici indurenti

- **Cobalto (Co)**

- Usato nei martensitici, aumenta durezza e resistenza al rinvenimento, specie ad alte temperature

- **Vanadio (V)**

- Aumenta la durezza dei martensitici (effetto sui carburi)
- Aumenta la resistenza al rinvenimento
- Stabilizza la ferrite

- **Zolfo (S)**

- Migliora la lavorabilità all'utensile
- Riduce la resistenza a corrosione, la duttilità, la saldabilità e la formabilità

- **Cerio (Ce)**

- Aumenta la resistenza all'ossidazione e alla corrosione a caldo

1.4. Acciai inossidabili duplex

Gli acciai inossidabili bifasici austeno-ferritici, detti anche duplex, presentano una struttura cristallina mista tra austenite e ferrite.

In generale hanno ottima combinazione tra le proprietà di resistenza meccanica e corrosione, per ottenere ciò è necessario un perfetto controllo di 3 condizioni: un'analisi chimica ben dosata, processo produttivo ed eventuali trattamenti termici.

Inoltre presentano un maggior grado di passivazione e quindi una maggior resistenza al pitting rispetto agli acciai austenitici, saldabilità e forgiabilità ottime.

Queste caratteristiche gli permettono di essere impiegati come componenti strutturali in svariati settori industriali: serbatoi per fluidi con elevata concentrazione di cloro, turbine, impianti alimentari con ambiente aggressivo, scambiatori di calore e piattaforme petrolifere.

Il diagramma di equilibrio pseudo-binario è rappresentato nella seguente figura e permette di controllare la microstruttura nelle fasi processo produttivo.

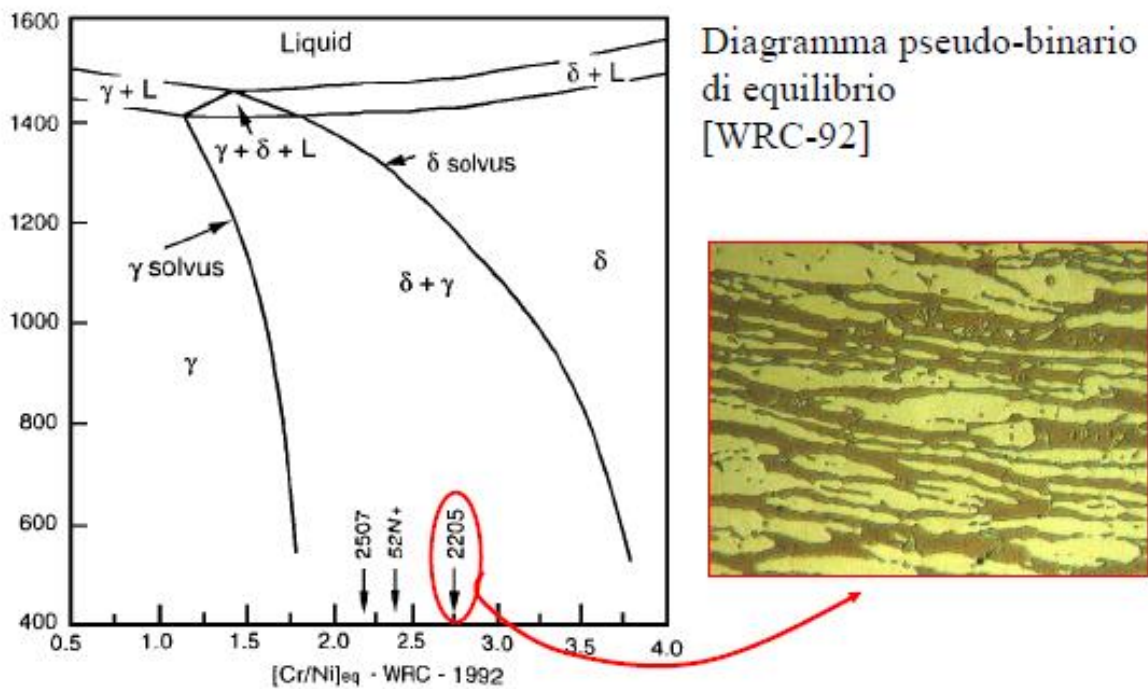


Figura 1.17 – Diagramma di equilibrio con microstruttura dell'acciaio 22-05 [3]

Tutti gli acciai duplex solidificano in campo ferritico, nel corso del raffreddamento avviene la reazione in fase solida, dove la ferrite delta si trasforma parzialmente in austenite con la conseguente formazione della struttura ibrida.

Si nota nel diagramma di equilibrio che nella zona tra i 1200-800 °C la velocità di raffreddamento non dovrà essere troppo elevata perché bisogna cercare di favorire la diffusione per la formazione della fase gamma.

Sotto gli 800 °C la diffusione è scarsa e non è possibile formare la fase gamma.

Le tipologie di acciai duplex di principale interesse possono essere divise in 4 gruppi principali:

Gruppo	Classe	Sigle commerciali, Designazione
1	23% Cromo basso legati	SAF2304,UR35N
2	22% Cromo medio legati	SAF2205,UR45N
3	25% Cromo alto legati	UR47N,UR52N
4	25% super duplex	SAF2507,ZERON 100

Il costo delle classi aumenta all' aumentare del numero del gruppo perché aumenta la quantità di nickel presente al loro interno, si è già visto che rappresenta la specie chimica più nobile e costosa presente in questi acciai.

Nella figura si presenta l'aumento esponenziale di costo che ha avuto il nickel negli ultimi decenni e come incide sul prezzo di un kg di acciaio inossidabile rispetto agli altri elementi in lega.

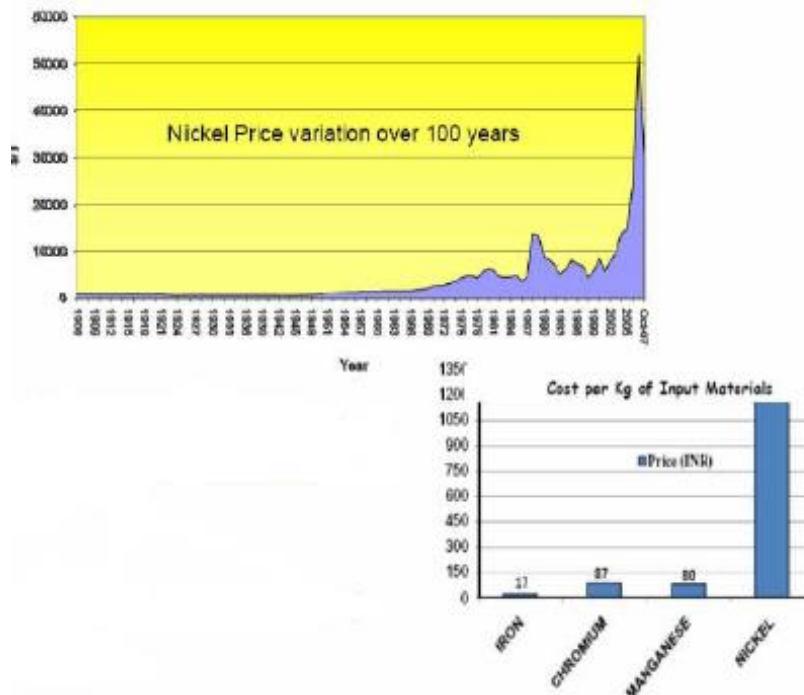


Figura 1.18 – Costo Nickel e incidenza su un Kg di acciaio inossidabile[3]

Per risolvere parzialmente il problema del nickel si cerca di aumentare il più possibile la percentuale di manganese che favorisce la solubilità dell'azoto nella composizione, così da risparmiare sul costo.

Gli acciai duplex sono molto apprezzati anche per il loro comportamento a pitting per confrontarli con altri tipi di acciai si definisce il numero PREN (Pitting Resistance Equivalent Number) che dipende dalle percentuali ponderate degli elementi in lega:

$$PREN = \%Cr + 3.3 * (\%Mo + 0.5 * \%W) + 16 * (\%N),$$

Si riportano inoltre due figure che permettono il confronto tra i vari acciai inossidabili soggetti a pitting.

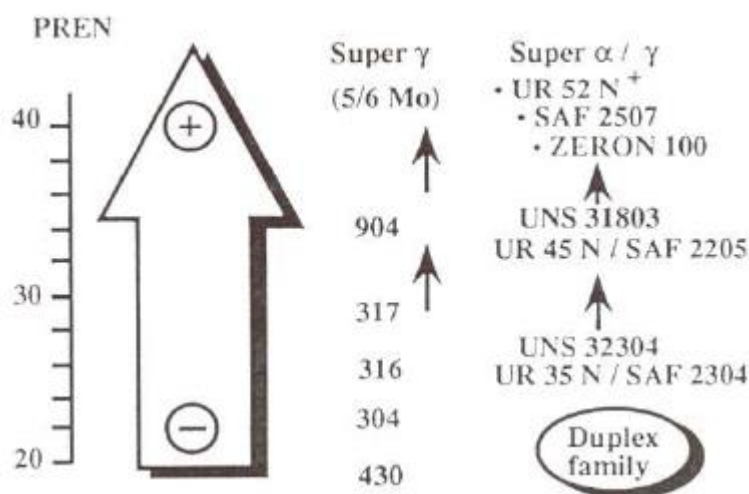


Figura 1.19 – PREN: posizionamento duplex rispetto altri acciai[3]

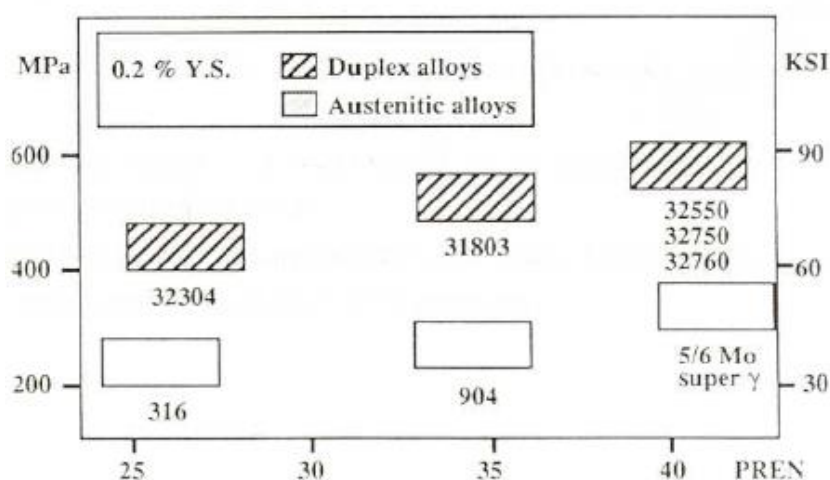


Figura 1.20 – Confronto duplex altri acciai: PREN e caratteristiche meccaniche[3]

C'è la possibilità di aumentare le caratteristiche meccaniche di un acciaio duplex grazie all' ottimo comportamento a deformazione freddo.

L'entità del rafforzamento varia con la composizione e struttura, ed è possibile valutarlo grazie alla curva dello sforzo-deformazione reale che è descritta dal seguente modello:

$$\sigma = K * \epsilon^n$$

Dove σ e ϵ sono la tensione e la deformazione reale e K è una costante che dipende dell'acciaio, ed n è il coefficiente di incrudimento:

- Acciai ferritici $n=0.2$
- Acciai austenitici $n=0.4-0.8$

Nickel, rame e azoto diminuiscono l'effetto dell'incrudimento mentre gli altri la accrescono.

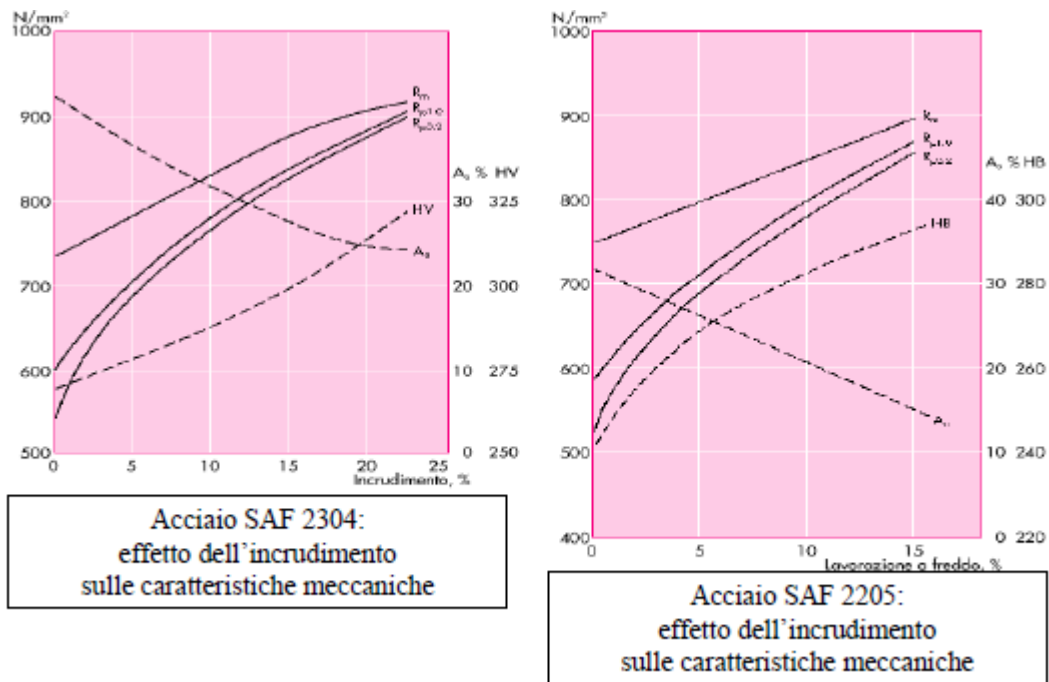


Figura 1.21 – Effetti incrudimento: Aumento carichi rottura/snervamento, diminuisce allungamento percentuale a rottura [3]

1.4.1 Problematiche

Come già accennato nel paragrafo precedente le problematiche degli acciai duplex riguardano la struttura cristallina, che dipende fortemente dai parametri di processo produttivo o di trattamento termico.

Queste problematiche di solidificazione si evidenziano nel processo di saldatura dove diventa fondamentale il controllo della velocità di raffreddamento, che porta al giusto rapporto tra austenite e ferrite.

Di seguito la figura fa capire come il processo va controllato principalmente nella zona tra i 1200 e gli 800 °C confrontando due tipi di saldature con velocità di raffreddamento diverse, evidenziando come l'austenite tende a distribuirsi solo a bordo grano con velocità alte e invece essere più bilanciata con la ferrite se si favoriscono i fenomeni diffusivi.

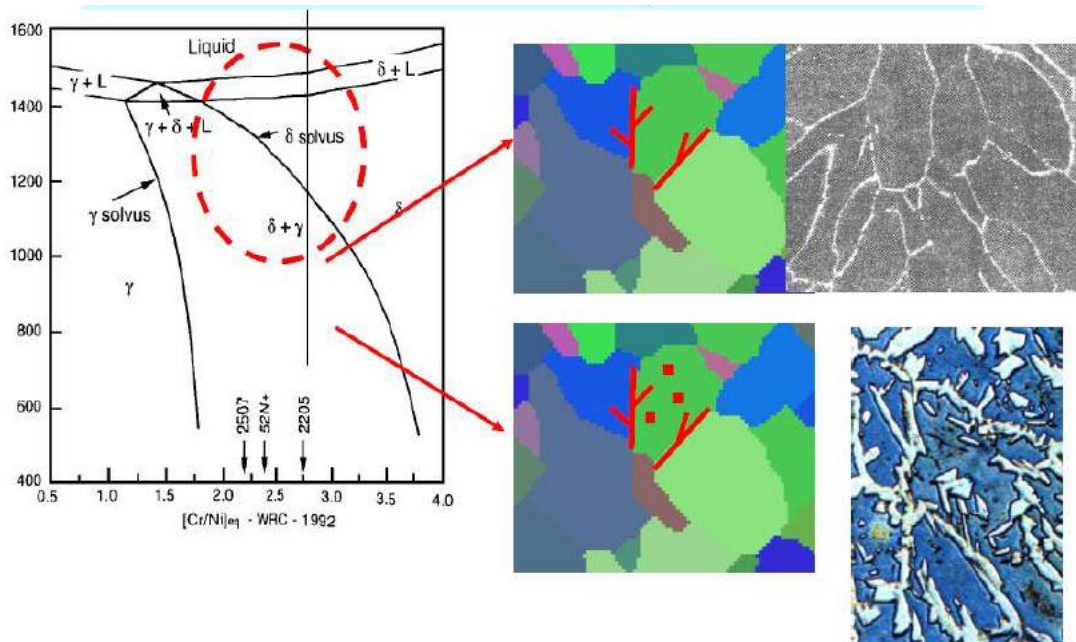


Figura 1.22 – Problematiche in solidificazione: rapporto austenite/ferrite [3]

Riassumendo la causa dello sbilanciamento tra le due fasi è la velocità di raffreddamento, mentre l'effetto è la perdita di resistenza a corrosione.

Una maggior quantità di ferrite rispetto l'austenite porta ad un precoce consumo principalmente in condizioni di pitting o tenso-corrosione.

Di seguito si vede lo sbilanciamento dovuto ad una saldatura laser e si vede l'acciaio sottoposto ad un test di corrosione.

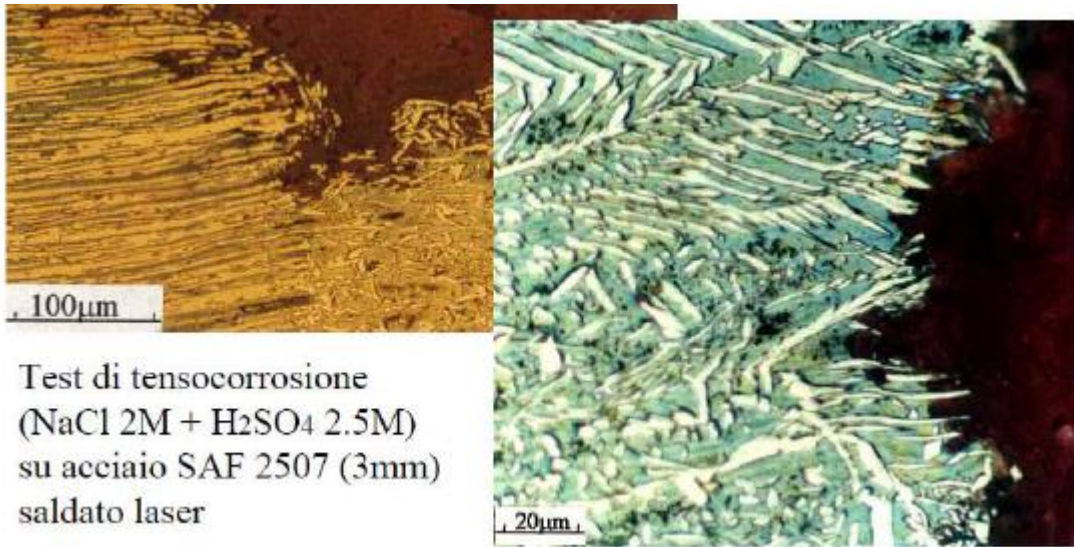


Figura 1.23 – Effetto di un rapporto ferrite/austenite non ottimale [3]

E' possibile trovare una relazione tra l'intervallo di tempo di diffusione tra i 1200 gli 800 °C (Δt_{12-8}) e la percentuale di austenite proposta da Lindblom e Hannerz:

$$\gamma = K_i * (\Delta t_{12-8})^m$$

K_i e m dipendono dal materiale e possono essere ricavati per correlazione dal seguente diagramma.

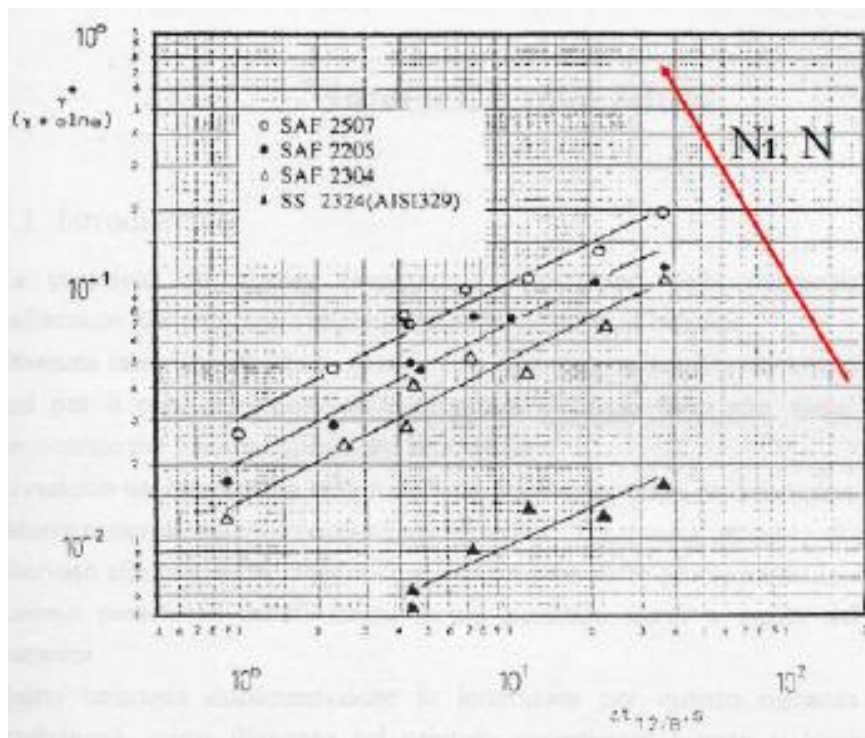


Figura 1.24 – Correlazione tra γ e Δt_{12-8} [3]

Infine si riporta un esempio di microstrutture che dipendono dal processo di saldatura evidenziando la percentuale di austenite.

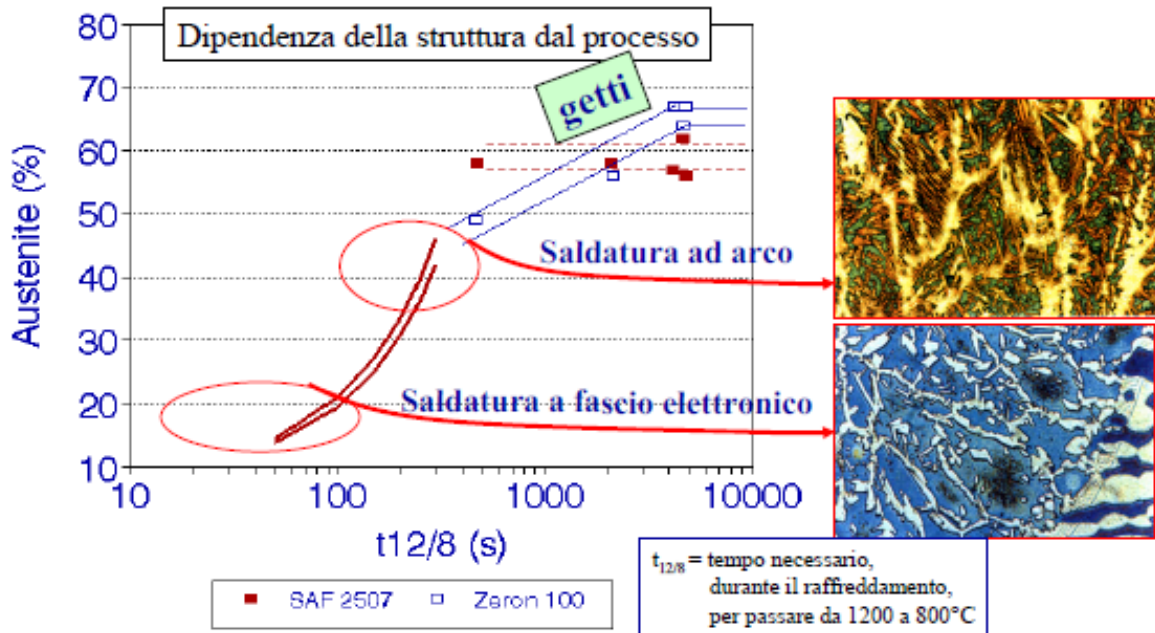


Figura 1.25 – Dipendenza della struttura dal processo di saldatura [3]

Essendo gli acciai duplex e in generale gli inossidabili molto legati, tendono a formare precipitati intermetallici, non sempre favorevoli, causati da reazioni tra gli elementi che sono presenti in lega. L'intervallo critico di formazione di questi composti sta tra i 1050-650 °C.

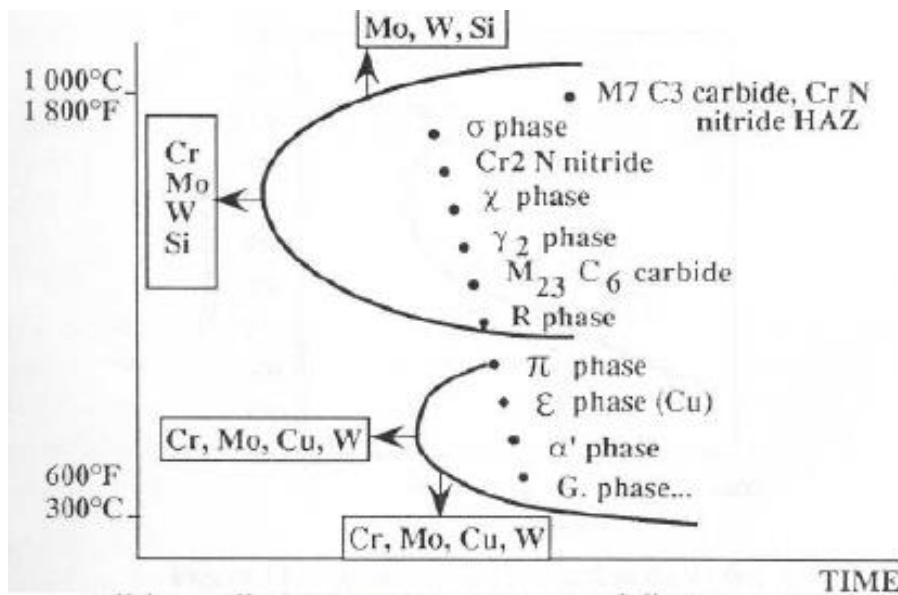


Figura 1.26 – Curva TTT: precipitati intermetallici e spostamento delle curve in base agli elementi in lega [3]

I precipitati più critici sono i nitruri di cromo (Cr_2N) e i carburi di cromo (Cr_{23}C_6) che tendono a sottrarre cromo dai bordi grano favorendo la sensibilizzazione portando la percentuale di cromo sotto il 12% e favorendo la corrosione intergranulare.

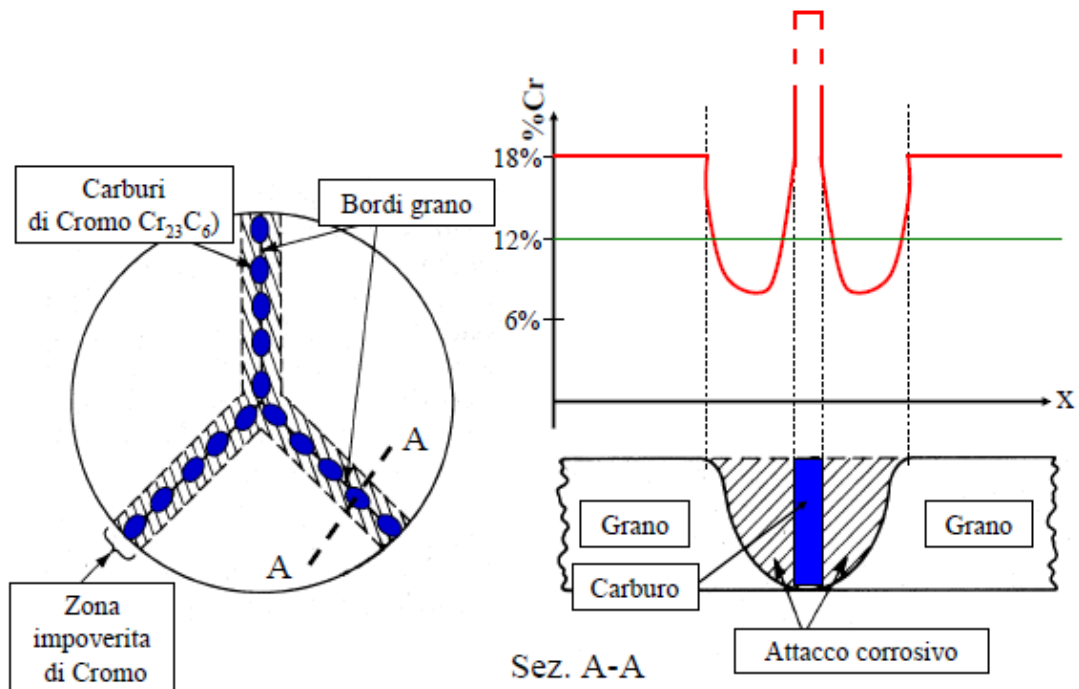


Figura 1.27 – Sensibilizzazione dovuto a precipitati intermetallici [3]

E' importante cercare di trovare il giusto dosaggio di carbonio e azoto per non portare a problemi di questo tipo, con l'obiettivo di cercare di spostare le curve di TTT più a destra così da possedere dei margini di tempo indispensabile per la formazione del giusto bilanciamento di austenite/ferrite.

Oltre a carburi e nitruri si forma una fase sigma che tende ad infragilire l'acciaio, molto pericolosa perché fa perdere il comportamento del duplex a tenso-corrosione.

Questa fase si genera all'incirca ad una temperatura di $800\text{ }^\circ\text{C}$ e si forma a causa di un raffreddamento troppo lento dovuto alla decomposizione della ferrite in austenite+sigma, presenta una struttura tetragonale ed è composta da Fe-Cr-Mo.

La nucleazione e l'accrescimento della fase sigma comportano ad una ferrite instabile che quindi si trasforma in austenite, il meccanismo prosegue se supportato dalla giusta temperatura portando ad una struttura alternata composta da ferrite, fase sigma e austenite. Il reticolo cristallino assai complesso porta ad un'energia interfacciale elevata, con l'assenza di piani di scorrimento caratteristiche che portano ad una perdita di resilienza e delle proprietà meccaniche in presenza di ambienti aggressivi dal punto di vista corrosivo.

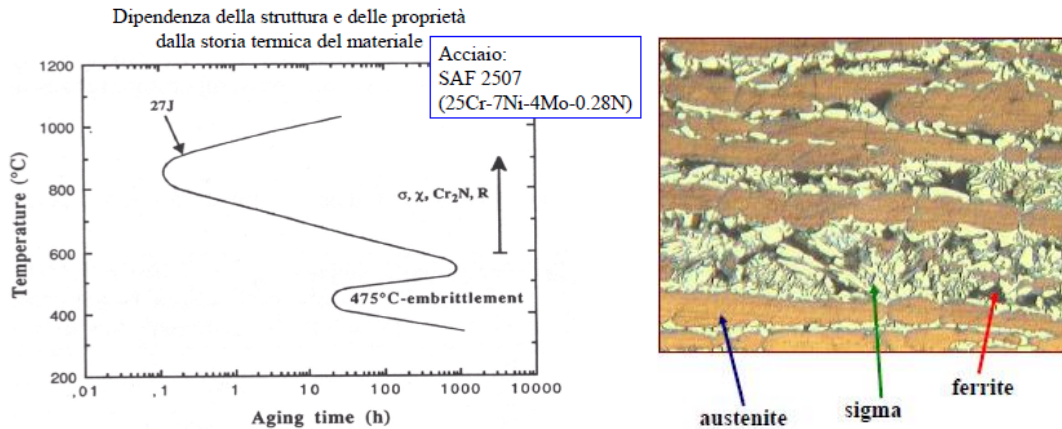


Figura 1.28 – Fase sigma: Diagramma TTT [3]

1.4.2 Rassegna caratteristiche

Nel seguente sotto-paragrafo si riportano le caratteristiche, comportamenti e proprietà dell'acciaio inossidabile confrontandolo con altri materiali.

- Caratteristiche fisiche

Tipo di acciaio	Qualità	α $\times 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}$	λ W/m C	Ω n Ω m	E kN/mm ²
Acciai al carbonio	1016	13	47	150	205
Ferritico	S44400	12,5	24	600	225
Ferritico-austenitico	329	13,5	20	850	205
Austenitico	304	19,5	15	700	200

α = dilatazione a 20-800 °C

λ = conduttività termica a 20 °C

Ω = resistività elettrica a 20 °C

E = modulo di elasticità a 20 °C

Figura 1.29 – Caratteristiche fisiche [3]

Dalla tabella si nota come gli acciai inox hanno una bassa conducibilità termica rispetto ai convenzionali acciai al carbonio. I martensitici sono i migliori da questo punto di vista, seguono i ferritici ,poi i duplex e infine gli austenitici.

- Comportamento meccanico

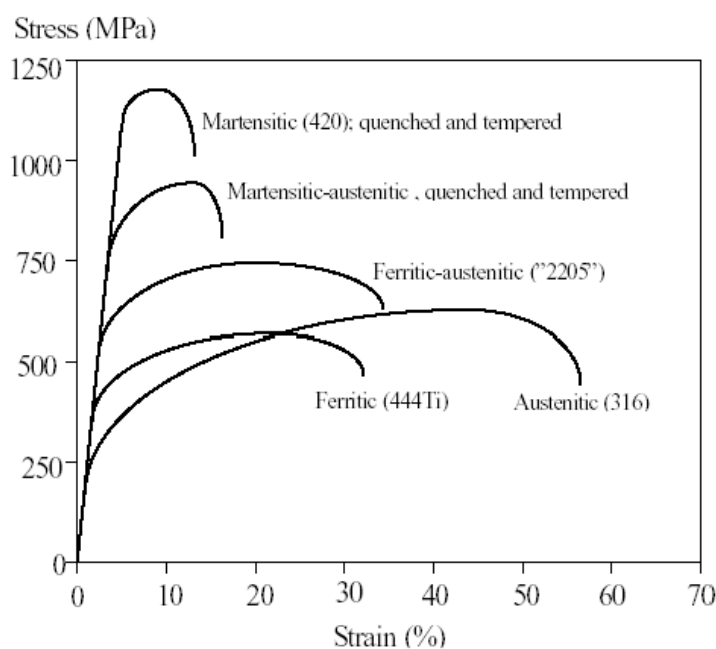


Figura 1.30 – Comportamento meccanico [3]

Gli acciai martensitici posseggono un elevata resistenza grazie ai trattamenti termici di tempra e rinvenimento, la duttilità è relativamente bassa e anche sezioni spesse si temprano bene, assicurando caratteristiche meccaniche elevate.

I ferritici presentano un basso carico di snervamento che cresce con il tenore di carbonio, la duttilità è buona e assicurata da bassi tenori di carbonio e azoto.

I duplex hanno un elevato carico di snervamento, che aumenta con il tenore di carbonio e azoto e anche la duttilità è molto buona.

Gli austenitici hanno un basso carico di snervamento ed un elevata incrudibilità.

- Resilienza

La resistenza ad urti è fortemente influenzata dalla temperatura e dalla seguente figura è possibile individuare una transizione duttile-fragile dove è possibile notare un calo delle proprietà meccaniche per i ferritici, martensitici e per i duplex mentre per gli austenitici si ha un comportamento meccanico ottimo anche a basse temperature.

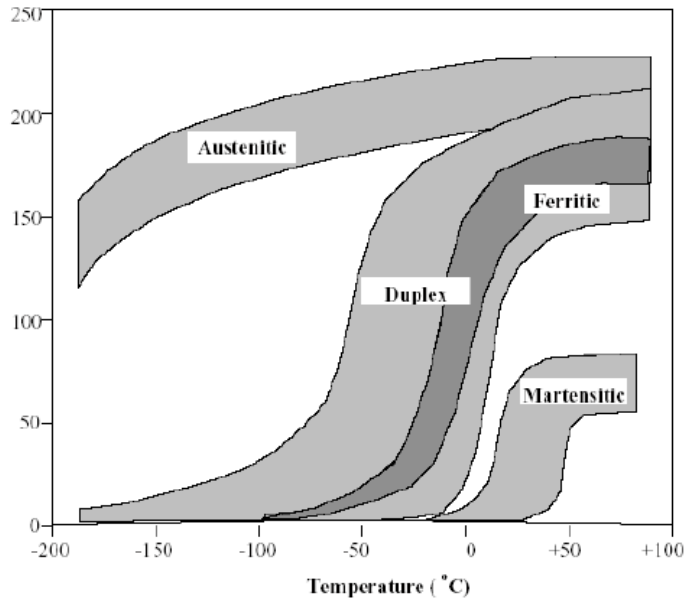


Figura 1.31 – Resilienza (Joule) [3]

- Comportamento a fatica

Le proprietà a fatica di un acciaio inossidabile in relazione con la tensione di snervamento, il limite a fatica e del rapporto di ciclo sono le seguenti:

Steel category	S_0/R_m		Maximum stress
	Stress ratio		
	R = -1	R = 0	
Ferritic	0.7	0.47	Yield strength
Austenitic	0.45	0.3	Yield strength
Ferritic-austenitic	0.55	0.35	Yield strength

Il comportamento a fatica è condizionato dalle condizioni ambientali e la resistenza a corrosione diventa il fattore critico da controllare come dimostra la seguente figura:

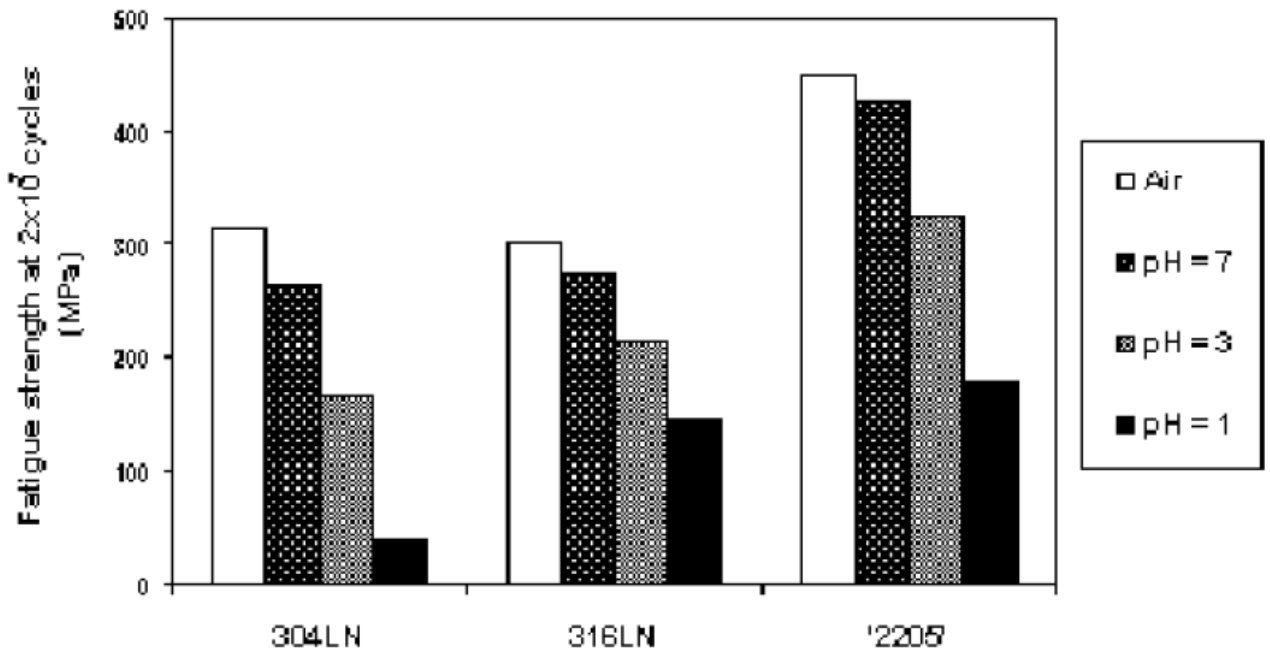


Figura 1.32 – Comportamento a fatica in diversi ambienti aggressivi [3]

- Settori applicativi

Gli acciai inossidabili hanno grande interesse applicativo dovuto alla loro resistenza ad ambienti aggressivi, gli austenitici sono i più flessibili, mentre i ferritici sono ottimi per il loro basso costo. I duplex sono molto legati e quindi molto costosi e sono usati quando è strettamente necessario e infine i martensitici ottimi per le loro caratteristiche di resistenza dovute alla tempra e rinvenimento.

STEEL TYPE		APPLICATIONS																		
		Domestic hardware	Automobile trim	Exhaust components	Food and drink	Transport	Airframe	Architectural sections	Process plant	Cutting edges	Car bumpers	Superheater components	Aircraft engines	Bleeds and shafts	Furnace equipment	Sour gas piping	Marine	Sulphuric acid	Welding electrodes	Nuts and bolts
AUSTENITICS	301																			
	302	X	X	X		X														
	304				X			X	X			X								
	308																			
	309														X	X				
	310																			
	316				X			X	X				X							
	317							X	X											
	320							X	X											
	321				X			X	X			X	X							
	347						X		X			X	X		X				X	
	254SMO																X	X		
	20CB3																			
	Nitronic 50					X			X								X	X		
Esshete 1250											X									
FERRITICS	405													X	X					
	409				X															
	430	X	X																	
	434	X	X																	
	Low alloy																			
duplex	Sichromel																			
	444							X	X							X	X			
MARTENSITICS	29/4							X	X											
	SF22/5							X	X						X			X		
	Ferratum							X	X											
	403							X				X	X					X	X	
	410							X												
420									X	X										
431																				
440										X	X							X	X	

Figura 1.33 – Settori applicativi [3]

1.5. Conclusioni

Nel primo capitolo si è parlato degli acciai inossidabili con particolare attenzione ai duplex, si sono presentati i principali fenomeni corrosivi che tendono a degradare le proprietà dei metalli. La passivazione che crea una pellicola superficiale di ossido di cromo che protegge l'acciaio. L'effetto degli elementi in lega concentrando l'attenzione su cromo e nickel che garantiscono rispettivamente una struttura ferritica o austenitica in base alle loro percentuali. Si è visto come il fenomeno della sensibilizzazione tolga percentuali di cromo dai bordi grano portando a corrosione intergranulare.

I diagrammi di equilibrio dei duplex con particolare attenzione alla zona di diffusione tra i 1200 e gli 800 °C dove è necessaria una perfetta calibrazione della velocità di raffreddamento; ne troppo veloce per creare il giusto bilanciamento di austenite/ferrite e ne lento per non dare il tempo di sviluppo di precipitati (sensibilizzazione) o di fase sigma (fragilità). Si sono presentate alcune relazioni: il PREN che permette di capire la resistenza a pitting, o per ricavare il rapporto di austenite/ferrite con le equazioni di Lindblom in base all'intervallo di tempo trascorso tra i 1200 e gli 800 °C.

Il comportamento a fatica in base al tipo di ambiente corrosivo, la resilienza con le relative temperature di transizione duttile-fragile. E infine i settori applicativi dove gli acciai inossidabili sono maggiormente impiegati.

Bibliografia

- [1]. G.M. Paolucci, *Appunti di MATERIALI METTALICI*, , Università degli Studi di Padova, 1998.
- [2]. «Wikipedia,» Indirizzo: <http://wikipedia.org>.
- [3]. Franco Bonollo, *Appunti di Prodotti Metallurgici Innovativi e Multi-Funzionali*, Università degli Studi di Padova DTG

CAPITOLO 2

Meccanica della frattura lineare elastica (MFLE)

2.1 Introduzione

In questo capitolo sono trattate le equazioni che permettono di descrivere lo stato tensionale di un corpo, indebolito da uno spigolo vivo, le quattro ipotesi fondamentali sono:

- Il corpo è *perfettamente elastico*
- *Omogeneità ed uniformità*
- *Isotropia*
- Stato di *deformazione piana*

La prima ipotesi limita l'analisi sono nel tratto elastico, quindi il corpo considerato dopo aver subito una deformazione tende a riportarsi allo stato iniziale di indeformato se vengono tolti i carichi esterni.

L'omogeneità e uniformità permettono di considerare uguali le proprietà meccaniche di qualsiasi elemento infinitesimo del corpo, in questo caso si hanno due fasi (austenite-ferrite) si andrà a verificarne il bilanciamento nell'intero solido.

L'isotropia consiste nel considerare le proprietà meccaniche non dipendenti dalla direzione.

Lo stato di deformazione piana è una semplificazione che permette di considerare nulle le deformazioni al di fuori del piano considerato:

$$\epsilon_{zz} = \gamma_{xz} = \gamma_{yz} = 0$$

Dalle equazioni di Hooke, si ricava che :

$$\sigma_z = \nu(\sigma_y + \sigma_x) \quad \tau_{xz} = \tau_{yz} = 0$$

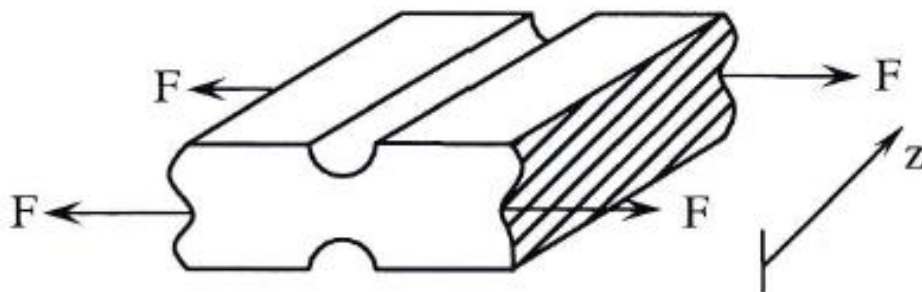


Figura 2.1 – Stato di deformazione piana (piano x,y)[1]

Nelle vicinanze dell'intaglio questa ipotesi è ben verificata dovuta al fatto che nel piano ho dei campi di deformazione molto grandi rispetto a quelli in direzione z che risultano trascurabili, in tali zone lo stato di deformazione è piano.

2.2 Fondamenti teorici sul fattore di intensificazione delle tensioni (K_I)

Nel seguente paragrafo si presentano le equazioni di Williams che permettono di quantificare il campo di tensione di una piastra indebolita da un intaglio a V considerato con raggio di raccordo nullo.

Questa soluzione è importante perché rappresenta la base per il criterio ASSED che permette di valutare la vita a fatica di giunti saldati e componenti intagliati, infatti introduce il parametro di campo K_I che quantifica l'intensità delle tensioni in prossimità dell'intaglio.

2.2.1 Intaglio a spigolo vivo soggetto a sollecitazioni di modo I

Si consideri la piastra indebolita da un intaglio a V a spigolo vivo. Si vuole determinare i campi tensionale nelle vicinanze dell'apice dell'intaglio.

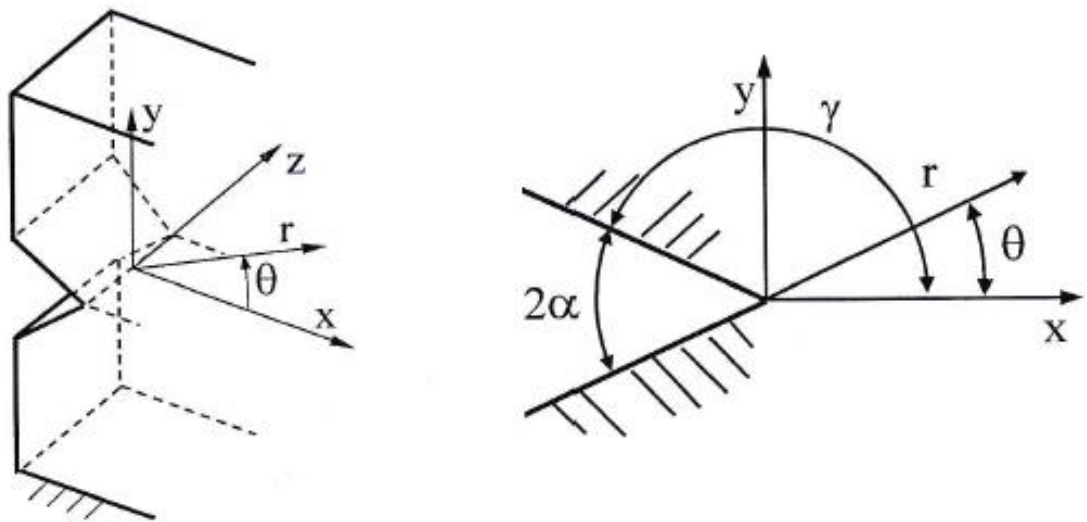


Figura 2.2 – Intaglio a spigolo vivo [1]

Per risolvere il problema è necessario richiamare la funzione di Airy ϕ che rappresenta uno strumento matematico molto potente, utilizzata per risolvere molti problemi piani della teoria dell'elasticità. Nel caso in esame verrà assunta una scrittura a variabili separate per dividere la parte dipendente dall'angolo θ dalla componente radiale r .

La funzione di Airy ϕ si presenta nel seguente modo:

$$\Phi = r^{\lambda+1} * F(\theta)$$

Si sostituisce questa funzione all'interno dell'equazione della biarmonica in coordinate polari che viene scritta di seguito:

$$\left(\frac{\partial^2}{\partial r^2} + \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} + \frac{1}{r^2} \frac{\partial^2}{\partial \theta^2} \right) * \left(\frac{\partial^2 \phi}{\partial r^2} + \frac{1}{r} \frac{\partial \phi}{\partial r} + \frac{1}{r^2} \frac{\partial^2 \phi}{\partial \theta^2} \right) = 0$$

Si ricava un'equazione di Eulero del quarto ordine che ammette delle soluzioni del tipo $F=e^{m\theta}$. Si ottiene facilmente il polinomio caratteristico:

$$\{(\lambda - 1)^2 + m^2\} * \{(\lambda + 1)^2 + m^2\} = 0$$

Le cui soluzioni sono:

$$m_{1,2} = \pm i(\lambda + 1) \quad m_{3,4} = \pm i(\lambda - 1)$$

Si può quindi concludere che la funzione di Airy ha la seguente forma:

$$\Phi = r^{\lambda+1} * \{A \cos(1 + \lambda)\theta + B \cos(1 - \lambda)\theta + C \sin(1 + \lambda)\theta + D \sin(1 - \lambda)\theta\}$$

I termini di intensità A e B rappresentano la parte simmetrica, associata a sollecitazioni simmetriche come ad esempio la trazione (modo I). Mentre i termini C e D rappresentano la parte antisimmetrica come ad esempio il taglio (modo II).

Le condizioni al contorno al problema sono le condizioni di bordo libero, che sono scritte come:

$$\sigma_{\theta\theta}(r, \pm\gamma) = 0 \quad \tau_{r\theta}(r, \pm\gamma) = 0$$

Le tensioni possono essere espresse nel seguente modo:

$$\sigma_{\theta\theta} = \frac{\partial^2 \phi}{\partial r^2} = (\lambda + 1)\lambda r^{\lambda-1} F(\theta)$$

$$\tau_{r\theta} = -\frac{\partial}{\partial r} \left(\frac{1}{r} \frac{\partial \phi}{\partial r} \right) = -\lambda r^{\lambda-1} \frac{\partial F(\theta)}{\partial \theta}$$

Le condizioni al contorno possono essere riscritte (si toglie così la dipendenza da r):

$$F(\pm\gamma) = 0$$

$$\frac{\partial F(\theta)}{\partial \theta} \Big|_{\theta=\pm\gamma} = 0$$

In termini matriciali le condizioni al contorno:

$$\begin{bmatrix} \cos(1+\lambda)\gamma & \cos(1-\lambda)\gamma & & 0 \\ (1+\lambda)\sin(1+\lambda)\gamma & (1-\lambda)\sin(1-\lambda)\gamma & & \\ & 0 & \sin(1+\lambda)\gamma & \sin(1-\lambda)\gamma \\ & & (1+\lambda)\cos(1+\lambda)\gamma & (1-\lambda)\cos(1-\lambda)\gamma \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} A \\ B \\ C \\ D \end{Bmatrix} = 0$$

Il sistema deve non avere soluzione banale, il determinante dei due minori algebrici deve essere nullo. Il primo minore è legato al problema di modo I mentre il secondo è legato al modo II. Ponendo quindi i determinanti uguali a zero si ricavano 2 equazioni risolvibili per bisezione:

$$\lambda_1 \sin 2\gamma + \sin 2\lambda_1\gamma = 0$$

$$\lambda_2 \sin 2\gamma - \sin 2\lambda_2\gamma = 0$$

Le equazioni agli autovalori per i problemi a modo I e II permettono di determinare il grado di singolarità del campo di tensione, $1-\lambda_i$. La dipendenza delle tensioni dalla coordinata r è funzione dell'angolo di apertura.

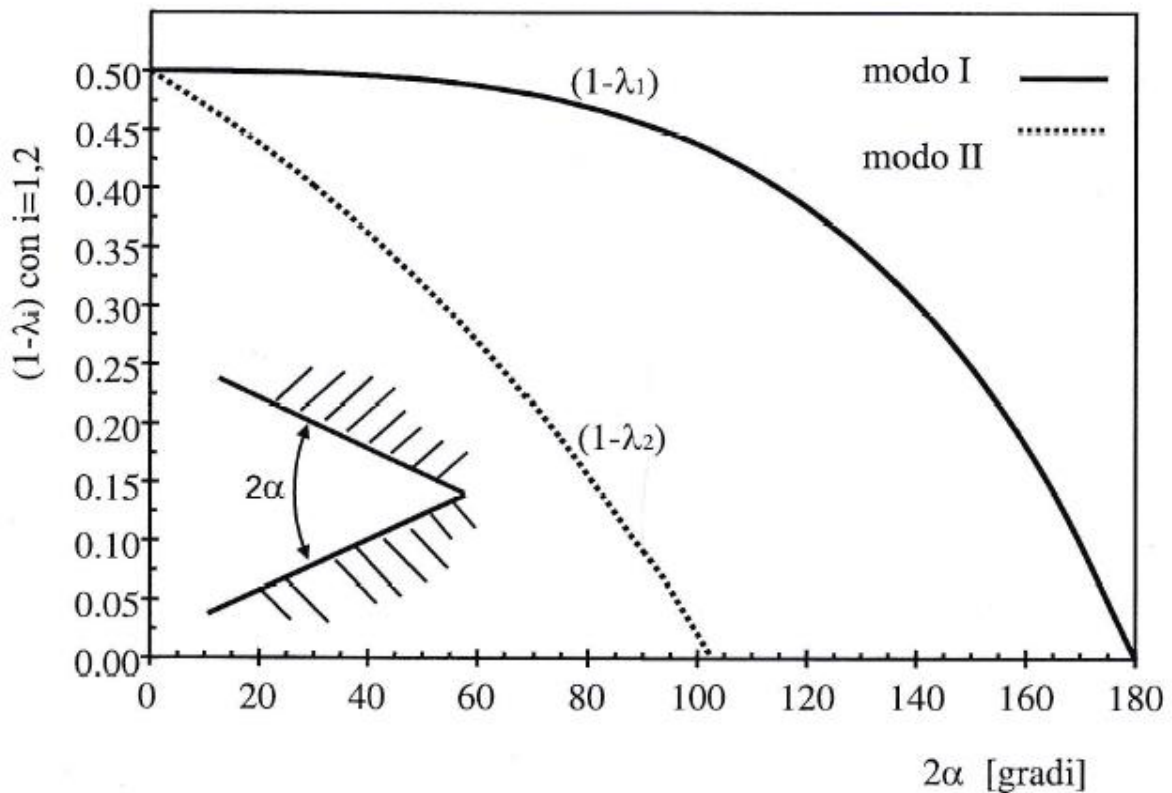


Figura 2.3 – Gradi di singolarità in funzione dell'angolo di apertura [1]

Risolvendo il sistema lineare, partendo dalla seconda equazione si ottiene il parametro A in funzione di B , del λ_1 e dalle funzioni angolari raggruppate dentro il termine χ_1 :

$$A = -B \frac{(1 - \lambda_1)}{(1 + \lambda_1)} * \chi_1$$

E' possibile quindi riscrivere la funzione di Airy per il modo I e sostituirla nelle equazioni delle tensioni.

2.2.2 Campi tensionali in presenza di un intaglio

Riassumendo i risultati ottenuti, il campo di tensione per il modo I è:

$$\sigma_{\theta\theta} = \lambda_1 r^{\lambda_1-1} B \{ (1 + \lambda_1) \cos(1 - \lambda_1)\theta + \chi_1 (1 - \lambda_1) \cos(1 + \lambda_1)\theta \}$$

$$\sigma_{rr} = \lambda_1 r^{\lambda_1-1} B \{ (3 - \lambda_1) \cos(1 - \lambda_1)\theta - \chi_1 (1 - \lambda_1) \cos(1 + \lambda_1)\theta \}$$

$$\tau_{r\theta} = \lambda_1 r^{\lambda_1-1} B \lambda_1 \{ (1 - \lambda_1) \sin(1 - \lambda_1)\theta + \chi_1 (1 - \lambda_1) \sin(1 + \lambda_1)\theta \}$$

Si nota che i campi di tensione sono scritti a meno di una costante B, che può essere determinata tramite il fattore di intensificazione delle tensioni (Notch Stress Intensity Factor, NSIF) di modo I, definito da Gross e Mendelson (1972).

$$K_1 = \sqrt{2\pi} * \lim_{r \rightarrow 0} (r^{(1-\lambda_1)} * \sigma_{\theta\theta}[r, \theta = 0]) = \sqrt{2\pi} \lambda_1 B \{ (1 + \lambda_1) + \chi_1 (1 - \lambda_1) \}$$

Si ricava B:

$$B = \frac{K_1}{\sqrt{2\pi} \lambda_1 \{ (1 + \lambda_1) + \chi_1 (1 - \lambda_1) \}}$$

Sostituendo B nei campi di tensione si ottiene infine:

$$\sigma_{\theta\theta} = \frac{K_1 * r^{\lambda_1-1} * \{ (1 + \lambda_1) \cos(1 - \lambda_1)\theta + \chi_1 (1 - \lambda_1) \cos(1 + \lambda_1)\theta \}}{\sqrt{2\pi} \{ (1 + \lambda_1) + \chi_1 (1 - \lambda_1) \}}$$

$$\sigma_{rr} = \frac{K_1 * r^{\lambda_1-1} * \{ (3 - \lambda_1) \cos(1 - \lambda_1)\theta - \chi_1 (1 - \lambda_1) \cos(1 + \lambda_1)\theta \}}{\sqrt{2\pi} \{ (1 + \lambda_1) + \chi_1 (1 - \lambda_1) \}}$$

$$\tau_{r\theta} = \frac{K_1 * r^{\lambda_1-1} * \{ (1 - \lambda_1) \sin(1 - \lambda_1)\theta + \chi_1 (1 - \lambda_1) \sin(1 + \lambda_1)\theta \}}{\sqrt{2\pi} \{ (1 + \lambda_1) + \chi_1 (1 - \lambda_1) \}}$$

Riassumendo i campi di tensione sono singolari e il grado di singolarità $1 - \lambda_1$, dipende dall'angolo di apertura dell'intaglio. Lungo la bisettrice dell'intaglio la tensione normale risulta:

$$\sigma_{\theta\theta} = \frac{K_1 * r^{\lambda_1-1}}{\sqrt{2\pi}}$$

Dove il K_I è il fattore di intensificazione delle tensioni per l'intaglio (NSIF). Se l'equazione viene rappresentata in un diagramma doppio logaritmico si ottiene una distribuzione delle tensioni asintotica rappresentata nella seguente figura da un fascio di rette parallele con coefficiente angolare $\lambda_1 - 1$. L'intercetta delle rette dipende dal K_I che stabilisce l'intensità della distribuzione asintotica.

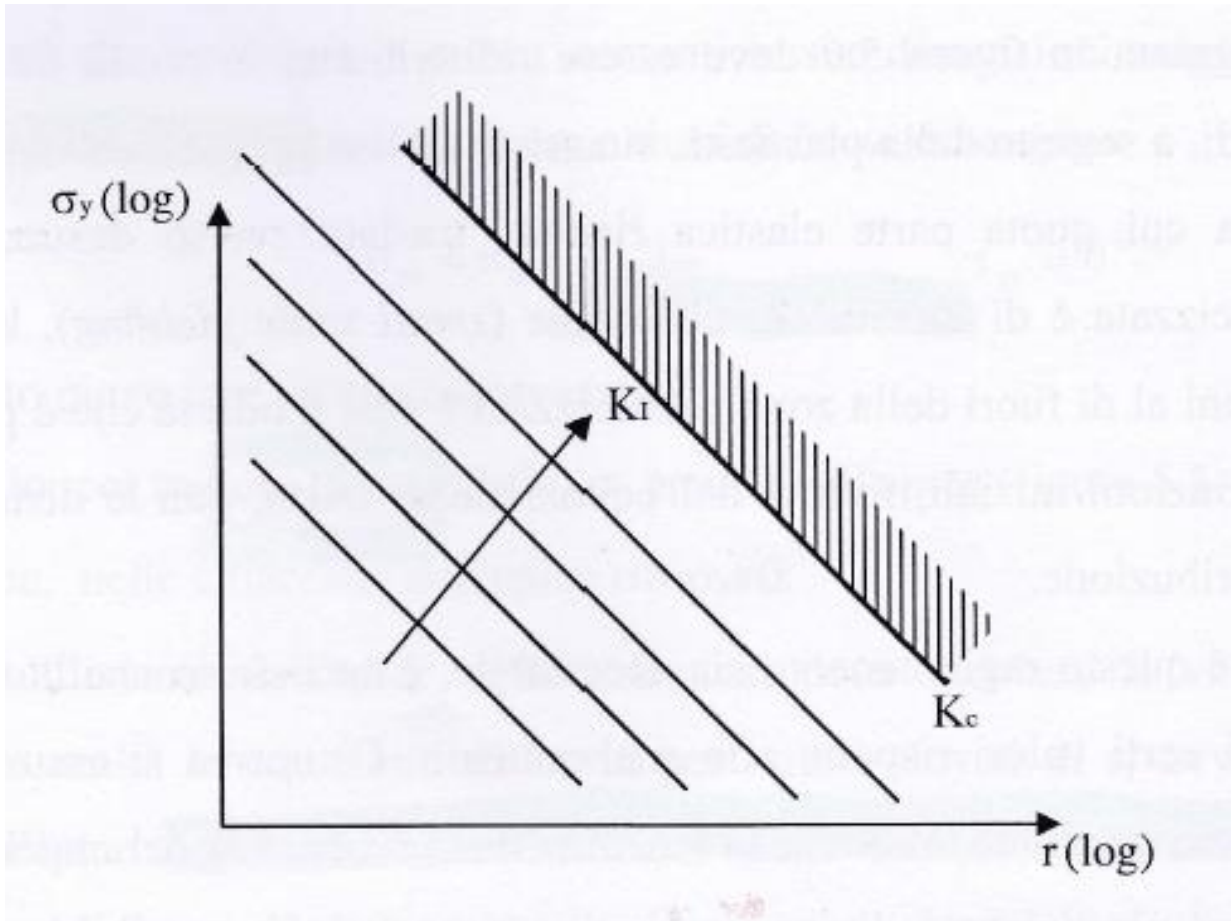


Figura 2.4 – Andamento del K_I [1]

Esiste un analogia tra la verifica statica di un componente intagliato e la meccanica della frattura lineare elastica infatti può essere vista come un estensione della MFLE, mettendo a confronto il K_I con un valore critico K_{Ic} che dipende, oltre che dal materiale, anche dal particolare angolo di apertura dell'intaglio.

La rottura statica avviene quando il K_I supera il K_{Ic} , viceversa si opera in condizioni di sicurezza.

I fattori di intensificazione per componenti intagliati possono essere valutati con semplici espressioni come nella MFLE, del tipo:

$$K_I = k_1 * \sigma_0 * t^{(1-\lambda_1)}$$

Dove:

- k_1 rappresenta un coefficiente non dimensionale che dipende dai rapporti geometrici e dalle dimensioni caratteristiche del componente.
- σ_0 è una tensione di riferimento, ad esempio quella che agisce a monte dell'intaglio
- t rappresenta una dimensione del componente caratteristica che può essere la profondità dell'intaglio o lo spessore del pezzo

L'equazione appena scritta mette in evidenza due aspetti fondamentali dell'NSIF:

Gli NSIF contengono intrinsecamente le dimensioni assolute del componente, infatti, componenti scalati in proporzione geometrica, ma di dimensione diversa, cedono allo stesso valore di NSIF. Questo aspetto viene chiamato effetto scala, ossia una riduzione di resistenza all'aumentare delle dimensioni del componente.

Altro aspetto che gli NSIF presentano un'unità di misura che dipende dall'angolo di apertura ($\text{MPamm}^{1-\lambda_1}$), questo rappresenta un fattore negativo visto che limita fortemente l'utilizzo pratico, perché non permette il confronto di componenti con angoli di apertura differenti.

2.3 Densità di energia di deformazione (SED)

Al fine di superare le limitazioni evidenziate precedentemente, Lazzarin e Zambardi (2001) hanno proposto di utilizzare come parametro di resistenza non l'NSIF, ma un valore medio di densità di energia totale, valutato su un certo volume di controllo (area) che circonda l'intaglio e avente una forma a settore circolare.

Il raggio che definisce la dimensione di tale area è detto raggio critico, R_c , ed rappresenta una proprietà del materiale.

I fattori che differenziano il SED dagli NSIF sono i seguenti:

- Il criterio ASED (Averaged strain energy density) ha come differenza rispetto agli NSIF che il valore critico di energia del volume di controllo, W_c , rappresenta una caratteristica del materiale che non dipende dall'angolo di apertura.
- L'energia di deformazione, W , può essere valutata in termini di NSIF e quindi eredita tutti i suoi vantaggi.
- L'energia di deformazione è facilmente calcolabile a un'analisi agli elementi finiti, ed inoltre non risente dell'accuratezza della mesh (Lazzarin, Berto,

Zappalorto, 2010), quindi anche con pochi elementi è possibile ottenere buoni risultati avendo tempi di calcolo ridotti.

2.3.1 Criterio ASED di Lazzarin

Il criterio ASED afferma che per portare a cedimento un componente c'è bisogno di una certa quantità di energia di deformazione valutata su un volume (settore circolare) che presenta un raggio dipendente dal materiale in esame.

La densità di energia di deformazione totale per un materiale isotropo in condizioni lineari elastiche è esprimibile come:

$$W_{(r,\theta)} = \frac{1}{2E} \{ \sigma_{rr}^2 + \sigma_{\theta\theta}^2 + \sigma_{zz}^2 - 2\nu(\sigma_{rr}\sigma_{\theta\theta} + \sigma_{rr}\sigma_{zz} + \sigma_{\theta\theta}\sigma_{zz}) + 2(\nu + 1)\tau_{r\theta}^2 \}$$

Si consideri che nell'equazione precedente vengono tolte le $\tau_{z\theta}^2$ τ_{rz}^2 che sono termini da tener in considerazione se si discute il modo III, per semplificare la trattazione vengono tolte. Ciascuna componente tensionale può essere scritta secondo la trattazione di Williams come:

$$(\sigma_{ij})_{Modo I} = \frac{K_1}{\sqrt{2\pi}} * r^{(\lambda_1-1)} * \{\sigma_{ij}(\theta)\}$$

Le condizioni di deformazione e tensione piana si possono esprimere nel seguente modo:

$$\sigma_{zz}(r, \theta) = \nu(\sigma_{\theta\theta}(r, \theta) + \sigma_{rr}(r, \theta)) \quad \sigma_{zz}(r, \theta) = 0$$

Sostituendo all'equazione dell'energia di deformazione le tensioni ricavate dalla teoria di Williams:

$$W_{(r,\theta)} = \frac{K_1^2}{2E} * r^{2(\lambda_1-1)} * \{W(\theta)\}$$

Dove il termine $\{W(\theta)\}$ è una funzione dipendente da θ che è espressa come segue:

$$W(\theta) = \frac{1}{2\pi} \{ \sigma_{rr}^2 + \sigma_{\theta\theta}^2 + \sigma_{zz}^2 - 2\nu(\sigma_{rr}\sigma_{\theta\theta} + \sigma_{rr}\sigma_{zz} + \sigma_{\theta\theta}\sigma_{zz}) + 2(\nu + 1)\tau_{r\theta}^2 \}$$

Seguendo la definizione si integra l'energia di deformazione su un volume di controllo di raggio Rc:

$$E = \int_A W(r, \theta) dA = \frac{K_1^2}{2E} \int_0^{Rc} r^{2(\lambda_1-1)} * r * dr * \int_{-\gamma}^{+\gamma} W(\theta) d\theta = \frac{K_1^2 * Rc^{2\lambda_1}}{2E * 2\lambda_1} * I_1$$

Il termine I_1 dipende se si è in condizioni di deformazione o tensione piana, dall'angolo di apertura e dal coefficiente di Poisson:

2α	γ / π	(v=0.3)		(v=0.3)	
		Tensione piana		Deformazione piana	
		I ₁	I ₂	I ₁	I ₂
0°	1	1.0250	2.3250	0.8450	2.1450
30°	11/12	1.0108	2.0091	0.8366	1.8810
60°	5/6	0.9642	1.7385	0.8066	1.6479
90°	3/4	0.8826	1.5018	0.7504	1.4379
120°	2/3	0.7701	1.2887	0.6687	1.2437
135°	5/8	0.7058	1.1883	0.6201	1.1505

Figura 2.5 – Termine I_1 in funzione dell'angolo di apertura[1]

L'area media vale:

$$A = \gamma * Rc^2$$

Infine si rapporta l'energia totale E con area del settore circolare calcolando così l'energia di deformazione media:

$$\bar{W} = \frac{E}{A} = \frac{K_1^2 * I_1}{E * 4\lambda_1 \gamma * Rc^{2(1-\lambda_1)}} = \frac{K_1^2}{E} * e_1 * Rc^{2(\lambda_1-1)}$$

Il criterio di Lazzarin prevede che il cedimento di un componente avvenga quando il valore medio dell' energia di deformazione raggiunge un valore limite caratteristico del materiale:

$$\bar{W} = Wc$$

Il valore di Wc nel caso statico è facile da trovare perché vale:

$$\bar{W}c = \frac{\sigma_L^2}{2E}$$

Dove il valore σ limite è uguale alla σ di rottura se il materiale è fragile mentre se è duttile alla σ di snervamento.

Si può quindi valutare il raggio critico nel caso statico e vale:

$$Rc = \frac{I_{1c}}{\pi} * \left(\frac{K_{1c}}{\sigma_R} \right)^2$$

Il valore di ΔWc nel caso a fatica è facile da trovare perché vale:

$$\overline{\Delta Wc} = \frac{\Delta\sigma_A^2}{2E}$$

Nel caso della fatica l'energia di deformazione media risulta:

$$\overline{\Delta Wc} = \frac{\Delta\sigma_A^2}{2E} = \frac{\Delta K_1^2}{E} * e_1 * Rc^{2(\lambda_1-1)}$$

Dall'ultima espressione scritta si può ricavare l'equazione (Lazzarin e Zambardi, 2001) per il raggio critico:

$$Rc = \left(\frac{\sqrt{2e_1} * \Delta K_1}{\Delta\sigma_A} \right)^{\frac{1}{(1-\lambda_1)}}$$

Si riportano inoltre i valori nella seguente figura di e_1 in funzione dell'angolo di apertura:

Zonad	Mode I			Mode II		
	λ_1	κ_1	e_1	λ_1	κ_1	e_1
0	0.500	1.000	0.133	0.500	1.000	0.340
$\pi/6$	0.501	1.071	0.147	0.598	0.921	0.274
$\pi/4$	0.505	1.166	0.150	0.660	0.814	0.244
$\pi/3$	0.512	1.312	0.151	0.731	0.658	0.217
$\pi/2$	0.544	1.841	0.145	0.909	0.219	0.168
$2\pi/3$	0.616	3.003	0.129	1.149	-0.314	0.128
$3\pi/4$	0.674	4.153	0.118	1.302	-0.569	0.111
$5\pi/6$	0.732	6.362	0.104	1.486	-0.787	0.096

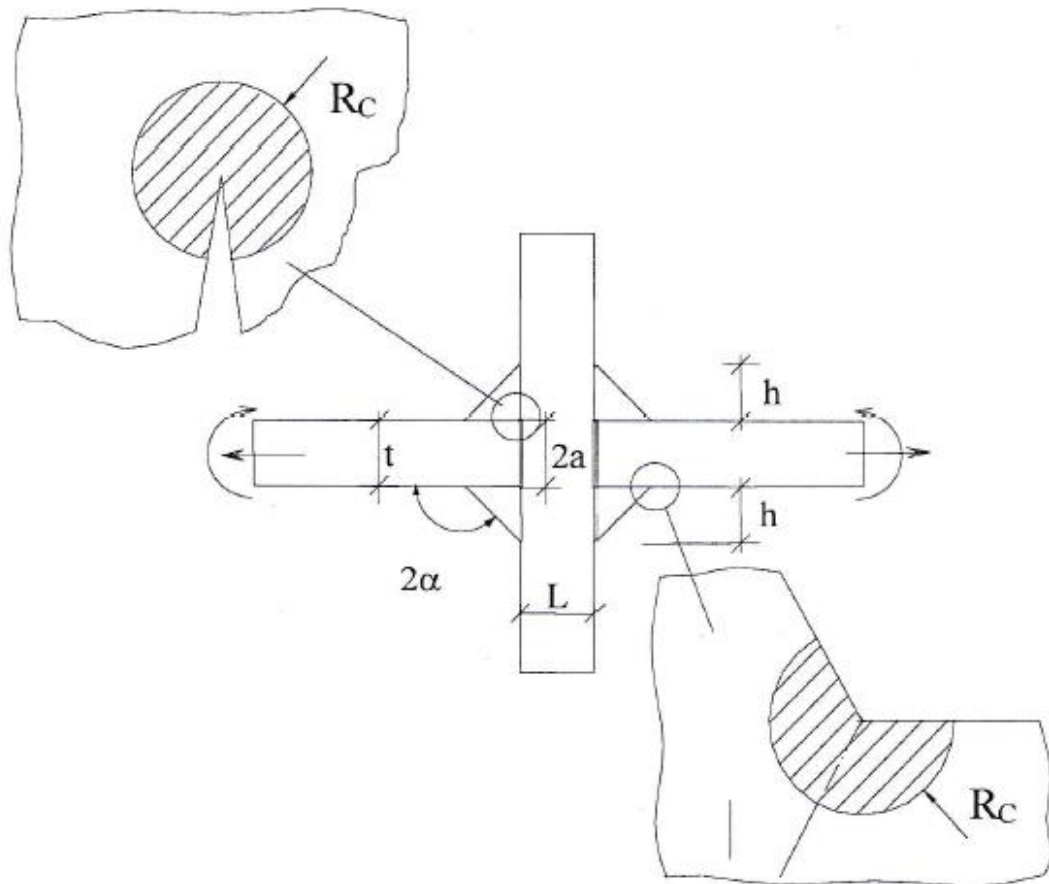
Figura 2.6 – Intaglio a spigolo vivo [4]

2.3.2 Metodi di previsione della resistenza a fatica di unioni saldate

In questo paragrafo si riporta il lavoro svolto da Lazzarin-Livieri per ricavare un metodo per la previsione della vita a fatica di giunti saldati per acciaio strutturale e leghe leggere, il motivo per cui si riporta questa pubblicazione [4] è che nel capitolo 3 la procedura per caratterizzare il comportamento a fatica dell'acciaio duplex 22-05 sarà molto simile a quella presentata qui di seguito.

In giunti saldati soggetti a sollecitazioni cicliche le zone a più alta concentrazione di tensione, dove si manifesta la nucleazione e la propagazione delle cricche, sono i piedi e radici dei cordoni di saldatura.

Radice del cordone di saldatura



Piede del cordone di saldatura

Figura 2.7 – Radice e piede dei cordoni di saldatura [1]

La geometria attorno i piedi di saldatura non può essere definita con precisione, anche se i parametri di saldatura vengono controllati accuratamente.

Infatti i raggi al piede dei cordoni e la forma di essi variano non solo da giunto a giunto ma anche all'interno dello stesso giunto.

Nei tradizionali processi di saldatura il raggio a piede è assai ridotto, tra valori oscillanti tra 0.05 e 0.5 [mm] (Yakubovskii e Valteris. 1989). Per superare questo problema, Lazzarin e Tovo (1998) hanno basato un approccio locale utilizzando gli NSIF, modellando la zona posta a piede dei cordoni come un intaglio a V non raccordato, avente un'apertura di 135° .

Come visto in questo capitolo in presenza di un punto di singolarità geometrica, gli NSIF danno l'intensità dei campi asintotici che seguono la soluzione teorica di Williams (1952). Quando l'angolo di apertura 2α dell'intaglio è abbastanza grande da rendere il

modo II non singolare ($2\alpha > 102^\circ$) il comportamento a fatica in presenza di sollecitazioni cicliche di trazione o flessione dipende solo dal fattore di intensificazione di modo I, ΔK_1 (Lazzarin e Tovo, 1998).

Tale parametro che controlla la fase di innesco delle cricche dovute a sollecitazioni cicliche, è invece risultato efficace anche nell'operare una sintesi della vita finale dei giunti saldati. Ciò accade perché nelle prove effettuate la maggior parte della vita a fatica è spesa per l'innesco e nella propagazione di cricche corte, localizzate in prossimità dell'apice del intaglio (Livieri e Lazzarin 2005).

Gli NSIF permettono di superare il problema di propagazione di cricche multiple e la loro possibile interazione su piani diversi, fenomeni dovuti a irregolarità nelle sollecitazioni e delle irregolarità presenti ai piedi dei cordoni.

Tali fattori permettono di quantificare l'effetto scala che dipende dai gradienti di pressione presenti nelle zone di criticità dei giunti saldati.

Visto la linearità del problema l'NSIF può essere valutato come nella meccanica della frattura lineare elastica, con un espressione molto semplice:

$$\Delta K_{1,N} = k_1 * \Delta \sigma_{nom} * t^{(1-\lambda_1)}$$

Dove:

- k_1 è un parametro dimensionale e dipende dalla geometria del giunto saldato
- $\Delta \sigma_{nom}$ è la tensione a monte e a valle del componente saldato
- $t^{(1-\lambda_1)}$ quantifica l'influenza della dimensione del giunto saldato

L'espressione appena scritta permette di esprimere i dati della resistenza a fatica, i risultati ottenuti sono rappresentati in un diagramma doppio logaritmo (N- ΔK_1) ed essere sintetizzati attraverso una curva media con il metodo dei minimi quadrati.

Nella figura seguente si riassumono i numerosi dati sperimentali in funzione del fattore di intensificazione delle tensioni di modo I. La sintesi riguarda giunti a croce e giunti a T soggetti a trazione e flessione e caratterizzati da uno spessore dei piatti principale variabile da 3 a 100 mm.

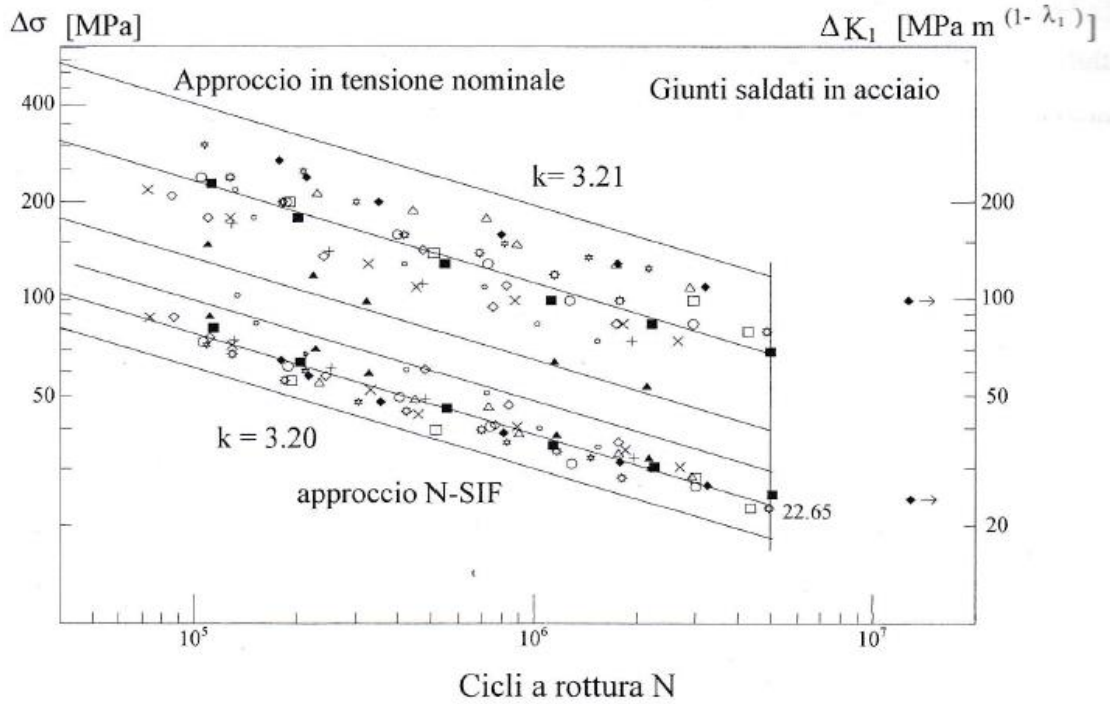


Figura 2.8 – Dati sperimentali: Approccio in tensione nominale [1]

Come si può notare la dispersione dei dati in $\Delta\sigma_{nom}$ è molto ampia, vista la grande variazione dei parametri geometrici tra le diverse serie analizzate, mentre la dispersione si riduce notevolmente se i dati vengono espressi come NSIF.

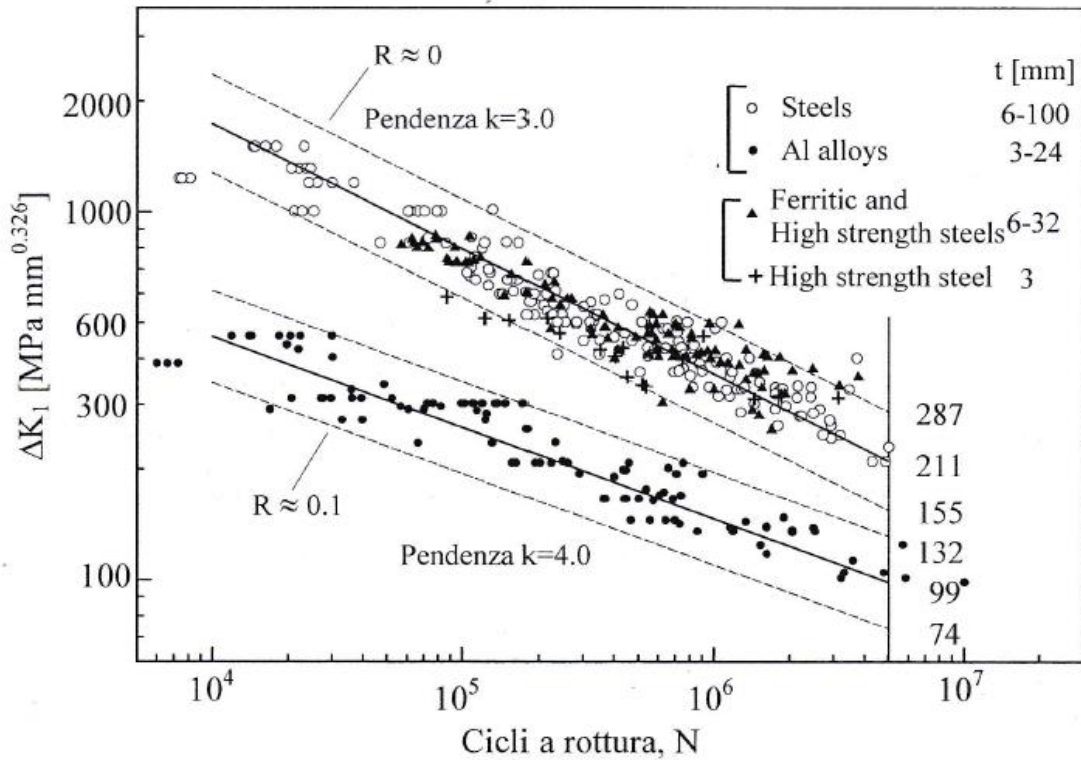


Figura 2.9 – Dati sperimentali: Approccio NSIF [1]

Un limite legato a questo tipo di approccio è l'unità di misura ΔK_1 [MPa*mm^{1-λ₁}] che cambia in base all'angolo di apertura e non permette un confronto diretto per giunti che presentano diversi angoli di apertura.

A questo proposito si può dire che l'angolo di apertura a piede è quasi sempre di 135°, il problema rimane al variare del punto di innesco delle cricche che può avvenire sia a piede sia alla radice del cordone. Il problema è stato risolto da Lazzarin e dai suoi collaboratori usando un valore medio di energia di deformazione ΔW calcolato in volume finito vicino al piede o alla radice.

Infatti se è nota la variazione del parametro ΔK_1 e se il contributo di modo I è trascurabile è possibile ricavare ΔW con l'equazione:

$$\overline{\Delta W} = C_w \frac{\Delta K_1^2 * I_1}{E * 4\lambda_1 \gamma * R c^{2(1-\lambda_1)}}$$

Dove il coefficiente C_w (Lazzarin, Zambardi e Sosino, 2004) permette di tener conto dell'influenza del rapporto nominale di ciclo R solo nel caso di giunti soggetti a distensione post-saldatura.

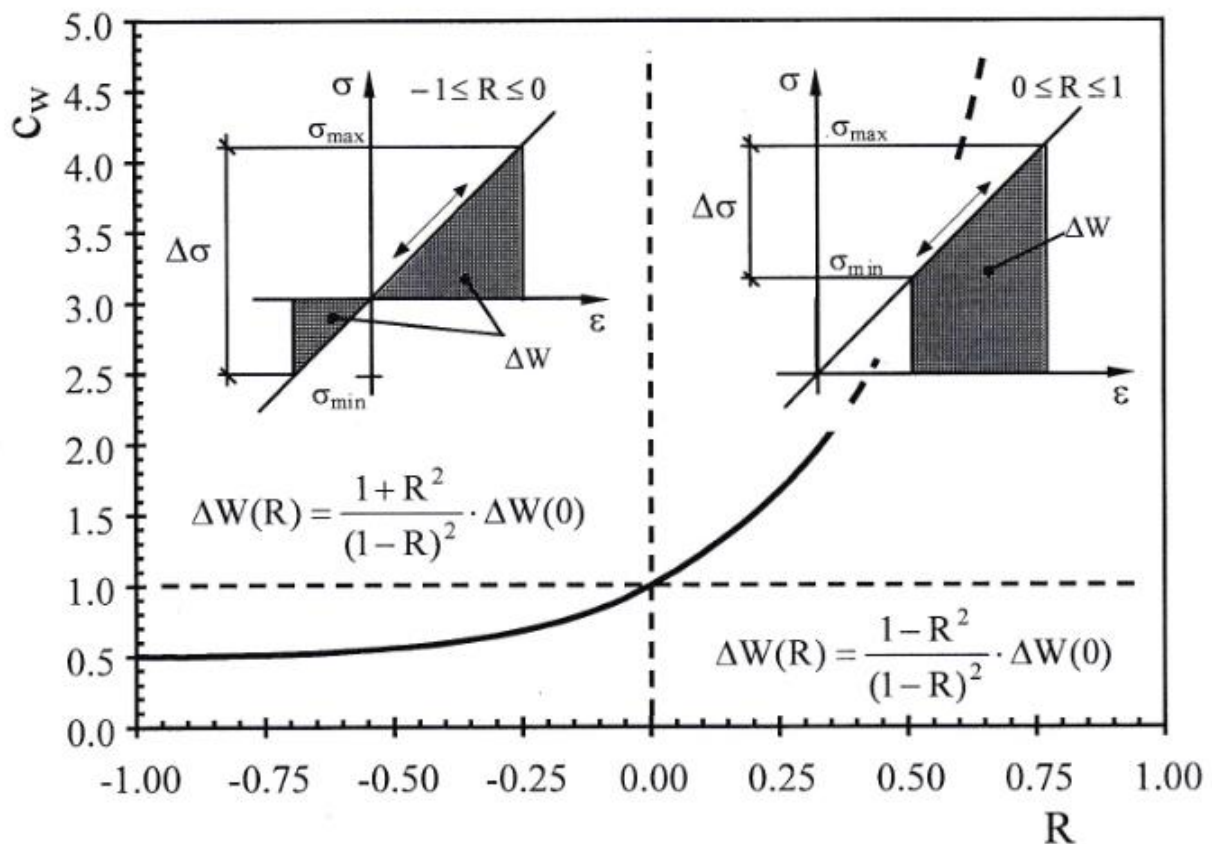


Figura 2.10 – Parametro C_w in funzione del rapporto di ciclo [1]

Se non c'è nessun trattamento di distensione C_w è unitario.

Dato che i processi di saldatura alterano localmente le proprietà del materiale base nella zona termicamente alterata, Lazzarin ha proposto di stimare il raggio critico non partendo dalle proprietà di resistenza a fatica del materiale base ma utilizzando direttamente quelle dei giunti saldati.

L'ipotesi del campo di deformazione uniforme è rispettata per i giunti saldati testa a testa con cordone rasato. In assenza di intaglio indotto dai cordoni la resistenza a fatica $\Delta\sigma_A$ è influenzata solo dalle operazioni di saldatura. In tal caso l'energia sarà:

$$\overline{\Delta Wc} = \frac{\Delta\sigma_A^2}{2E}$$

Con riferimento a $5 \cdot 10^6$ cicli e un rapporto $R=0$ è noto che:

- Giunti rasati in acciaio strutturale ('as welded') hanno una resistenza a fatica media di $\Delta\sigma_A = 155$ MPa con una $Ps=50\%$ (Atzori e Dattoma, 1983)
- Giunti in acciaio con un cordone d'angolo di 135° (allo stato 'as welded') presentano un valore medio di $\Delta K_{1A} = 211$ MPa*mm^{0.326}

Si sostituiscono nella formula del raggio critico questi valori ricavando:

$$Rc = \left(\frac{\sqrt{2e_1} * \Delta K_1}{\Delta\sigma_A} \right)^{\frac{1}{(1-\lambda_1)}} = 0.28 \text{ mm}$$

Un diagramma di sintesi basato sulla densità di energia di deformazione è riportato nella figura seguente.

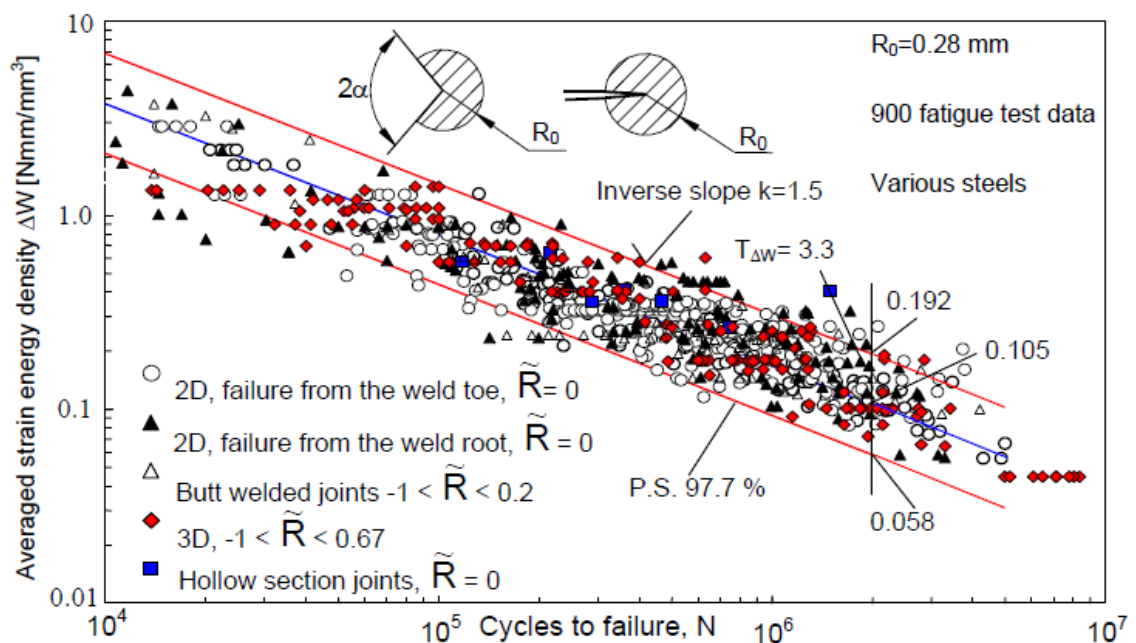


Figura 2.11 – Approccio SED: giunti saldati in acciaio strutturale [5]

Il metodo può essere applicato alle leghe di alluminio, in tal caso il raggio critico scende a 0.12 mm.

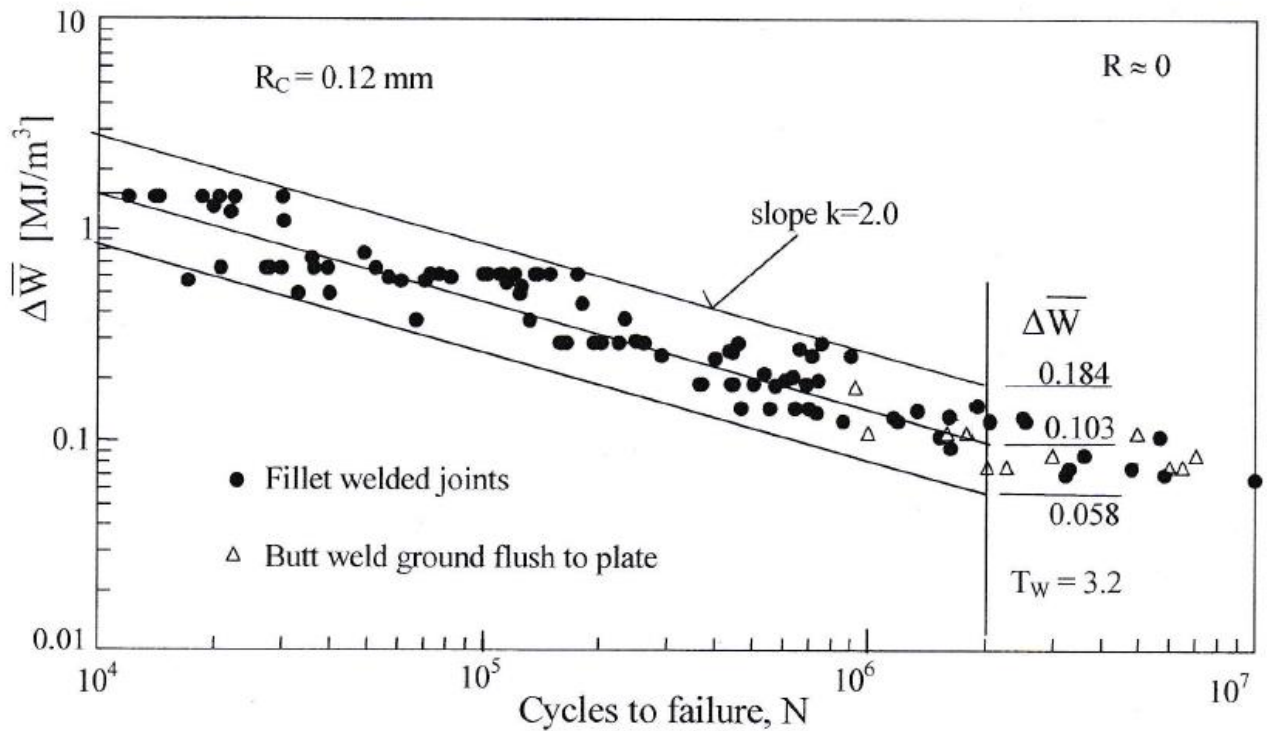


Figura 2.12 – Intaglio a spigolo vivo [1]

Le bande rappresentate nelle figure sono unificate e presentano un grandissimo valore in quanto non fanno nessuna differenza in termine di geometria dei giunti saldati.

Si può notare inoltre:

- Il valore del SED a $2 \cdot 10^6$ con PS=50% per acciaio e leghe di alluminio sono equivalenti 0.1 [MJ/m³]
- Le pendenze delle due bande sono la metà delle pendenze delle curve degli NSIF.

2.4 Conclusioni

In questo capitolo si sono discusse le ipotesi iniziali: comportamento elastico, omogeneità, isotropia e deformazione piana di un generico componente indebolito da uno spigolo vivo. Con queste ipotesi si è riassunto la teoria di Williams ricavando le tensioni in funzione della distanza dall'apice e trovando i gradi di singolarità del modo I e II in relazione con l'angolo di apertura dell'intaglio.

Successivamente si è enunciato il criterio energetico di Lazzarin e si è ricavata l'equazione di Lazzarin-Zambardi per il calcolo del raggio critico, R_c .

Infine viene presentato il lavoro che Lazzarin ha svolto per trovare un metodo di previsione della vita a fatica per unioni saldate per acciaio strutturale e leghe di alluminio mediante NSIF e metodo SED che è molto simile al percorso svolto nel capitolo 3 per ricavare il raggio critico per un acciaio duplex 22-05.

Bibliografia

- [1]. Michele Zappalorto, *Appunti del corso di MECCANICA DEI MATERIALI*, ,
Università degli Studi di Padova, 2016-2017.
- [2]. «Wikipedia,» Indirizzo: <http://wikipedia.org>.
- [3]. Franco Bonollo, *Appunti di Prodotti Metallurgici Innovativi e Multi-Funzionali*,
Università degli Studi di Padova DTG
- [4]. P. Lazzarin and P. Livieri, *Fatigue strength of steel and aluminium welded
joints based on generalised stress intensity factors and local strain energy values*,
University of Padova, 2004
- [5]. Filippo Berto, *Esercitazione 5 del corso di Metodi di progettazione
Meccanica*,2016

CAPITOLO 3

ANALISI SPERIMENTALI

3.1 Introduzione

In questo capitolo si descrive la parte operativa che porta al calcolo del raggio critico, si è iniziato nel controllare la microstruttura dei provini per accertarsi che il materiale fosse corretto.

Poi sono state analizzate la sezione longitudinale e trasversale dei provini per capire se austenite e ferrite fossero bilanciate. Successivamente i provini sono stati sottoposti a carichi ciclici ricavando le curve a fatica per le due tipologie di campione. Con i dati raccolti dalle prove si è proceduto con delle analisi numeriche al FEM, costruendo un modello del provino intagliato, ed esportando le tensioni in funzione della distanza dall'apice dell'intaglio.

Con i risultati si è ottenuto il ΔK_I a $2 \cdot 10^6$ cicli e con l'equazione di Lazzarin-Zambardi si è ricavato il raggio critico che permette la caratterizzazione a fatica del materiale per qualsiasi valore dell'angolo di apertura dell'intaglio.

3.2 Microstruttura e geometria dei provini

3.2.1 Composizione acciaio duplex

Prima di capire il comportamento a fatica è stato necessario controllare se il materiale dei provini corrispondesse a un duplex con percentuali di circa il 22% di cromo e il 5% di nickel.

Si è proceduto nel seguente modo: pulendo i provini con un apposito detergente e utilizzando una macchina che provoca un arco elettrico sul provino causando una microsaldatura che permette di scansionare gli elementi che compongono l'acciaio.

Di seguito si riporta la composizione di un duplex e poi quello dei provini.

C	Mn	Ni	Cr	Mo	N	Fe
0.03	2.00	4.50–6.50	21.00–23.00	2.50–3.50	0.08–0.20	Bal.

Figura 3.1 – Composizione acciaio duplex 22-05 [1]

Composizione provini									
Provini	Fe	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni
Raggio ampio	66,7	0,0635	0,44	1,74	0,0312	0,0032	22,5	3,1	4,81
Raggio ampio	66,9	0,0549	0,441	1,75	0,0322	0,003	22,4	3,11	4,77
Raggio ampio	66,8	0,0592	0,44	1,74	0,0317	0,0031	22,4	3,11	4,79
Intaglio a V	66,9	0,0567	0,442	1,74	0,0325	0,0037	22,3	3,14	4,76
Intaglio a V	67	0,0613	0,438	1,73	0,0323	0,0029	22,2	3,11	4,77
Intaglio a V	66,9	0,059	0,44	1,74	0,0324	0,0033	22,3	3,13	4,77

Figura 3.2 – Composizione provini 1 parte

Composizione provini								
Provini	Al	Co	Cu	Nb	Ti	V	W	Pb
Raggio ampio	0,0099	0,122	0,083	0,001	0,002	0,0263	0,0325	0,0025
Raggio ampio	0,0079	0,122	0,0816	0,001	0,0059	0,0262	0,026	0,0025
Raggio ampio	0,0089	0,122	0,0823	0,001	0,0039	0,0263	0,0293	0,0025
Intaglio a V	0,0071	0,123	0,0851	0,001	0,004	0,0267	0,0299	0,0025
Intaglio a V	0,0075	0,122	0,0783	0,001	0,0028	0,0258	0,0293	0,0025
Intaglio a V	0,0073	0,123	0,0817	0,001	0,0034	0,0262	0,0296	0,0025

Figura 3.3 – Composizione provini 2 parte

Composizione provini				
Provini	Sn	B	Ca	N
Raggio ampio	0,005	0,0043	0,008	0,212
Raggio ampio	0,005	0,0045	0,008	0,217
Raggio ampio	0,005	0,0044	0,008	0,215
Intaglio a V	0,0049	0,0044	0,008	0,212
Intaglio a V	0,005	0,0043	0,008	0,206
Intaglio a V	0,0049	0,0043	0,008	0,209

Figura 3.4 – Composizione provini 3 parte

Nelle tabelle sono stati evidenziati gli elementi da controllare per confermare che si tratti effettivamente di un acciaio duplex, e sono state riportate le composizioni di 3 provini lisci (con raggio di raccordo ampio) e 3 provini intagliati con un angolo di apertura di 90°.

Dal confronto con la composizione di riferimento si conferma che il materiale posto in esame è un acciaio duplex 22-05.

3.2.2 Rapporto austenite/ferrite

In questo paragrafo si vuole verificare che la produzione e i trattamenti termici subiti dai provini siano stati eseguiti in maniera ottimale, garantendo un bilanciamento tra l'austenite e la ferrite necessario per avere ottimali caratteristiche meccaniche.

Inizialmente si sono ricavate due sezioni una in direzione longitudinale e una trasversale ottenendo superfici con lievi deformazioni, che sono ottimali per le successive operazioni, il metodo utilizzato è stato il taglio a umido, in figura viene rappresentata la segatrice per ricavare due campioni di forma rettangolare.



Figura 3.5 – Segatrice per il taglio dei campioni

Per facilitare la manipolazione e migliorare i risultati di preparazione, i campioni sono stati inglobati in delle resine. Esistono due tipi di inglobamento : inglobamento a compressione con apporto di calore chiamato a caldo e l'inglobamento a freddo.

Per i campioni è stato scelto l'inglobamento a caldo dove questi (uno alla volta) vengono posti in una pressa inglobatrice.



Figura 3.6 – Pressa inglobatrice

Viene aggiunta della resina ed ha così inizio il processo di inglobamento con apporto di pressione e calore. Sono disponibili due tipi di resine a caldo:

- Resine termoindurenti che fondono sotto pressione a elevata temperatura
- Resine termoplastiche che fondono a elevata temperatura e induriscono durante il raffreddamento.

Per i campioni è stata utilizzata una resina termoplastica.

Successivamente si è passati a delle operazioni di prelevigatura che consistono in una rimozione meccanica del materiale sulla superficie di interesse.

Una prelevigatura ben eseguita rimuove il materiale presente sulla superficie danneggiata del campione apportando una limitata quantità di nuove deformazioni.

Lo scopo è quello di ottenere una superficie liscia con minime alterazioni che possono essere rimosse durante la fase di pulitura. La prelevigatura prevede due processi:

- Prelevigatura piana
- Prelevigatura fine

La prelevigatura piana uniforma le superfici di tutti i campioni nonostante la condizione iniziale e i loro precedenti trattamenti. Per una rapida asportazione del materiale ferroso è stata utilizzata della polvere abrasiva relativamente grezza all'ossido di Alluminio.

La prelevigatura fine consente di ottenere superfici del campione con piccole deformazioni che possono essere rimosse nella fase di pulitura.

Questo risultato è stato raggiunto con delle carte al carburo di silicio (SiC) mediante diversi passaggi con granulometrie sempre più fini.

Infine viene eseguita una pulitura che ha lo scopo di eliminare le alterazioni prodotte sulla superficie del campione dalle fasi precedenti. Questa operazione viene effettuata con la graduale applicazione carte abrasive sempre più fini.

Dopo aver eseguito le fasi di preparazione dei campioni vengono ispezionati al microscopio ricavando la microstruttura che come si vede dalla figura seguente non evidenzia bene la differenza tra austenite e ferrite.

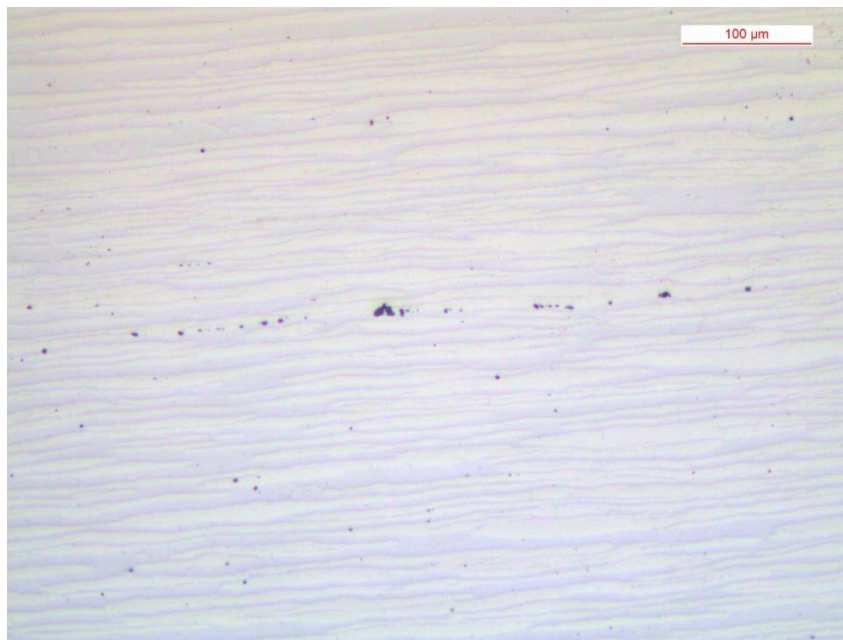


Figura 3.7 – Microstruttura prima dell'attacco chimico

Si nota che sono presenti delle macchie di colore scuro che possono rappresentare quattro tipi di inclusioni o impurezze metalliche:

- Solfuri (Sn): dovuti al materiale
- Ossidi: dovuti al processo di produzione provenienti dal materiale refrattario
- Nitruri: precipitati dovuti a trattamenti termici e quindi ad una velocità di raffreddamento troppo bassa
- Sporco: dovuto alle fasi di preparazione del campione

Probabilmente nei campioni in esame si tratta in parte di ossidi e in una non perfetta pulizia del campione.

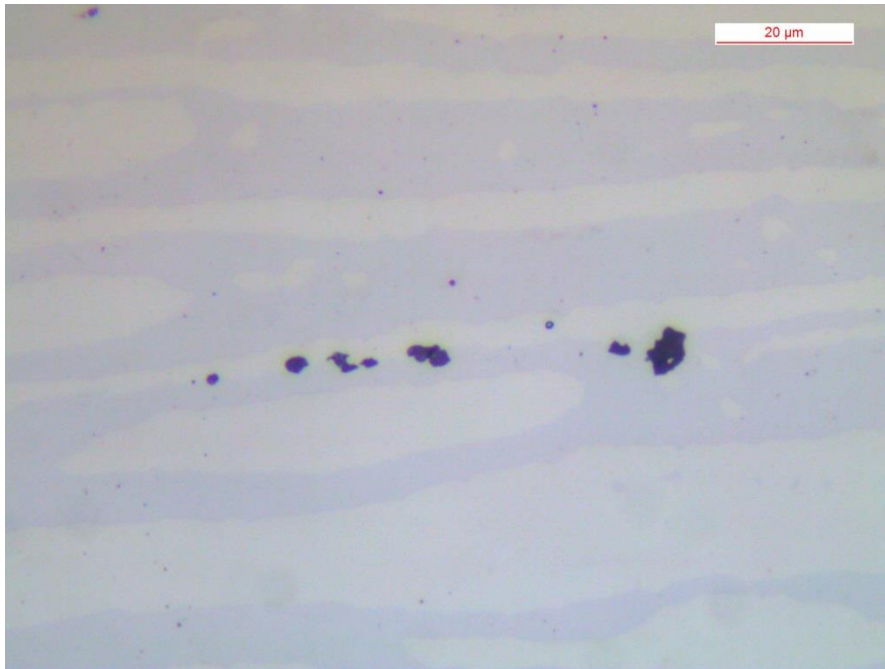


Figura 3.8 – Impurezze: Ossidi

Questa presenza di impurezze è comunque minima e non perturba le proprietà meccaniche del materiale.

Successivamente per evidenziare la differenza tra austenite e ferrite sono stati eseguiti due attacchi chimici: uno più leggero con acido cloridrico (HCl) e un altro più potente con potassio disolfato ($K_2S_2O_4$).



Figura 3.9– Campioni dopo l'attacco

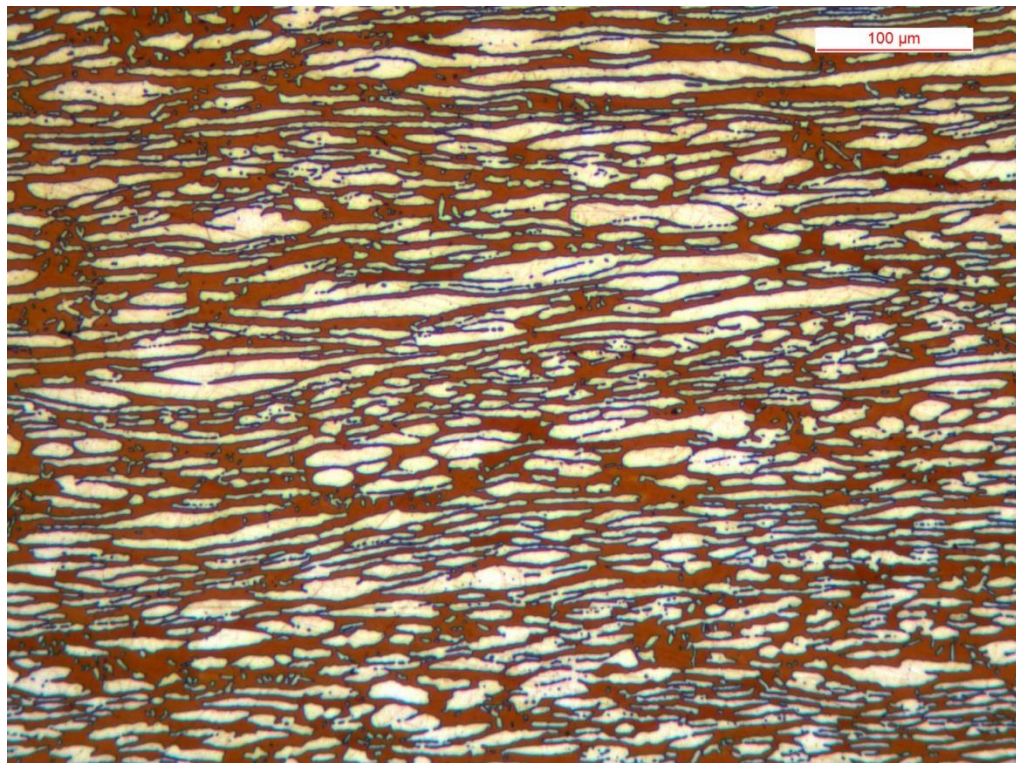


Figura 3.10 – Microstruttura a cuore del campione: sezione trasversale

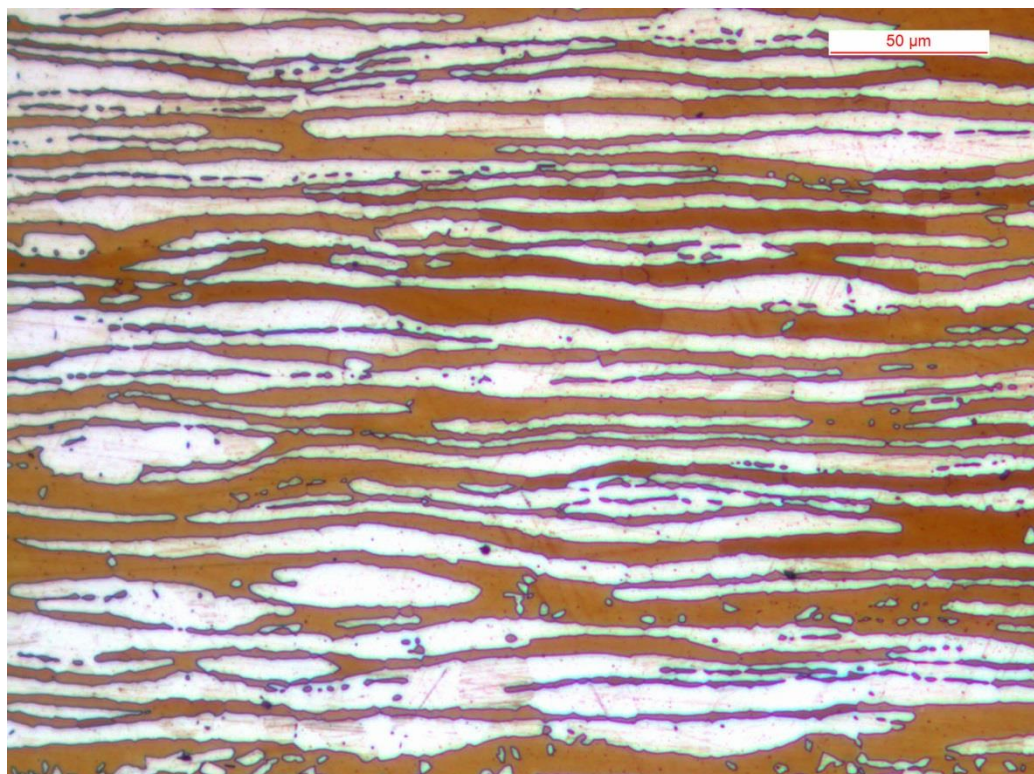


Figura 3.11 – Microstruttura al bordo del campione: sezione longitudinale

Con l'attacco chimico si riesce a evidenziare la ferrite con un colore più scuro rispetto all'austenite più chiara. Si nota anche la differenza tra la sezione longitudinale che ha una microstruttura allungata in direzione della laminazione e la trasversale che ha una struttura più omogenea.

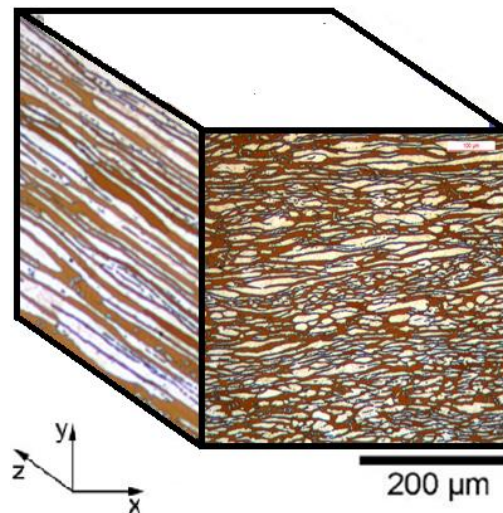


Figura 3.12 – Microstrutture a confronto

Grazie a un software è possibile evidenziare i campi delle due microstrutture e valutarne il loro bilanciamento:

Percentuale di ferrite nel campione	
Zona di analisi	Percentuale
1 (bordo del campione)	56,6
2	57
3	56,5
4	55,62
5	56,32
6	54,4
7	55,44
8	60
9	57,81
10 (cuore del campione)	58,35

Figura 3.13 – Percentuale ferrite

L'analisi viene eseguita dal bordo al cuore del campione della sezione trasversale con un intervallo di 500μm, non viene usata la sezione longitudinale che non darebbe dei risultati corretti per via dell'allungamento dovuto alla laminazione. La media delle percentuali della ferrite risulta 57.81% e implica un buon bilanciamento tra le due fasi.

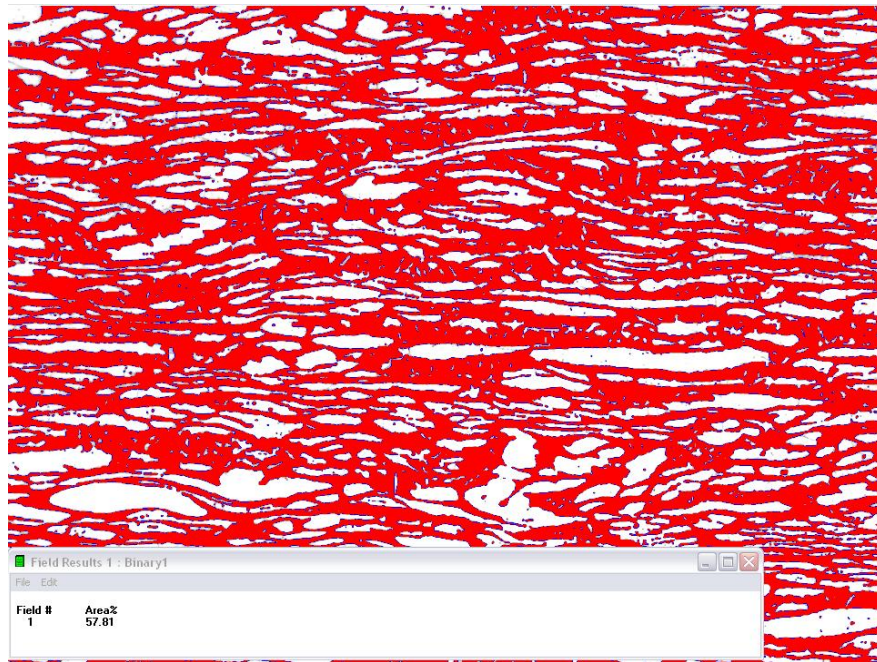


Figura 3.14 – Percentuale ferrite: Risultati

3.2.3 Misurazione del raggio dei provini intagliati

Oltre a verificare il bilanciamento delle fasi, è necessario verificare che i raggi di raccordo dei provini intagliati siano quasi nulli così da rispettare la teoria di Williams che presenta degli intagli a spigolo vivo.

Inizialmente si sono pulite le zone in prossimità dell'intaglio così da facilitarne le operazioni di messa a fuoco, i provini vengono quindi posti nel microscopio e vengono eseguite due acquisizioni di immagini per controllare i due intagli del provino. Infine vengono disegnati delle circonferenze per valutare il raggio.

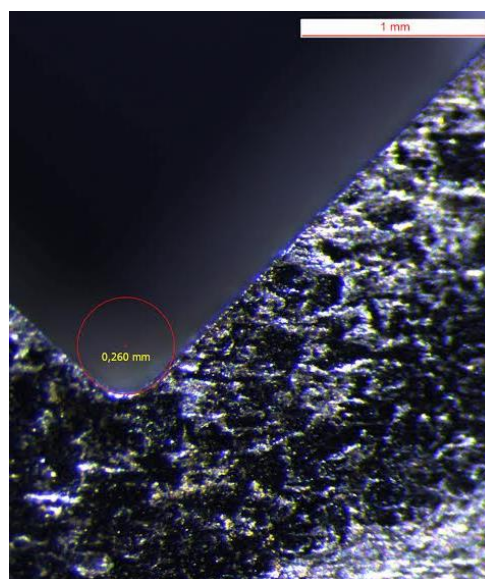


Figura 3.15 – Raggio di raccordo del provino intagliato

Nella seguente tabella vengono riportati i risultati con il numero del provino e della parte (destra o sinistra) dove è stato misurato il raggio. In conclusione viene calcolata la media che vale 0,25 mm con uno scarto di +/- 0,1 mm e si può affermare che i raccordi sono sufficientemente piccoli per soddisfare la teoria di Williams.

Dati raggi di raccordo per il provino intagliato	
Campione	Raggio [mm]
1.sx	0,336
1.dx	0,279
2.sx	0,26
2.dx	0,259
3.sx	0,266
3.dx	0,248
4.sx	0,235
4.dx	0,279
5.sx	0,279
5.dx	0,26
6.sx	0,255
6.dx	0,275
7.sx	0,227
7.dx	0,235
8.sx	0,243
8.dx	0,268
9.sx	0,26
9.dx	0,21
10.sx	0,203
10.dx	0,215

Figura 3.16 – Dati raggi di raccordo

3.3 Fatica

Dopo aver verificato che i provini siano del materiale corretto, che il bilanciamento delle fasi è ottimale e i raggi di raccordo sufficientemente piccoli da rispettare la soluzione di Williams si procede con le prove a fatica e le analisi numeriche per ricavare il ΔK_I a $2 \cdot 10^6$ cicli.

3.3.1 Curve di Wohler

I provini vengono sollecitati con un rapporto di ciclo con R=0, dalle elaborazioni dei dati vengono trovate 3 curve per ogni tipologia di provini una al 10%, una al 50% e una al 90% di probabilità di sopravvivenza.

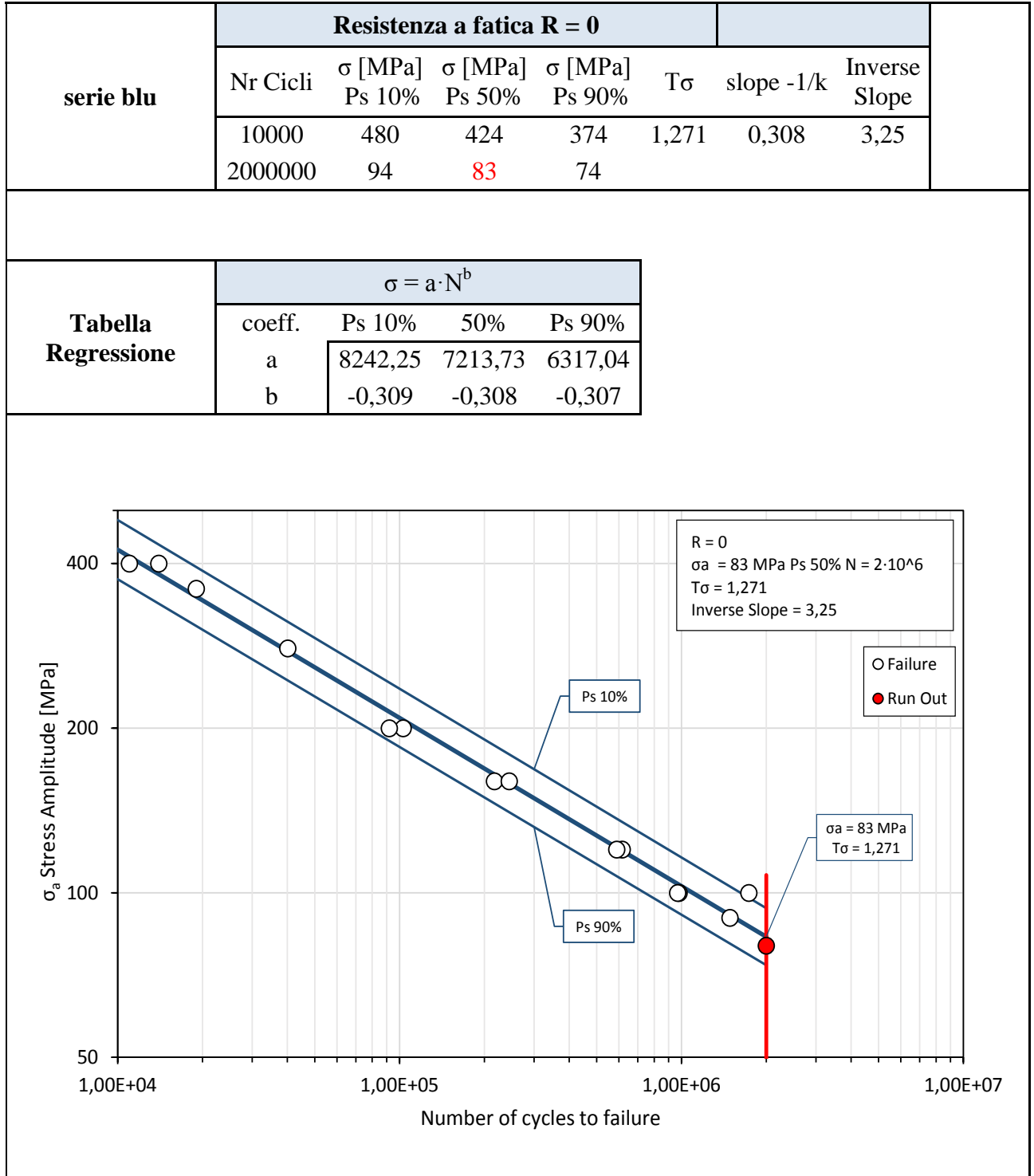


Figura 3.17 – Curva di Wohler per provino intagliato

Tabella Risultati	Resistenza a fatica R = 0						
	Nr Cicli	σ [MPa] Ps 10%	σ [MPa] Ps 50%	σ [MPa] Ps 90%	T_σ	slope - 1/k	Inverse Slope
	10000	857	802	750	1,147	0,120	8,33
2000000	454	424	396				

Tabella Regressione	$\sigma = a \cdot N^b$			
	coeff.	Ps 10%	50%	Ps 90%
	a	2580,56	2423,41	2273,65
b	-0,120	-0,120	-0,120	

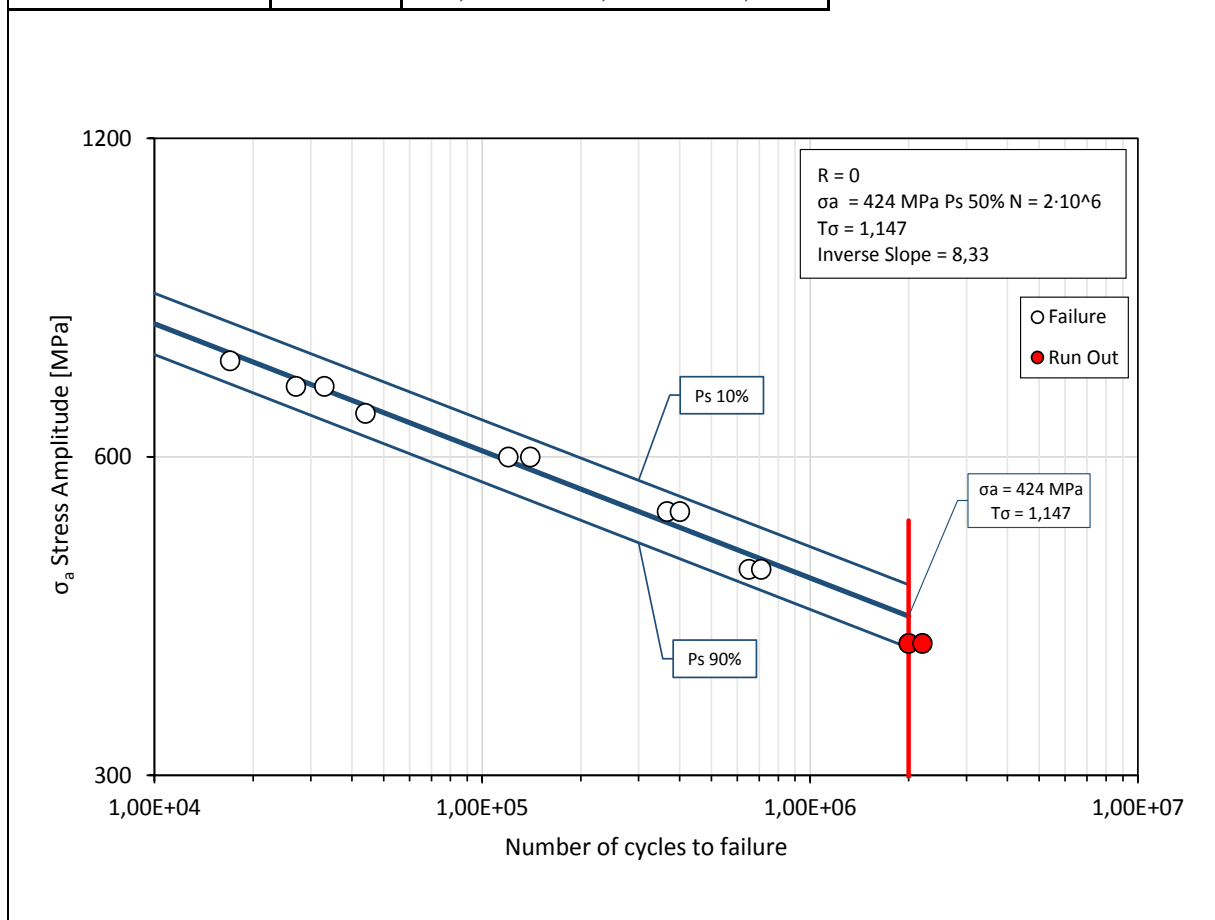


Figura 3.18 – Curva di Wohler per provino liscio

Si ricava dalle figure precedenti un limite a fatica di 83 MPa per il provino intagliato mentre per il liscio 424 MPa con una probabilità di sopravvivenza del 50%. Di seguito si riportano i dati delle prove.

Dati a fatica (intagliato)		Dati a fatica (liscio)	
Numero di cicli	$\Delta\sigma$	Numero di cicli	$\Delta\sigma$
11000	400	17000	740
14000	400	27000	700
19000	360	33000	700
40131	280	44000	660
92000	200	120000	600
103000	200	140000	600
217000	160	366000	533
245000	160	401000	533
590000	120	650000	470
616000	120	709000	470
970000	100	2000000	400
980000	100	2200000	400
1734000	100		
1487000	90		
2000000	80		

Figura 3.19 – Dati prove a fatica: provino intagliato e liscio

Bibliografia

- [1]. G.M. Paolucci, *Appunti di MATERIALI METTALICI*, , Università degli Studi di Padova, 1998.
- [2]. «Wikipedia,» Indirizzo: <http://wikipedia.org>.
- [3]. «Raccolta di tabelle tecniche ,» Indirizzo: www.centroinox.it
- [4]. P. Lazzarin and P. Livieri, Fatigue strength of steel and aluminium welded joints based on generalised stress intensity factors and local strain energy values, University of Padova, 2004

CAPITOLO 4

CALCOLO DEL RAGGIO CRITICO

4.1 Analisi numeriche

In questo paragrafo si presenta il modello FEM che ha permesso di calcolare il ΔK_I . Inizialmente si sono inseriti i dati del materiale come il modulo elastico (200000 MPa) e il modulo di Poisson (0,3) ricavati da [3].

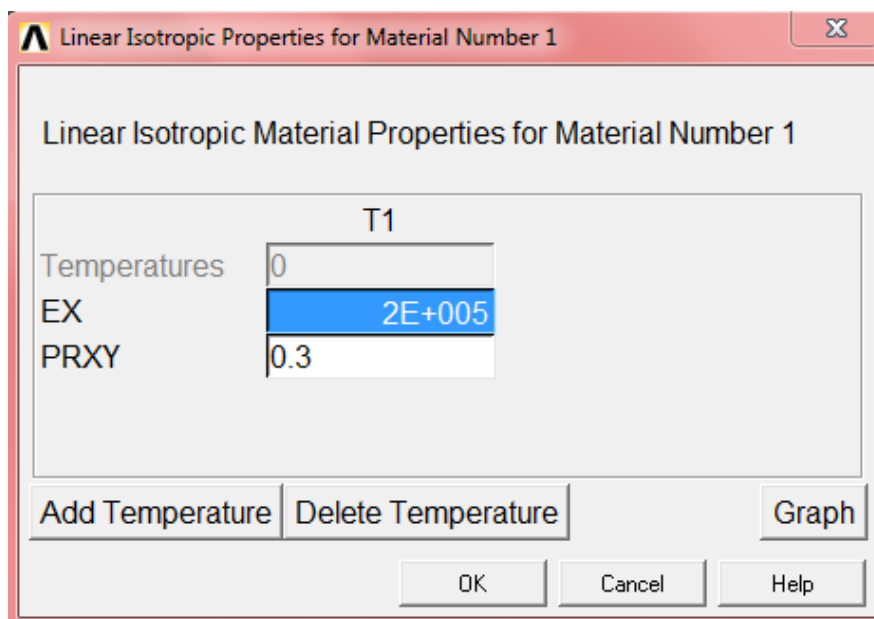


Figura 4.1 – Modulo elastico e coefficiente di Poisson

In questo caso si utilizzerà l'elemento ad 8 nodi, è un elemento piano (Plane 183). Verrà utilizzato in deformazione piana (plane strain) anche se a rigore non influenza assolutamente il K_I , in quanto quest'ultimo è calcolato facendo riferimento esclusivamente alle tensioni che nascono in x e y. In questo caso il modello è considerato un modello piano.

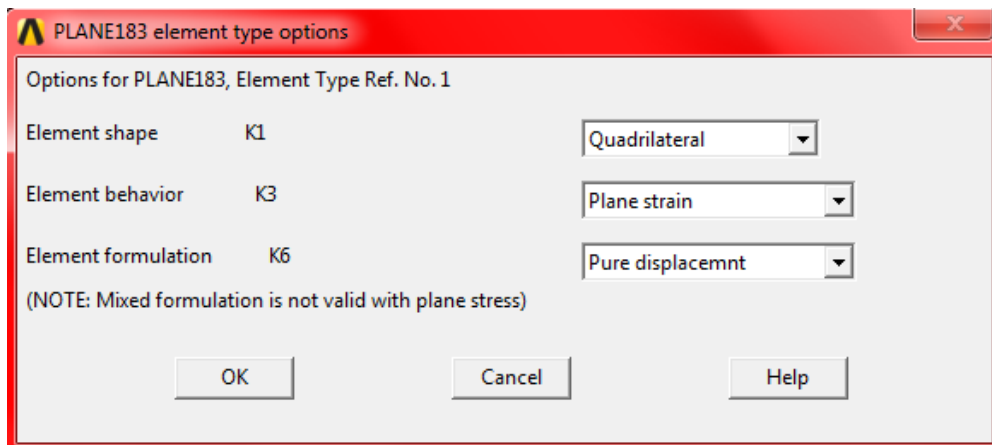
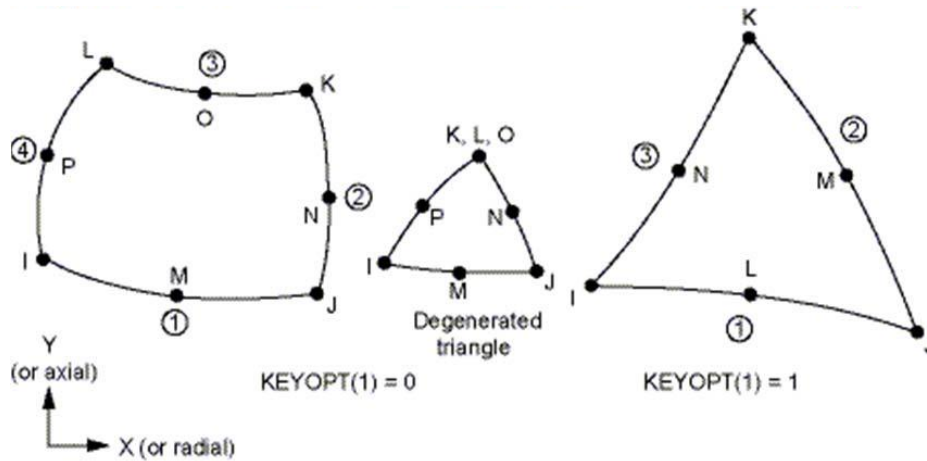


Figura 4.2 – Elemento utilizzato: Plane 183

É stata modellata un quarto della geometria iniziale e sono stati utilizzati i seguenti comandi:

- *Preprocessor* → *Modeling* → *Create* → *Keypoints* → *On Working Plane*
- *Preprocessor* → *Modeling* → *Create* → *Lines* → *Straight Line*
- *Preprocessor* → *Modeling* → *Create* → *Areas* → *Arbitrary* → *By Lines*

Così da creare keypoints, line e aree.



Figura 4.3 – Preprocessor: creazione delle aree

Per fare la mesh si comincia dalla zona più critica che è l'apice dell'intaglio, usando i seguenti comandi:

Meshing → *Size Cntrls* → *Manual size* → *Lines* → *Picked Lines*

Si andrà quindi a suddividere l'arco di cerchio di raggio $r=0.001$:

- 6 suddivisioni spacing ratio 1 sulle linee radiali
- 8 suddivisioni e spacing ratio 1 sugli archi da 90°
- 4 suddivisioni spacing ratio 1 sull'arco da 45°

Si deve creare un *Concentration Keypoint* in corrispondenza del keypoint all'apice dell'intaglio:

Meshing → *Size Cntrls* → *Manual size* → *Lines* → *Picked Lines* → *Concentrat KPs* →
Create:

Keypoint for concentration : 99

Radius of 1st row of elems: $0.001/6=0,0002$

Radius ratio: 1

No of elems around circumf: 8

Quindi si costruisce una mesh free sugli spicchi da 90° .

Preprocessor → *Meshing* → *Mesh* → *Areas* → *Free*

Per la presenza dello spicchio a 45° è necessario ridefinire i dati del *Concentration Keypoint*:

Meshing → *Size Cntrls* → *Manual size* → *Lines* → *Picked Lines* → *Concentrat KPs* →
Create:

Keypoint for concentration : 99

Radius of 1st row of elems: $0.001/6=0,0002$

Radius ratio: 1

No of elems around circumf: 4

Quindi si costruisce una mesh free sugli spicchi da 45° .

Preprocessor → *Meshing* → *Mesh* → *Areas* → *Free*

Per suddividere l'arco con $r=0,3$:

- 8 suddivisioni circonferenziali e spacing ratio 1
- 40 suddivisioni radiali spacing ratio 100

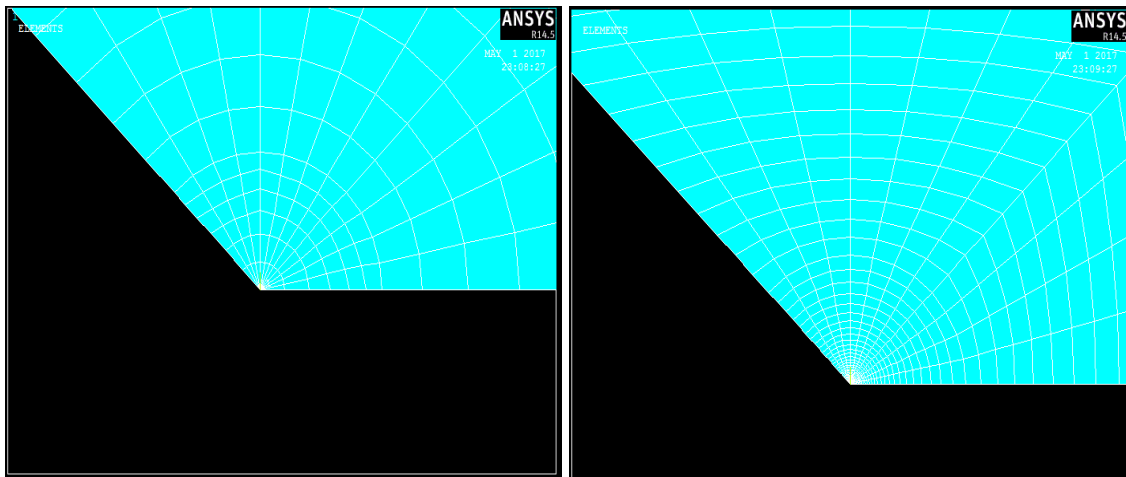


Figura 4.4 – Mesh: a sinistra raggio=0.001[mm], a destra raggio=0.3[mm]

Sono state successivamente suddivise le linee in modo tale da ottenere un infittimento man mano che ci si avvicini alla zone critiche (per ottenere una mesh ordinata è opportuno realizzare lo stesso numero di divisioni sui lati che si "affacciano" tra di loro). Successivamente nel caso delle aree aventi cinque lati le linee opposte rispetto all'intaglio sono state concatenate.

Preprocessor → Meshing → Concatenate → Lines

È stata quindi realizzata la mesh per tutto il modello:

Preprocessor → Meshing → Mesh → Areas → Mapped → 3 or 4 sided

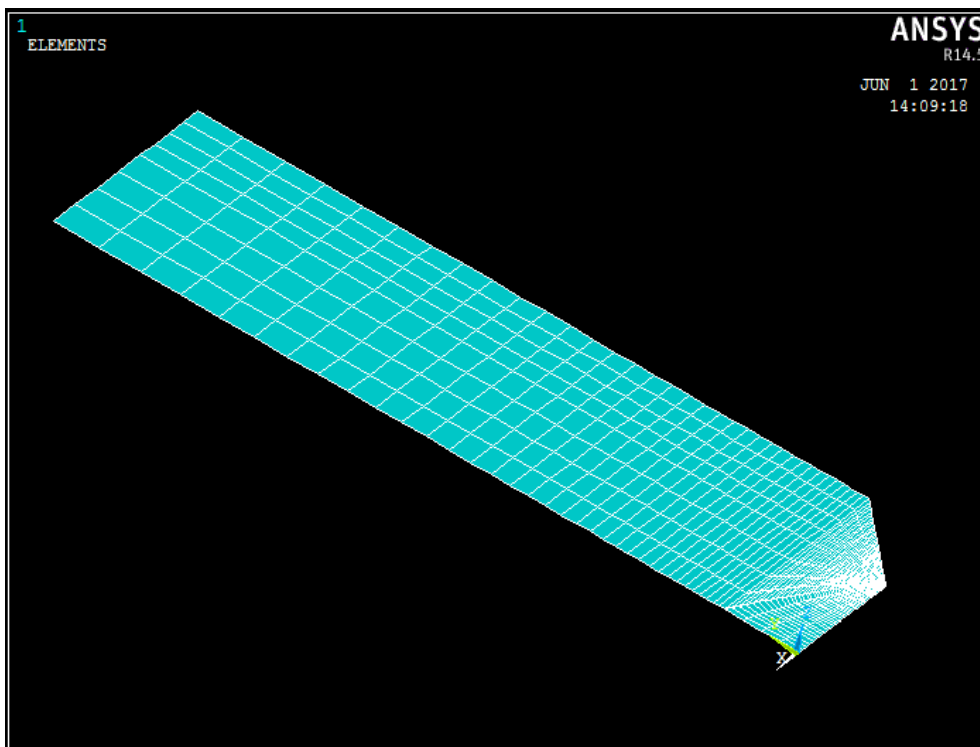


Figura 4.5 – Mesh: Modello completo

A questo punto è necessario definire vincoli e carichi. Verranno inseriti vincoli di simmetria sulla linea inferiore e sulla linea verticale a destra del modello. Inoltre è presente un carico esterno che è identificato con una pressione di 83 MPa sulla linea superiore (nel programma inseriremo -83 MPa in direzione y), ricavato dalle curve di Wohler per il provino intagliato .

Preprocessor → *Define Loads* → *Apply* → *Structural* → *Displacement* → *Symmetry B.C.*
→ *On Lines*

Preprocessor → *Define Loads* → *Apply* → *Structural* → *Pressure* → *On Lines*

Si lancia a questo punto la soluzione.

Solution → *Solve* → *Current LS*

La prima verifica che si deve fare è la deformata del modello che deve spostarsi verso la direzione del carico (Y) e deve restringersi rispetto al modello iniziale.

Successivamente si sposta l'attenzione vicino all'intaglio dove si deve notare una zona fortemente deformata causata dall'intensità del campo tensionale.

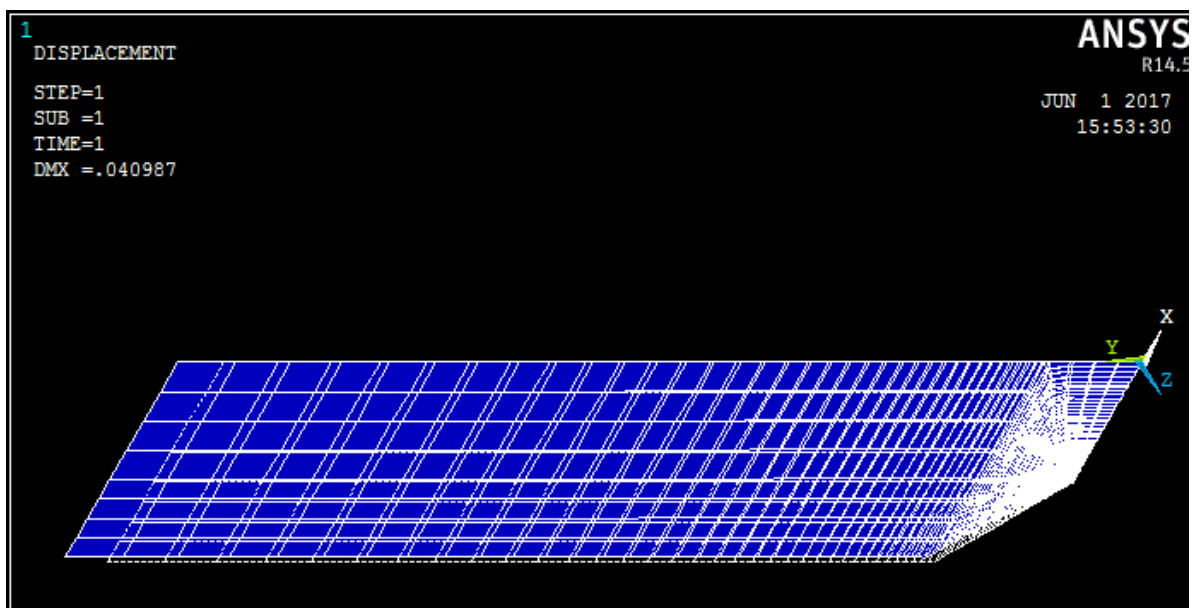


Figura 4.6 – Deformata: linea tratteggiata rappresenta il modello iniziale

A rigore si dovrebbero costruire un sistema di riferimento locale per capire l'andamento delle tensioni all'apice dell'intaglio. Ma in questo caso visto che le tensioni del sistema di riferimento principale coincidevano si è deciso di estrarre i risultati con questo sistema di riferimento mantenendo il modello APDL più semplice.

Per visualizzare i risultati si deve effettuare un path lungo la bisettrice dell'intaglio.

General Postproc → Path Operation → Define Path → By Nodes

Si selezionano i nodi lungo la bisettrice dell'intaglio, ovvero nella direzione dell'asse x.

General Postproc → Path Operation → Map onto Path

Si indicano le grandezze relative ai nodi selezionati che si intendono visualizzare, nel caso in esame si considereranno: $SX = \sigma_{rr}$, $SY = \sigma_{\theta\theta}$, $SXY = \tau_{r\theta}$.

Postproc → Path Operation → Plot Path Item → List Path Item

Si selezionano le grandezze che si vogliono salvare nel file di testo che viene creato tramite questo comando.

Lungo il path verranno visualizzate, come detto in precedenza, le componenti di tensione nel piano ovvero σ_{rr} , $\sigma_{\theta\theta}$, $\tau_{r\theta}$, ci si aspetta che:

- $\sigma_{\theta\theta}$ sia singolare con pendenza $1 - \lambda_1 = -0.456$
- $\tau_{r\theta}$ sia nulla visto che l'applicazione del carico sul provino tende ad aprire la cricca prevalentemente con modo I

Si verificano ora tramite il FEM le tensioni:

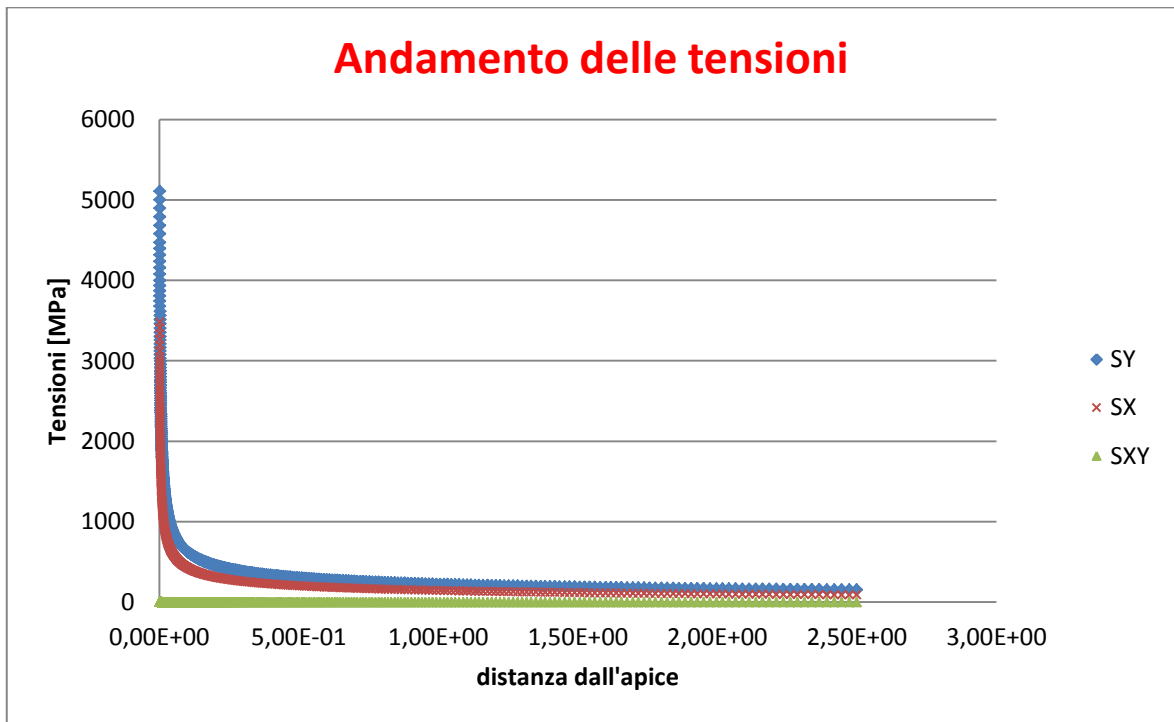


Figura 4.7 – Andamento delle tensioni: singolari per il modo I e nulle per il modo II

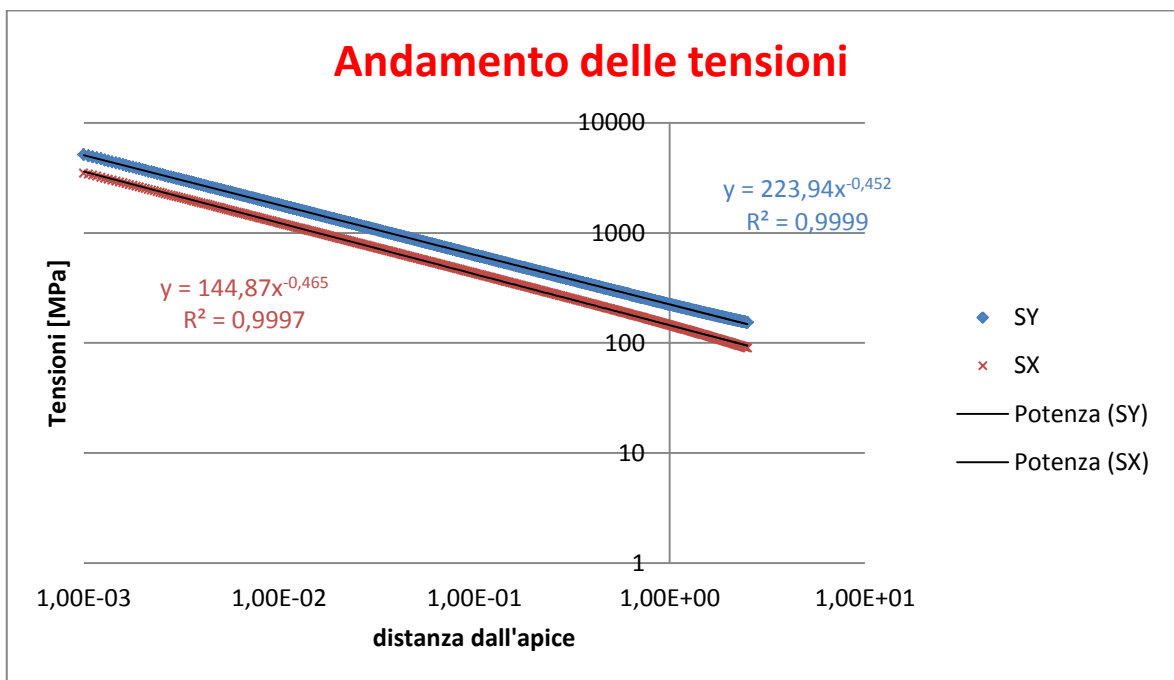


Figura 4.8 – Andamento delle tensioni: Coordinate logaritmiche con linea di tendenza

Dalla seguente formula è possibile calcolare l'INSIF di MODO1 dell'intaglio a spigolo vivo con angolo di apertura pari a 90° :

$$\Delta K_I = \sigma_{yy} * \sqrt{2 * \pi} * r^{1-\lambda_1} = \sigma_{yy} * \sqrt{2 * \pi} * r^{0.456}$$

Si ottiene $\Delta K_I=552$ [MPamm^{0.456}] tramite $S_Y = \sigma_{\theta\theta} = \sigma_{yy}$ come si può notare dal grafico successivo il valore ottenuto è pressoché costante lungo il tratto di bisettrice considerato:

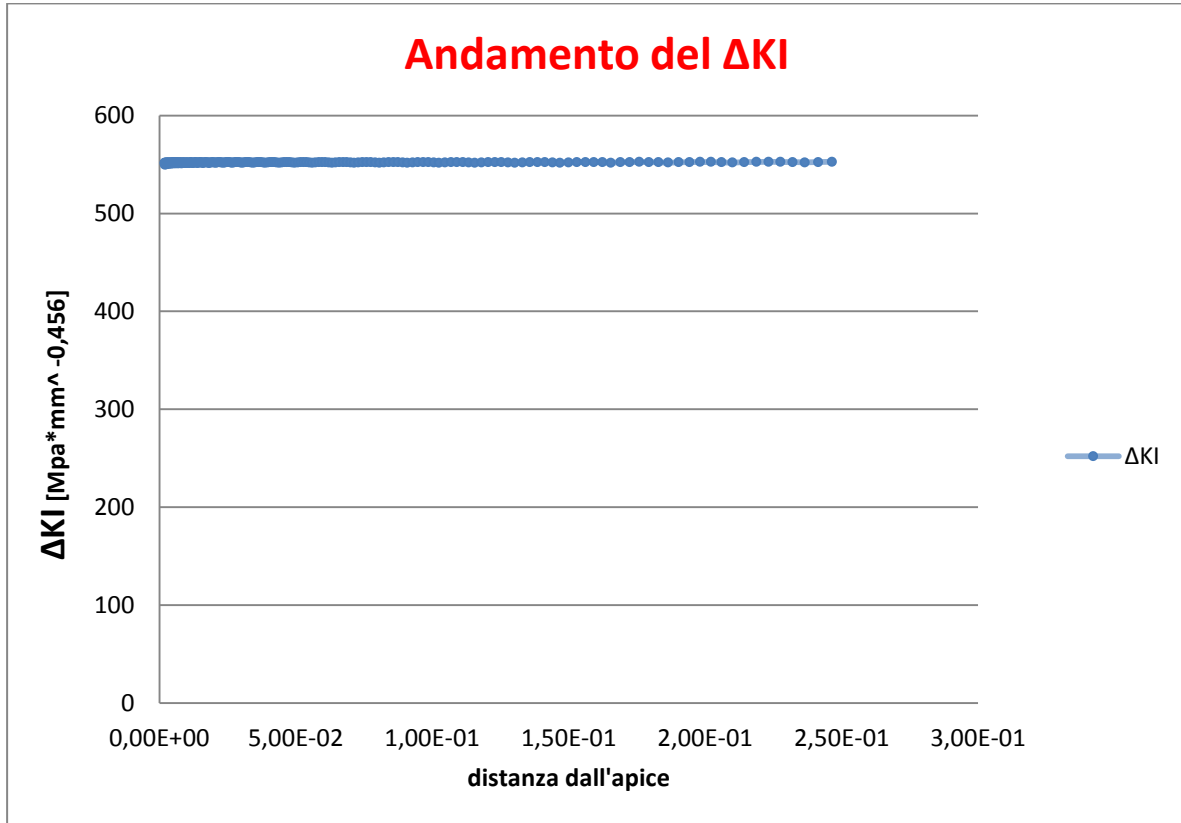


Figura 4.9 – Andamento del K_I : Andamento pressoché costante

Si riportano inoltre i risultati che hanno permesso di calcolare il ΔK_I :

Distanza dall'apice	SY	SX	SXY	KI
1,01E-02	1793	1226,4	1,0384	552,118113
1,03E-02	1774,3	1213,6	1,0276	552,040272
1,05E-02	1755,5	1200,8	1,0168	551,743101
1,08E-02	1736,8	1187,9	1,0061	551,293595
1,10E-02	1719,5	1176,1	0,99614	551,776068
1,13E-02	1702,2	1164,3	0,9862	552,062922
1,15E-02	1684,9	1152,5	0,97626	552,159098
1,18E-02	1667,6	1140,6	0,96631	552,069277
1,21E-02	1650,3	1128,8	0,95637	551,797903
1,23E-02	1633	1117	0,94642	551,349199
1,26E-02	1617	1106	0,93721	551,809081
1,29E-02	1601	1095,1	0,92799	552,099822
1,32E-02	1585	1084,1	0,91877	552,186659
1,35E-02	1568,9	1073,2	0,90955	552,077445
1,38E-02	1552,9	1062,2	0,90034	551,826956
1,41E-02	1536,9	1051,3	0,89112	551,386534
1,44E-02	1522	1041,1	0,88255	551,823742
1,47E-02	1507,2	1030,9	0,87398	552,113649
1,51E-02	1492,3	1020,7	0,86542	552,204573
1,54E-02	1477,4	1010,6	0,85685	552,103251
1,57E-02	1462,6	1000,4	0,84828	551,868559
1,61E-02	1447,7	990,23	0,83971	551,429253
1,64E-02	1433,9	980,76	0,83173	551,877994
1,68E-02	1420	971,29	0,82375	552,124193
1,72E-02	1406,2	961,82	0,81577	552,219233
1,75E-02	1392,3	952,35	0,80778	552,118748
1,79E-02	1378,5	942,88	0,7998	551,876544
1,83E-02	1364,7	933,41	0,79182	551,485494
1,87E-02	1351,8	924,58	0,78437	551,908158
1,91E-02	1338,8	915,74	0,77692	552,128015
1,95E-02	1325,9	906,9	0,76947	552,21757
1,99E-02	1313	898,07	0,76201	552,139977
2,04E-02	1300,1	889,23	0,75456	551,899029
2,08E-02	1287,2	880,4	0,74711	551,498338
2,12E-02	1275,1	872,14	0,74014	551,903631
2,17E-02	1263,1	863,88	0,73317	552,180459
2,22E-02	1251	855,62	0,7262	552,245888
2,27E-02	1238,9	847,36	0,71924	552,147074
2,31E-02	1226,9	839,1	0,71227	551,932689
2,36E-02	1214,8	830,84	0,7053	551,516689
2,41E-02	1203,5	823,1	0,69877	551,929564
2,46E-02	1192,2	815,37	0,69224	552,173335
2,52E-02	1180,9	807,63	0,68572	552,251969

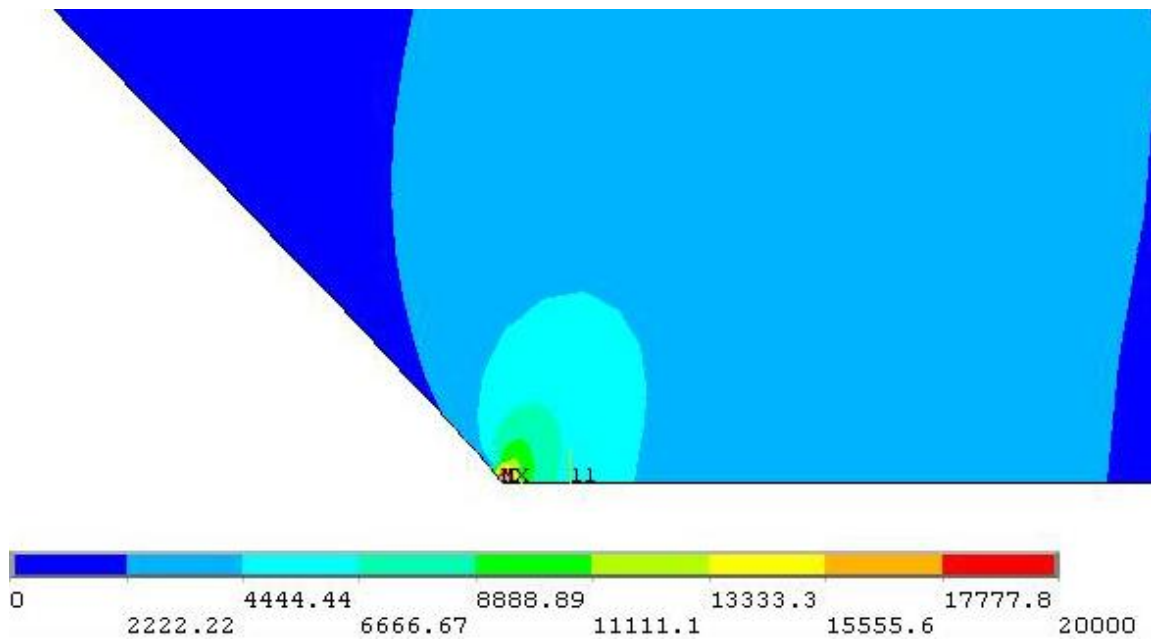


Figura 4.10 – Tensione Y: Apice intaglio

4.2 Conclusioni

Con i risultati ottenuti dal paragrafo 4.1 si ricava un limite a fatica per il provino liscio di 424 MPa a $2 \cdot 10^6$ cicli con una probabilità di sopravvivenza del 50%. Dall'analisi FEM si è calcolato un $\Delta K_I = 552 \text{ [MPamm}^{0.456}]$ a $2 \cdot 10^6$ cicli. Si ricava il grado di singolarità delle tensioni da [4] che risulta $\lambda_1 = 0.544$ e il parametro eI sempre da [4] che dipende dall'angolo di apertura è uguale a 0.145.

Applicando l'equazione di Lazzarin-Zambardi:

$$R_c = \left(\frac{\sqrt{2} * eI * \Delta K_{1A}^N}{\Delta \sigma A} \right)^{\frac{1}{(1-\lambda_1)}} = 0.459 \text{ [mm]}$$

Il raggio critico risulta circa 0.46 [mm] con cui è possibile andare a valutare il comportamento a fatica dell'acciaio inossidabile duplex 22-05.

Bibliografia

- [1]. G.M. Paolucci, *Appunti di MATERIALI METTALICI*, , Università degli Studi di Padova, 1998.
- [2]. «Wikipedia,» Indirizzo: <http://wikipedia.org>.
- [3]. «Raccolta di tabelle tecniche ,» Indirizzo: www.centroinox.it
- [4]. P. Lazzarin and P. Livieri, Fatigue strength of steel and aluminium welded joints based on generalised stress intensity factors and local strain energy values, University of Padova, 2004

CONCLUSIONI

Alla fine di questo lavoro è stato caratterizzato a fatica un acciaio inossidabile molto presente nel mercato dei duplex che presenta una struttura bifasica con austenite e ferrite. L'obiettivo era sfruttando il lavoro svolto da Lazzarin per giunti saldati in acciaio strutturale e leghe d'alluminio di trovare il valore del raggio critico, che permette insieme ad un'analisi agli elementi finiti di valutare un'energia di deformazione mediata su un volume (area) di controllo.

Nel primo capitolo si è parlato degli acciai inossidabili con particolare attenzione ai duplex, si sono presentati i principali fenomeni corrosivi che tendono a degradare le proprietà dei metalli. La passivazione che crea una pellicola superficiale di ossido di cromo che protegge l'acciaio. L'effetto degli elementi in lega concentrando l'attenzione su cromo e nickel che garantiscono rispettivamente una struttura ferritica o austenitica in base alle loro percentuali. Si è visto come il fenomeno della sensibilizzazione tolga percentuali di cromo dai bordi grano portando a corrosione intergranulare.

I diagrammi di equilibrio dei duplex con particolare attenzione alla zona di diffusione tra i 1200 e gli 800 °C dove è necessaria una perfetta calibrazione della velocità di raffreddamento; né troppo veloce per creare il giusto bilanciamento di austenite/ferrite e né lento per non dare il tempo di sviluppo di precipitati (sensibilizzazione) o di fase sigma (fragilità). Si sono presentate alcune relazioni: il PREN che permette di capire la resistenza a pitting, o per ricavare il rapporto di austenite/ferrite con le equazioni di Lindblom in relazione all'intervallo di tempo trascorso tra i 1200 e gli 800 °C.

Il comportamento a fatica in base al tipo di ambiente corrosivo, la resilienza con le relative temperature di transizione duttile/fragile. E infine i settori applicativi dove gli acciai inossidabili sono maggiormente impiegati.

Nel secondo capitolo si sono discusse le ipotesi iniziali: comportamento elastico, omogeneità, isotropia e deformazione piana di un generico componente indebolito da uno spigolo vivo. Con queste ipotesi si è riassunto la teoria di Williams ricavando le tensioni in funzione della distanza dall'apice e trovando i gradi di singolarità del modo I e II in relazione con l'angolo di apertura dell'intaglio.

Successivamente si è enunciato il criterio energetico di Lazzarin e si è ricavata l'equazione di Lazzarin-Zambardi per il calcolo del raggio critico, R_c .

Infine viene presentato il lavoro che Lazzarin ha svolto per trovare un metodo di previsione della vita a fatica per unioni saldate per acciaio strutturale e leghe di alluminio mediante NSIF e metodo SED che è molto simile al percorso svolto nel capitolo 3/4 per ricavare il raggio critico per un acciaio duplex 22-05.

Nel terzo e quarto capitolo si descrive la parte operativa che porta al calcolo del raggio critico, si è iniziato nel controllare la microstruttura dei provini per accertarsi che il materiale fosse corretto.

Poi sono state analizzate la sezione longitudinale e trasversale dei provini per capire se austenite e ferrite fossero bilanciate. Successivamente i provini sono stati sottoposti a carichi ciclici ricavando le curve a fatica per le due tipologie di campione. Con i dati raccolti dalle prove si è proceduto con delle analisi numeriche al FEM, costruendo un modello del provino intagliato, ed esportando le tensioni in funzione della distanza dall'apice dell'intaglio.

Con i risultati ottenuti dal paragrafo 4.1 si ricava un limite a fatica per il provino liscio di 424 MPa a $2 \cdot 10^6$ cicli con una probabilità di sopravvivenza del 50%. Dall'analisi FEM si è calcolato un $\Delta K_I = 552$ [MPamm^{0.456}] a $2 \cdot 10^6$ cicli. Si ricava il grado di singolarità delle tensioni che risulta $\lambda_1 = 0.544$ e il parametro e_1 che dipende dall'angolo di apertura ed è uguale a 0.145.

Applicando l'equazione di Lazzarin-Zambardi:

$$R_c = \left(\frac{\sqrt{2} * e_1 * \Delta K_{1A}^N}{\Delta \sigma A} \right)^{\frac{1}{(1-\lambda_1)}} = 0.459 [mm]$$

Il raggio critico risulta circa 0.46 [mm] con cui è possibile andare a valutare la densità di energia di deformazione dell'acciaio inossidabile duplex 22-05 mediando l'energia di deformazione elastica in un "volume" di raggio R_c per qualsiasi valore dell'angolo di apertura dell'intaglio.

Appendice A

MODELLO APDL PER PROVINI INTAGLIATI

```
!*****  
!*  
!*          APDL PER PROVINI CON INTAGLI LATERALI          *  
!*  
!*****
```

```
!*****SEZIONE INSERIMENTO DATI GEOMETRICI*****
```

!L'utente inserisce la larghezza del provino

!*ASK,b,LARGHEZZA PROVINO,0

!L'utente inserisce la lunghezza del provino

!*ASK,L,LUNGHEZZA PROVINO,0

!L'utente inserisce il valore del raggio di fondo intaglio

!*ASK,ro,RAGGIO FONDO INTAGLIO,0

!L'utente inserisce la profondità dell'intaglio

!*ASK,a,PROFONDITA INTAGLIO,0

!L'utente inserisce l'angolo di apertura dell'intaglio

!*ASK,alpha,ANGOLO APERTURA INTAGLIO,0

b=50

L=200

ro=0

a=10

alpha=90

```
!*****SEZIONE INSERIMENTO DATI MATERIALE*****
```

!L'utente inserisce il modulo di Young

!*ASK,E,MODULO ELASTICO,0

!L'utente inserisce il modulo di Poisson

!*ASK,v,MODULO POISSON,0

!L'utente inserisce il raggio del volume di controllo del primo cerchio

!*ASK,rc,RAGGIO CERCHIO,0

v=0.3

E=200000

rc=0.001

!*****SCELTA GEOMETRIA DA STUDIARE*****

!L'utente sceglie se il provino è piatto o cilindrico

!*ASK,FORMA,1-PIATTO; 2-CILINDRICO,0

FORMA=1

!*****SCELTA CASO DA STUDIARE*****

!L'utente sceglie se ricavare il Kt o il caso di un test di fatica

!*ASK,CASO,1-Kt; 2-FATIGUE TEST,0

CASO=2

!*****SEZIONE DEFINIZIONE COSTANTI*****

!Definizione del PiGreco

pi=4*atan(1)

!Caso di provino piatto:

*IF,FORMA,EQ,1,THEN

!L'utente inserisce la profondità del provino

!*ASK,w,PROFONDITA PROVINO,0

w=10

!Calcolo dell'area netta per provino piatto e lorda

Anet=w*(b-(2*a))

Agross=w*b

!Caso di provino cilindrico:

*ELSEIF,FORMA,EQ,2,THEN

!Calcolo dell'area netta per provino piatto e lorda

Anet=(b-a)*(b-a)*pi

Agross=b*b*pi

*ENDIF

!Caso di calcolo del Kt:

*IF,CASO,EQ,1,THEN

!Calcolo tensione lorda da applicare per avere tensione netta pari a 1

Sgross=Anet/Agross

!Caso di replica di prova di fatica:

*ELSEIF,CASO,EQ,2,THEN

!L'utente inserisce la tensione lorda desiderata

*ASK,Sgross,CARICO APPLICATO,0

Sgross=83

*ENDIF

!*****PREPROCESSOR*****

!Entro nell'ambiente del Pre-processor

/PREP7

!*****DEFINIZIONE TIPO DI ELEMENTO*****

!Definizione delo tipo di elemento nel caso di provino piatto

*IF,FORMA,EQ,1,THEN

!Assegnazione tipo di elemento

ET,1,PLANE183

!Impostazione keyoptions sull'elemento

KEYOPT,1,3,2

!Definizione del tipo di elemento nel caso di provino cilindrico

*ELSEIF,FORMA,EQ,2,THEN

!Assegnazione tipo di elemento

ET,1,PLANE83

*ENDIF

!*****PROPRIETA' MATERIALE*****

!Assegnazione modulo di Young

MP,EX,1,E

!Assegnazione modulo di Poisson

MP,PRXY,1,v

!*****MODELLAZIONE GEOMETRICA*****

!Ridefinizione numerazione iniziale aree

NUMSTR,AREA,5

!Creazione del rettangolo base del provino

RECTNG,-b/2,0,0,L/2

!*****DEFINIZIONE SISTEMA DI RIFERIMENTO LOCALE*****

!CSKP, KCN, KCS, PORIG, PXAXS, PXYPL, PAR1, PAR2

!CSKP,11,1,99,1,6,,

!*****INTAGLIO SHARP V-NOTCH*****

!Condizione di riconoscimento dell'intaglio V-sharp

*IF,ro,EQ,0,THEN

!Creazione del KP dell'apice dell'intaglio

K,99,-(b/2-a),,

!Creazione della linea del fianco dell'intaglio

LANG,4,99,90-alpha/2,,0.3

!Non mantenimento delle entità originali nelle operazioni booleane

BOPTN,KEEP,NO

!Divisione dell'area di base in corrispondenza del fianco dell'intaglio

ASBL,5,6

!Cancellazione dell'area superflua (inclusa tra i fianchi dell'intaglio)

ADELE,6,,1

!Ridefinizione numerazione iniziale aree

NUMSTR,AREA,1

!Creo il limite dell'area per il calcolo

CIRCLE,99,rc,,,

!Creo l'area per il calcolo

ASBL,7,ALL

!Creo il limite dell'area per il controllo della mesh

CIRCLE,99,rc*300,,,

!Creo l'area per il controllo della mesh

ASBL,2,ALL

!Creazione aree,keypoints e linee per tutto il modello

K,200,0,a

L,5,200

ASBL,4,ALL

K,201,-(b/2-a)+(2500*rc),0

K,202,-(b/2-a)+(2500*rc),2500*rc

L,201,202

K,203,-(b/2-a)-(2*2500*rc),2500*rc

L,202,203

ASBL,5,ALL

K,204,-(b/2-a),L/2

L,99,204

ASBL,ALL,ALL

*ENDIF

!***CREAZIONE MESH*******

!Formato comando infittimento mesh lungo una linea

!LESIZE, NL1, SIZE, ANGSIZ, NDIV,SPACE,KFORC,LAYER1,LAYER2, KYNDIV

!Suddivisione radiali 1 cerchio

LESIZE,12,,6,1,,,

LESIZE,10,,6,1,,,

LESIZE,17,,6,1,,,

!Suddivisione circolari

LESIZE,1,,8,1,,,

LESIZE,11,,4,1,,,

LESIZE,5,,8,1,,,

LESIZE,15,,4,1,,,

!Suddivisione radiali 2 cerchio

LESIZE,16,,40,100,,,

LESIZE,18,,40,100,,,

```

LESIZE,9,,40,100,,
! Formato Concentration kp
!KSCON, NPT, DELR, KCTIP, NTHET, RRAT
KSCON,99,2e-4,0,8,1
!Mesh vicino intaglio ampiezza 90°
!AMESH, NA1, NA2, NINC
AMESH,5,,
AMESH,8,,
! Formato Concentration kp per ampiezza 45°
KSCON,99,2e-4,0,4,1
!Mesh vicino intaglio ampiezza 45°
AMESH,7,,
AMESH,11,,
!Suddivisione lati esterni trapezio
LESIZE,2,,4,1,,
LESIZE,29,,4,1,,
LESIZE,31,,4,1,,
!Suddivisione lati interni trapezio
LESIZE,19,,25,0.25,,
LESIZE,28,,25,4,,
LESIZE,14,,25,4,,
!Concatenazione linee
LCCAT,31,2
!Mesh trapezio
AMESH,12,,
AMESH,14,,
!Suddivisione lati esterni trapezio grande
LESIZE,24,,4,1,,
LESIZE,27,,4,1,,
LESIZE,8,,4,1,,
!Suddivisione lati interni trapezio grande
LESIZE,22,,35,0.25,,
LESIZE,30,,35,0.25,,
LESIZE,21,,35,0.25,,
!Concatenazione linee
LCCAT,27,8
!Mesh trapezio grande
AMESH,13,,
AMESH,15,,
!Suddivisione lati esterni quadrato lontani da intaglio
LESIZE,23,,4,1,,
LESIZE,26,,4,1,,
!Suddivisione lati interni quadrato lontani da intaglio

```

```
LESIZE,4,,35,0.125,,,
    LESIZE,7,,35,0.125,,,
    LESIZE,25,,35,8,,,
!Mesh quadrato grande
    AMESH,9,,
    AMESH,10,,
```

```
!*****ASSEGNAZIONE VINCOLI*****
```

```
!Selezione delle linee sull'asse di simmetria Y
LSEL,S,LOC,Y,0
!Aggiunta alla selezione delle linee sull'asse di simmetria X
LSEL,A,LOC,X,0
!Assegnazione vincoli di simmetria
DL,ALL,,SYMM
!Selezione delle linee sull'estremità superiore del provino
LSEL,S,LOC,Y,L/2
!Assegnazione della tensione lorda su tale estremità
SFL,ALL,PRES,-Sgross
!Selezione di tutte le entità
ALLSEL,ALL
```

```
FINISH
```

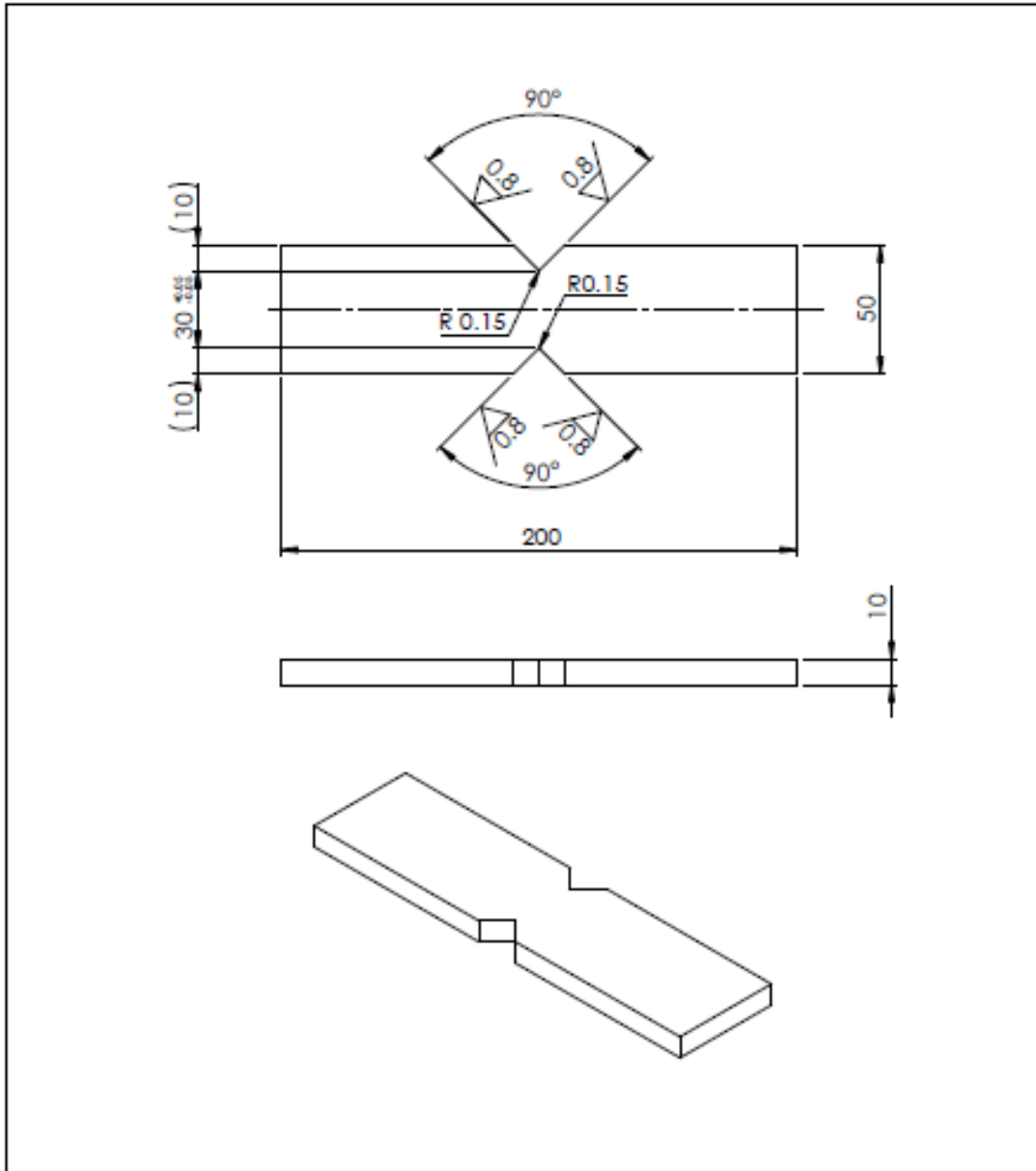
```
!*****SOLVER*****
```

```
!Entro nell'ambiente di soluzione
/SOLU
!Lancio la soluzione
SOLVE
!Esco dall'ambiente di soluzione
FINISH
```

Appendice B

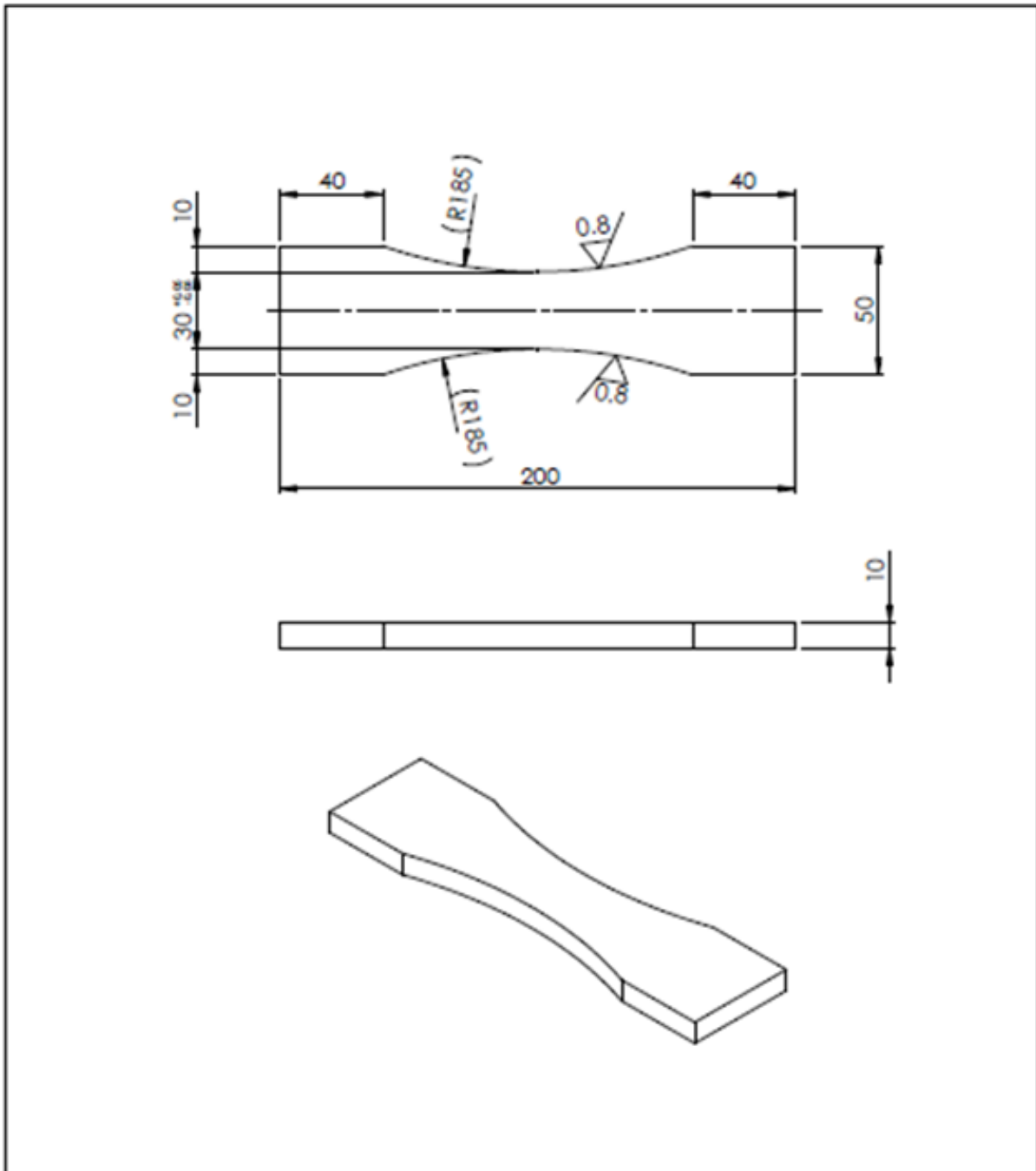
MODELLI CAD PROVINI

Modello CAD provino intagliato



1	15	PROVINO 1	DUPLEX 2205		$\sigma_t = 700$ Mpa	NON TROLIARE LABORPLASMA
POS.	QUANTITA'	DESCRIZIONE	MATERIALE	TATTAMENTO	AVVERTIZIONI	
DESIGNATORE	ALDO DALLA VIA	CONTATTI	RACCORDI NON QUOTATI	SMUSI NON QUOTATI	SCALA	FORMATO FOLIO
		944 88707 ald.dalla@unipd.it			1:2	A4
STATO:	QUOTE SENZA INDICAZIONE DI TOLLERANZA		RUGOSITA' Ra			
	ISO 2768 - mK		$\sqrt{0.8}$ ($\sqrt{0.8}$)			
Università degli Studi di Padova DTG Dipartimento di Tecnica e Gestione dei Sistemi Industriali Strada 5, Marzù, n. 3-38100 Vicenza - Italy Proprietà riservata - All rights reserved			DESCRIZIONE OBIETTO	DATA	REVISIONE	INDICE REVISIONE
			PROVINO1	11/10/2016	0	0
				ANNULLA E SOSTITUISCE		
			NOME FILE	FOGLIO	APPROVAZIONE	DATA
			Provino1	1		

Modello CAD provino liscio (raggio di raccordo ampio)



1	15	PROVINO 2	DUPLEX 2205	$\sigma_t = 700 \text{ Mpa}$	NON TAGLIARE LASER/PLASMA
POS.	QUANTITÀ	DESCRIZIONE	MATERIALE	TRATTAMENTO	ANNOTAZIONI
DISSEGNAZIONE	CONTATTI	RACCORDI NON QUOTATI	SMUSI NON QUOTATI	SCALA	FORMATO FOLIO
	DAVE BERTI dave.berti@unipd.it			12	A4
STATO:	QUOTE SENZA INDICAZIONE DI TOLLERANZA	RACCORDI IN			
	ISO 2768 - mK		$\sqrt{0.8}$ ($\sqrt{0.8}$)		
Università degli Studi di Padova DTG Dipartimento di Tecnica e Gestione dei Sistemi Industriali Strada 8, Marzà, s. 1 - 36100 Vicenza - Italy Proprietà riservata - All Rights Reserved	DESCRIZIONE DISSEGNO	DATA	REVISIONE	INDICE REVISIONE	
	PROVINO2	11/10/2016	0	0	
	NOME FILE	FOLIO	APPROVAZIONE	DATA	
	Provino2	1			

RINGRAZIAMENTI

Desidero ricordare tutti coloro che mi hanno aiutato nella stesura della tesi con suggerimenti, critiche ed osservazioni: a loro va la mia gratitudine.

Ringrazio anzitutto il professor Paolo Ferro: senza il suo supporto e la sua guida sapiente questa tesi non esisterebbe.

Un ringraziamento particolare va ai colleghi ed agli amici che mi hanno incoraggiato o che hanno speso parte del proprio tempo per leggere e discutere con me le bozze del lavoro.

Vorrei infine ringraziare le persone a me più care: i miei amici, la mia famiglia a cui questo lavoro è dedicato.