

UNIVERSITA' DEGLI STUDI DI NAPOLI

“FEDERICO II”



Dottorato di Ricerca in

Ingegneria dei Materiali e della Produzione

Indirizzo Tecnologie e Sistemi di Produzione

XX Ciclo

Ottimizzazione di Processi FSW “Butt Joint”,

“Lap Joint” mediante RSM

Coordinatore
Ch.mo Prof. Giuseppe Giorleo

Dottorando.
Ing. Carmine Pirozzi

Tutor
Ch.mo Ing. Antonino Squillace

Anno Accademico 2006 - 2007

1. Leghe di alluminio: Caratteristiche, proprietà e trattamenti

Introduzione	Pag. 5
1.1 Proprietà fisiche, meccaniche e tecnologiche	Pag. 8
1.1.1. Leghe di alluminio	Pag. 14
1.1.2. Classificazione delle leghe di alluminio: generalità	Pag. 17
1.1.3. Designazioni convenzionali	Pag. 19
1.1.3.1. Designazione delle leghe leggere da fonderie	Pag. 20
1.1.3.2. Designazione delle leghe da lavorazione plastica	Pag. 24
1.2. Leganti dell'alluminio di maggiore interesse	Pag. 27
1.2.1. Rame	Pag. 27
1.2.2. Silicio	Pag. 29
1.2.3. Magnesio	Pag. 31
1.2.4. Zinco	Pag. 34
1.3. Modifiche strutturali delle leghe di alluminio	Pag. 35
1.3.1. Meccanismi di Indurimento	Pag. 37
1.3.1.1. Indurimento per riduzione della dimensione dei grani	Pag. 38
1.3.1.2. Indurimento per lavorazione meccanica	Pag. 41
1.3.1.3. Indurimento per dispersione	Pag. 44
1.3.1.4. Indurimento per precipitazione di fasi secondarie	Pag. 44
1.3.1.5. Indurimento per soluzione solida	Pag. 45
1.3.1.6. Indurimento mediante trattamento termico di bonifica: Precipitation Hardening	Pag. 47
1.3.1.6.1 Solubilizzazione	Pag. 48
1.3.1.6.2 Invecchiamento	Pag. 50
1.3.2. Leghe suscettibili di bonifica	Pag. 55
1.3.3. Ricottura	Pag. 57
1.3.4. Designazione dei trattamenti termici di tempra	Pag. 58

2 Tecnologia FSW

Introduzione	Pag. 63
2.1. Parametri di processo	Pag. 65
2.1.1. Geometria dell'utensile	Pag. 65
2.1.2. Parametri di saldatura	Pag.66
2.1.1. Configurazione dei giunti	Pag. 68
2.2.1. Flusso del metallo	Pag. 69
2.2.2. Distribuzione delle temperature	Pag. 71
2.3. Evoluzione microstrutturale	Pag. 74
2.3.1. Nugget zone	Pag. 75
2.3.2. Forma della Nugget zone	Pag. 75
2.3.3. Dimensione del grano	Pag. 75
2.3.4. Dissoluzione e coarsening dei precipitati	Pag. 71
2.3.5. Zona termo-meccanicamente alterata (TMAZ)	Pag. 78
2.3.6. Zona termicamente alterata (HAZ)	Pag. 78
2.4. Proprietà e materiali	Pag. 80
2.4.1. Durezza	Pag. 81

3 Ottimizzazione di un processo FSW per giunti in lega di alluminio Butt Joint

Introduzione	Pag. 85
3.1. Materiale utilizzato per le saldature	Pag. 85
3.2. Strategia sperimentale	Pag. 87
3.3. Geometria dell'utensile	Pag. 89
3.4. Il processo di saldatura	Pag. 90
3.5. Acquisizione delle forze	Pag. 91
3.6. Acquisizione delle temperature	Pag. 92
3.7. Preparazione al processo di saldatura	Pag. 93
3.8. Tipologie di prove	Pag. 94
3.8.1 Prove di trazione	Pag. 94
3.9. Estensimetro	Pag. 97

4 Analisi termica e delle forze

4.1. Analisi delle temperature	Pag. 100
4.2. Analisi delle forze	Pag. 104
4.3. FFT (Fast Fourier Transform) dei valori delle forze	<u>Pag. 113</u>

5 Prove di trazione e Analisi della varianza

Introduzione	Pag. 116
5.1. Geometria dei provini	Pag. 118
5.2. Prove di trazione	Pag. 120
5.3. Analisi dei dati	Pag. 126
5.4. DOE (Design of Experiment)	Pag. 130
5.4.1. ANOVA su prove di trazione con sezione nominale	Pag. 132
5.4.2. ANOVA su prove di trazione con sezione efficace	Pag. 134
5.4.3 Conclusion	Pag. 139

6 Ottimizzazione di un processo FSW per giunti in lega di alluminio Lap Joint

6.1. Materiali e geometria dei provini	Pag. 141
6.2. Strategia sperimentale	Pag. 143
6.3. Geometria dell'utensile	Pag. 144
6.4. Tipologia di prove	Pag. 146
6.5. Mini-tensile Testing	Pag. 148
6.5.1 Apparecchiature utilizzate	Pag. 148
6.6. Esecuzione delle prove di trazione	Pag. 150
6.7. Shear Testing	Pag. 152
6.8. Prova di taglio	Pag. 154
6.9. Apparecchiature utilizzate	Pag. 155
6.10. Esecuzione delle prove di Taglio	Pag. 157
6.11 Prove di microdurezza	Pag. 158
6.12. Apparecchiature utilizzate	Pag. 159
6.11. Esecuzione delle prove di microdurezza	Pag. 163
6.14. Analisi metallografica al microscopio ottico	Pag. 163
6.15. Defects Investigations	Pag. 165
6.16. Grains Size	Pag. 167
6.17. Apparecchiature utilizzate	Pag. 172
6.18. Esecuzione delle prove al microscopio ottico	Pag. 173
6.19. Prove elettrochimiche: Misure di OPC e Potenziodinamiche	Pag. 174
6.20. Cella di misura	Pag. 175
6.21. Sistema di acquisizione dei dati	Pag. 176

7 Caratterizzazione Meccanica e Microstrutturale e Analisi dei Risultati

7.1. Mini-tensile Testing	Pag. 178
7.2. Risultati ed interpretazioni dell'ANOVA condotta per la σ_s della Nugget Zone	Pag. 180
7.3. Risultati ed interpretazioni dell'ANOVA condotta per la σ_r della Nugget Zone	Pag. 183
7.4. Risultati ed interpretazioni dell'ANOVA condotta per la ε della Nugget Zone	Pag. 187
7.5. Risultati ed interpretazioni dell'ANOVA condotta per la $\sigma_s, \sigma_r, \varepsilon$ della HAZ.	Pag. 189
7.6. Implementazione dell'algoritmo di salita più ripida	Pag. 190
7.7. Prove di Taglio	Pag. 192
7.8. Prove di Microdurezza	Pag. 193
7.9. Considerazioni sulla campagna di microdurezze	Pag. 207
7.10. Analisi difettologica	Pag. 211
7.11. HooK's Defect Investigation	Pag. 213
7.12. Dimensionamento dei grani	Pag. 215
7.11. Benchmarking	Pag. 216
7.14. Prove elettrochimiche	Pag. 218
7.15. Considerazioni sulle prove di corrosione	Pag. 225
Conclusioni	Pag. 227
Bibliografia	Pag. 231

CAPITOLO I

Introduzione

Pochi elementi in natura si prestano a costituire un numero così elevato di leghe come l'Alluminio. Quando si combina con altri elementi, le caratteristiche di questo metallo, che allo stato puro è tenero e duttile, cambiano radicalmente. Basta un solo esempio: l'ossido di alluminio (Al_2O_3) o corindone (i cristalli trasparenti della migliore qualità sono più conosciuti come zaffiri e rubini), è la sostanza naturale più dura dopo il diamante, con durezza relativa 9 nella scala Mohs.

Tornando alle leghe metalliche, le peculiarità in comune per tutte sono:

- bassa temperatura di fusione compresa tra i 510 ed i 650°C;
- basso peso specifico, compreso tra 2,66 e 2,85 gr/cm^3 ;
- elevatissima conducibilità elettrica e trasmissività termica;
- % di Alluminio maggiore del 95%;

Le differenze tra le diverse leghe sono straordinarie. La resistenza trazione ad esempio varia dai 650 kg/cm^2 della 1080-0 ai 5.800 kg/cm^2 della 7075-T6 (rapporto di 8,9). Il rapporto tra massa e caratteristiche meccaniche fanno sì che il materiale più utilizzato nelle industrie aerospaziali ed aeronautiche è oggi la lega di alluminio. La resistenza alla corrosione è altrettanto variabile da lega a lega. Per le leghe della serie 5000 e 6000, che nella denominazione commerciale italiana vanno sotto il nome di PERALUMAN ed ANTICORDAL questa caratteristica è classificata ai massimi livelli. Le leghe 2000 e 7000, rispettivamente AVIONAL ed ERGAL, sono invece classificate con resistenza alla corrosione da insufficiente a pessima. Le leghe di alluminio da utilizzare in ambienti particolarmente

corrosivi devono quindi appartenere al primo gruppo.

Queste due leghe, che nella designazione internazionale vengono oggi classificate come 5000 e 6000, hanno in comune la presenza del magnesio nella composizione chimica, che varia dall'1 al 5%. Con la presenza di altri elementi quali il silicio ed il manganese (che non superano mai l'1%), e soprattutto con trattamenti termici ed incrudimento, le caratteristiche tecnologiche vengono ottimizzate per raggiungere il massimo risultato nell'ambito della particolare applicazione. Nella figura che segue sono riportati le caratteristiche delle principali leghe di alluminio al variare degli elementi alleganti.

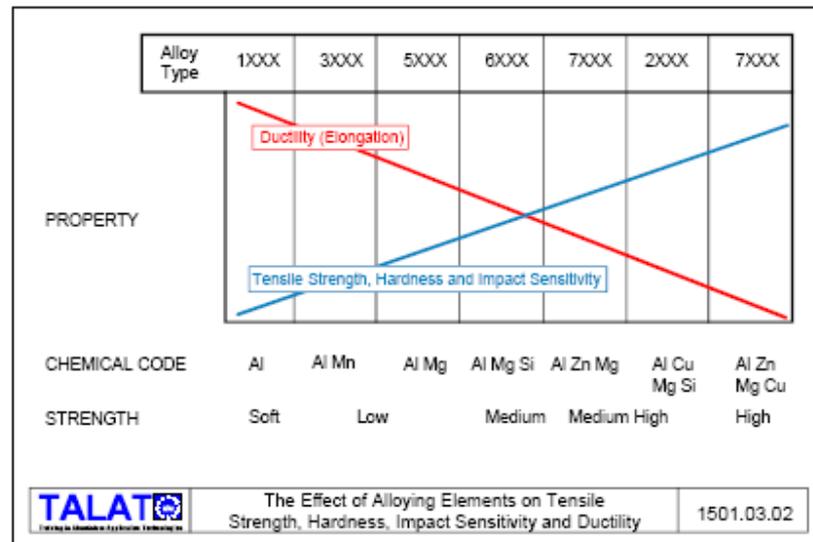


Figura 1.1- Effetto degli elementi alliganti sulle proprietà meccaniche.

1.1. Proprietà fisiche, meccaniche e tecnologiche

L'alluminio ottenuto dalle celle elettrolitiche, detto *alluminio di prima fusione*, ha un titolo compreso tra 99 e 99.9% (in media 99.5%). Questo costituisce il materiale di partenza per la produzione delle leghe di alluminio. L'alluminio raffinato a titolo

elevato (o *di seconda fusione*) è invece destinato ad impieghi in campo decorativo, per la produzione di alcune leghe speciali o per applicazioni in cui il problema della corrosione sia particolarmente importante.

La tabella 1.1 mostra le peculiari proprietà di quattro tipi di alluminio puro: esso viene indicato col simbolo “AP” seguito da un numero, legato al titolo del metallo puro; ad esempio AP-5 indica un tipo di Al (tipo elettrico) puro al 99.5%.

I quattro tipi di Al considerati sono:

- 1) AP, ovvero un campione estremamente puro (99.99%);
- 2) AP-8, ovvero un metallo estremamente puro, ma di scarso interesse industriale (99.8%);
- 3) AP-5, tipologia di Al di purezza elettrica, adatto per realizzare conduttori elettrici (99.5%);
- 4) AP-0, è Al commercialmente puro, adatto agli usi più disparati (99%).

Proprietà (a 20°C)	Valori per campioni dei sottoindicati titoli :			
	99.996	99.8 (AP-8)	99.5 (AP-5)	99 (AP-0)
Temperatura di fusione (°C)	660.2	659	658	657
Calore latente di fusione (kJ/kg)	396	-	389	389
Calore specifico (J/kg·K)	929	921	921	921
Conducibilità termica (ricotto)(W/m·K)	221.9	209.3	209.3	209.3
Resistività (ricotto) Resistività (incrudito H70)	2.65	2,72÷2,76	2,74÷2,78	2,80÷2,95
Conducibilità elettrica (ricotto)	37,7	36,5	35,7	34,9
Idem incrudito a freddo	-	-	34,5	30,5
Idem getti (m/Ω·mm ²)	-	-	33,3	-
R _m (ricotto) (N/mm ²)	45	50÷80	70÷90	70÷100
Idem incrudito a freddo	110	110÷150	130÷180	140÷200
R _{s0.2} (ricotto) (N/mm ²)	15	20÷40	25÷50	25÷50
Idem incrudito a freddo (H70)	106	90÷150	120÷160	130÷170
Allungamento % A (ricotto)	48	40÷60	30÷55	30÷50
Idem incrudito a freddo (H70)	6	4÷10	4÷9	4÷8
Idem getti	-	-	20÷30	-
HB (0.102P=5D ²)	16	15÷22	18÷25	20÷27
Idem incrudito a freddo (H70)	27	30÷40	35÷45	40÷50
Idem getti	14	20	35	38
E (N/mm ²)	67000	68000	69000	70000
G (N/mm ²)	27000	27000	27000	27000

Tabella 1.1 - Proprietà dell'alluminio puro.

Il grado delle impurezze di diversa natura che possono essere tollerate nelle varie tipologie di alluminio dipende ovviamente dallo scopo per cui il metallo viene prodotto. Le proprietà fondamentali dell'alluminio sono:

- a) ottima conducibilità elettrica σ_{el} e termica k ;
- b) basso peso specifico;
- c) resistenza alla corrosione (si passiva con Al_2O_3).

Gli andamenti di k e della σ_{el} sono paragonabili, nel senso che se un elemento di impurezza fa calare le proprietà elettriche, in generale, fa diminuire anche quelle termiche. Per quanto riguarda la conduttività termica (elettrica), si può valutare l'influenza delle principali impurezze presenti nell'alluminio su di essa, tenendo conto del fatto che ciascun elemento esercita una diversa influenza.

Questi si dividono in :

- elementi con minimo effetto su k : Ni, Si, Zn, Fe;
- elementi con medio effetto su k : Cu, Ag, Mg;
- elementi che influenzano molto k : Ti, V , Mn, Cr.

Di particolare importanza, per quello che riguarda la conducibilità termica, è il rapporto Fe/Si: si è infatti verificato sperimentalmente che per garantire la massima conducibilità termica nell'alluminio tale rapporto deve mantenersi costante e pari a 1.5; in caso contrario la conducibilità cala vistosamente. Questo comportamento si deve alla formazione di un composto intermetallico, che se presente in fase dispersa nella lega (e per questo serve una certa quantità di Fe), sottrae una certa quantità di impurezze migliorando k ; in caso contrario questo miglioramento non si ottiene.

Il peso specifico rappresenta un secondo punto cruciale per l'alluminio e le sue leghe, e quindi sarà bene valutare come la presenza di impurezze fa variare il peso specifico nell'alluminio puro.

Come in precedenza gli elementi si dividono in base alla loro capacità di alzare o di abbassare il peso specifico dell'Al:

- elementi che alzano il peso specifico: Pb, Cu, Ni, Fe, Mn, Zn;
- elementi che abbassano il peso specifico: B, Si, Be, Mg, Li.

La proprietà dell'alluminio di passivarsi, ossia di ricoprirsi di un leggero strato di ossido (Al_2O_3) estremamente aderente ed impermeabile, lo protegge da un ulteriore attacco e quindi dalla corrosione. Uno strato più spesso e di notevole durezza si può creare elettroliticamente. In generale la resistenza alla corrosione, e quindi la tendenza a passivarsi, è proporzionale al grado di purezza dell'alluminio. Passiamo ora ad analizzare le proprietà meccaniche dell'alluminio: nella tabella 1.2 sono segnalate le principali caratteristiche dell'alluminio e di una delle sue leghe (esattamente la G- $AlSi_2MnMg$) insieme a quelle di altri materiali, citati per confronto.

	Unità di misura	Al	G- $AlSi_2MnMg$	Mg	Cu	Fe	Ti
Densità δ	Kg/m^3	2700	2640	1660	8720	7730	4410
Coefficiente medio di dilatazione termica lineare λ	$mm/m \cdot K$	24	23	26	16,5	12	8,5
Conducibilità termica k	$W/m \cdot K$	235	167	160	400	80	22
Carico di rottura (di snervamento) R_m (R_s)	MPa	70 (30-40)	230-300 (200-280)	180	50	250	540 (280)
Allungamento % $A_{\%}$	%	50	1-3	10	50	50	20
Durezza Brinell	HB	18	90-105	35	87	60	72
Modulo di elasticità E	MPa	67500	72000	42000	130000	210000	107500
Resistenza specifica R_m / δ	$Pa/(Kg/m^3)$	2,6E4	10E4	11E4	5,7E3	3,2E3	12E4

Tabella 1.2 - Proprietà fisiche e meccaniche di alcuni metalli.

Date le caratteristiche meccaniche mediocri l'alluminio puro trova assai scarse applicazioni come materiale da costruzione: l'unico modo per aumentare le

proprietà meccaniche dell'alluminio commercialmente puro è l'incrudimento.

Largamente impiegate sono invece le sue leghe, comunemente indicate come *leghe leggere*, che presentano in genere proprietà nettamente superiori a quelle del metallo puro e le cui caratteristiche possono essere spesso ancora migliorate attraverso opportuni trattamenti termici (si passa da valori di 50÷170 MPa per R_m dell'alluminio commercialmente puro, a valori di 500÷600 MPa per R_m delle leghe). Si arriva quindi ad avere le proprietà tipiche degli acciai comuni, risparmiando in peso (e quindi migliorando in efficienza).

Queste leghe, similmente al metallo puro, possiedono basso peso specifico e, generalmente, buona conducibilità termica. In virtù però dell'elevata resistenza raggiungibile presentano, a differenza del metallo puro, una resistenza specifica particolarmente elevata: ad esempio, si evince la superiore resistenza specifica allo snervamento per unità di massa della lega di alluminio sopraccitata G-AlSi2MnMg 6061-T6 (10E4) rispetto a quella media di un normale acciaio (circa 7E4).

Il modulo elastico delle leghe di alluminio dipende dagli elementi contenuti:

Ni, Fe, Cu, Si, Mn danno luogo ad un aumento del modulo di Young nella lega, proporzionale al rispettivo modulo E. Il magnesio, che normalmente fa diminuire il modulo elastico della lega, ha effetto opposto qualora questa venga sottoposta a particolari trattamenti. È inoltre da segnalare che, in virtù del tipo di reticolo caratteristico dell'alluminio, esso presenta un comportamento favorevole per gli impieghi a bassa temperatura. Al diminuire della temperatura, infatti, la resilienza (l'energia immagazzinabile a rottura) sia dell'alluminio che delle sue leghe, non varia apprezzabilmente mentre la duttilità e la resistenza meccanica crescono per quasi tutti i materiali. Risulta essere notevole anche il

coefficiente di dilatazione termica lineare (doppio di quello del ferro) al quale occorre rivolgere la massima attenzione quando siano da realizzare accoppiamenti con materiali diversi esposti a variazioni termiche.

L'alluminio, e le sue leghe in varia misura in funzione dei leganti introdotti, presenta notevoli caratteristiche di imbutibilità, duttilità, malleabilità: esso cioè si presta in modo particolare a tutte le operazioni di lavorazione plastica sia a freddo che a caldo. Così i lingotti ottenuti in fonderia possono essere estrusi a barre, profilati o tubi, o laminati a caldo per ottenere lamiere o altre forme anche di grosso spessore. Gli estrusi possono essere trafilati a freddo fino ad ottenere le dimensioni desiderate. Così pure i laminati possono essere ulteriormente lavorati, ma a freddo, fino a raggiungere anche spessori di qualche millesimo di millimetro.

Altre operazioni di formatura, alle quali si presta l'alluminio senza difficoltà sono:

- a caldo, la fucinatura e lo stampaggio;
- a freddo, l'imbutitura e l'estrusione per urto.

La lavorazione all'utensile dell'alluminio non presenta difficoltà: devono però essere impiegate velocità di taglio elevate, per cui si richiedono macchine robuste.

La colabilità dell'alluminio, e in particolar modo delle sue leghe, è tale che questi metalli costituiscono una classica categoria di materiali da fonderia. A questo processo tecnologico, in virtù anche del maggior coefficiente di ritiro che esso presenta (1,8% analogo all'acciaio), l'alluminio puro si presta meno delle sue leghe.

La caratteristica tecnologica meno vantaggiosa di questo materiale, collegata alla sua affinità per l'ossigeno ed alle caratteristiche del suo ossido, è la non buona saldabilità, sicché l'unione di lamiere di alluminio è tuttora eseguita preferenzialmente tramite chiodatura o rivettatura.

1.1.1. Leghe di alluminio

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

Pur essendo numerosi i metalli con sufficiente affinità ed in grado di formare leghe con l'alluminio (ad es.: Ag, Cu, Si, Mg, Mn, Fe, Ti, Ni, Zn, Sn, Be, Cr), solo alcuni di essi trovano applicazioni come veri e propri leganti. Sono da considerare *leganti* quegli elementi che caratterizzano la lega, ossia ne determinano e ne definiscono le proprietà (meccaniche, fisiche, ecc.) e le peculiarità. In pratica, i leganti dell'alluminio sono: Cu, Si, Mg, Zn e Mn. Essi possono essere aggiunti singolarmente per formare leghe binarie, o abbinati ad altri per formare leghe complesse. Di recente è stata messa a punto una lega avente come legante il litio (Li): tale lega, che presenta caratteristiche di grande interesse tecnico, è attualmente allo stadio delle prime applicazioni sperimentali e di caratterizzazione. Altri elementi possono essere aggiunti alle leghe di alluminio per modificarne o migliorarne le proprietà o le caratteristiche, con funzione quindi di *correttivi*. Tali elementi, pur non essendo necessari per definire le peculiarità tecniche di una lega, sono introdotti per ottenere modifiche strutturali, fisiche o tecnologiche come l'affinazione del grano, la neutralizzazione di alcune impurità nocive, l'innalzamento della temperatura critica di ricristallizzazione, il miglioramento della lavorabilità all'utensile, l'incremento di resistenza ad elevata temperatura.

Fra gli elementi utilizzati come correttivi nelle leghe di alluminio si ricordano: Mn, Fe, Ni, Ti, Sn, Cr, B, Zr. Tranne alcune eccezioni di scarsa rilevanza, tutti gli elementi metallici sono completamente solubili nell'alluminio allo stato liquido.

I vari elementi destinati alla preparazione di leghe binarie o complesse possono essere aggiunti sostanzialmente in due modi:

1. per introduzione diretta dell'elemento nell'alluminio fuso;
2. per introduzione nell'alluminio fuso di una lega sempre di alluminio, generalmente binaria, precedentemente realizzata e contenente il legante nella massima percentuale possibile, compatibilmente con la temperatura di fusione conseguente. Questa lega è detta "*lega madre*".

Il primo metodo è impiegato per quegli elementi che presentano punto di fusione inferiore o uguale a quello dell'alluminio, ossia Sn, Zn, Mg. Oltre a questi, questa tecnica è impiegata anche per il silicio che, pur presentando un punto di fusione assai più elevato (1414°C) dell'alluminio, viene introdotto e rapidamente si discioglie in alluminio surriscaldato (800-850°C).

Il secondo metodo viene applicato per tutti gli elementi che, pur disciogliendosi egualmente nell'alluminio fuso, in ragione principalmente della loro elevata temperatura di fusione, presentano una velocità di dissoluzione piuttosto bassa.

La lega madre può essere ottenuta con diversi sistemi:

- introduzione di Al solido in legante fuso;
- introduzione di legante solido in Al fuso;
- miscela di liquidi di Al e di legante;
- riduzione con Al di un composto del legante.

La lega madre risultante, indipendentemente dal metodo di fabbricazione, deve presentare alcune caratteristiche essenziali per il suo impiego nella costruzione della lega d'alluminio finale. Essa deve avere infatti punto di fusione prossimo a quello dell'alluminio ed una struttura omogenea, quanto più possibile esente di segregazioni e dotata di stabilità chimica.

Quando la lega madre si presenta fragile sono evidentemente facilitate le operazioni pratiche di dosaggio.

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

Le leghe di alluminio possono essere utilizzate sotto forma di getti oppure di semilavorati per deformazione plastica. In ogni caso esse provengono dalla fusione (con l'aggiunta dei leganti e dei correttivi previsti) e successiva colata in forme opportune. La lega primaria fusa viene colata in pani se destinata alla fonderia, o in lingotti o placche se destinata alle lavorazioni plastiche: tali ultime forme possono essere ottenute per colata in lingottiere metalliche (ricordiamo che per la fusione di 1000 kg di alluminio è necessaria una energia equivalente di 300 kWh). Tuttavia, per motivi economici e di produttività, attualmente è utilizzato soprattutto il metodo della colata (continua o semicontinua) in acqua:

tale sistema presenta anche alcuni vantaggi tecnici quali una minor dimensione dei grani del lingotto, dato il rapido raffreddamento, una più fine dispersione dei componenti e la riduzione delle porosità e dei ritiri; per contro, aumentano i pericoli legati all'insorgere di cricche nel lingotto.

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

- leghe da lavorazione plastica;
- leghe da fonderia.

Tale distinzione, associata alle tecnologie di trasformazione, è solo in parte giustificata teoricamente, in quanto essa risponde soprattutto a criteri pratici: così

nel primo gruppo sono comprese leghe destinate a lavorazioni per deformazione plastica sia a caldo che a freddo (laminazione, fucinatura, trafilatura, estrusione, imbutitura, ecc.) mentre nel secondo gruppo rientrano leghe destinate alla realizzazione di getti per colata in terra, in forma metallica o sotto pressione. A queste distinzioni, come si vedrà più in dettaglio nei successivi paragrafi, si sovrappongono altri criteri di classificazione.

1.1.2. Classificazione delle leghe di alluminio: generalità

Come accennato in precedenza, le leghe di alluminio vengono comunemente classificate in funzione della trasformazione tecnologica cui sono destinate: da lavorazione plastica o da fonderia.

A tale suddivisione, si sovrappongono altri criteri di classificazione:

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

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

- *Leghe Al-Si* (e derivate Al-Si-Mg, Al-Si-Cu, ecc.): caratterizzate da buona colabilità;
- *Leghe Al-Cu* (e derivate Al-Cu-Mg, Al-Cu-Si, ecc.): caratterizzate da alta resistenza meccanica, in particolar modo a caldo;

- *Leghe Al-Mg* (e derivate Al-Mg-Mn, Al-Mg-Si): caratterizzate da buona resistenza alla corrosione, attitudini alle lavorazioni plastiche e all'utensile e ottima saldabilità;
- *Leghe Al-Zn* (e derivate): caratterizzate da notevoli proprietà ad alta temperatura;
- *Leghe Al-Sn*: caratterizzate da proprietà antifrizione;
- *Leghe Al-Mn-Ni*: caratterizzate da elevate proprietà ad alta temperatura;
- *Leghe Al-Mn* (e Al-Mn-Mg): caratterizzate da buona lavorabilità per deformazione plastica.

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

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

Ciò deriva dalla disponibilità o meno delle leghe ad essere indurite tramite un opportuno trattamento termico chiamato appunto *bonifica*. Nel caso di leghe non bonificabili, incrementi di durezza sono possibili solo tramite lavorazioni plastiche a freddo o più in generale tramite incrudimento del materiale.

Le leghe non suscettibili di bonifica, sono quelle contenenti magnesio, manganese, silicio, insieme all'alluminio puro: il calore generato dalla saldatura, potrebbe annullare gli effetti di incrudimento, causando un abbassamento della durezza delle zone che subiscono l'alterazione termica.

Le leghe bonificabili (trattate in maniera più approfondita nel seguito), invece, possono trarre giovamento da un trattamento termico, e gli effetti termici della saldatura possono favorire in certi casi un ulteriore incremento di durezza.

In relazione agli impieghi caratteristici delle varie leghe è possibile la seguente classificazione:

- *leghe per usi generali*: impiegate laddove prevalgono esigenze di carattere fisico-meccanico;
- *leghe resistenti a caldo*: destinate alla realizzazione di componenti per i quali si prevede un utilizzo a temperature superiori a quelle normali (al di sopra dei 100°C);
- *leghe resistenti alla corrosione*: utilizzate per la realizzazione di componenti per i quali è previsto un impiego in ambienti particolarmente aggressivi;
- *leghe per usi speciali*: previste per l'impiego in casi del tutto particolari e specifici (leghe antifrizione, per bruciatori, ecc.).

Si può inoltre menzionare il fatto che, così come avviene per gli acciai, i vari produttori attribuiscono un proprio nome alle diverse leghe.

1.1.3. Designazioni convenzionali

La UNI classifica le leghe per getti e da lavorazione plastica indicandole rispettivamente tramite le lettere "G" o "P", secondo le definizioni che verranno ora precisate, seguite da una simbologia legata ai vari leganti (ed eventuali elementi correttivi aggiunti) ed al loro tenore. I vari tipi di lega sono individuati dall'elemento preponderante, mentre la presenza di altri elementi correttivi determina poi, nell'ambito del singolo tipo, il genere della lega. Attualmente i vari elementi di alligazione vengono indicati col loro simbolo chimico; nel passato, invece, si utilizzavano dei simboli convenzionali come di seguito indicato

Elemento	Simbolo chimico	Simbolo convenzionale
Alluminio	Al	A
Antimonio	Sb	B
Berillio	Be	L
Cobalto	Co	K
Cromo	Cr	R
Ferro	Fe	F
Magnesio	Mg	G
Manganese	Mn	M
Nichel	Ni	N
Piombo	Pb	P
Rame	Cu	C
Silicio	Si	S
Stagno	Sn	E
Titanio	Ti	T
Vanadio	V	V
Zinco	Zn	Z

Tabella 1.3- Designazioni convenzionali.

1.1.3.1 Designazione delle leghe leggere da fonderia (UNI 3039)

Ai fini della designazione , le leghe leggere da fonderia si classificano in:

- leghe allo stato di pani o lingotti;
- leghe allo stato di getti.

Le leghe allo stato di pani o di lingotti, sono leghe che provengono direttamente da alluminio di prima fusione a cui, con l'aggiunta di leghe madri, sono stati aggiunti altri

elementi a seconda del tipo di lega.

Esse, destinate ad essere rifuse per fabbricare getti, sono designate con la lettera “B” , seguita dai simboli chimici degli elementi che caratterizzano la lega, nonché da un numero che indica la percentuale dell’elemento aggiunto ritenuto più rilevante.

Le leghe allo stato di getti, invece, sono leghe provenienti dalla rifusione di leghe in pani e quindi colate in pezzi della forma definita.

Esse, a seconda del tipo di forma in cui sono colate, sono designate con le seguenti sigle iniziali:

- G_S , per i getti colati in sabbia;
- G_C , per i getti colati in conchiglia;
- G_P , per i getti colati a pressione.

A questa sigla iniziale si fa quindi seguire le sigle degli elementi chimici che caratterizzano la lega e la relativa percentuale, analogamente a quanto stabilito per le leghe in pani o lingotti.

Oltre a ciò, la designazione può essere completata dalle seguenti lettere a seconda del trattamento termico subito dal getto:

- R, per la ricottura;
- B, per la bonifica;
- T, per la tempra con raffreddamento in acqua;
- Tb, per la tempra con raffreddamento in acqua bollente;
- To, per la tempra con raffreddamento in olio;
- Ta, per la tempra con raffreddamento in aria soffiata;
- N, per invecchiamento naturale dopo la tempra;
- A, per invecchiamento artificiale dopo la tempra.

Così, ad esempio, l'indicazione G_c-AlCu4NiMgTi-TA , in base a quanto sopra detto, individua una lega grezza di colata in conchiglia, contenete il 4% di rame, nichel, magnesio e titanio, temprata e invecchiata artificialmente.

Oltre a questo tipo di indicazione, per le leghe da fonderia, si fa cenno a un sistema di designazione ANSI di tipo numerico (ripreso dalla UNI 7426) : secondo questo metodo la lega viene indicata tramite quattro cifre le quali incorporano una separazione decimale la cui funzione è quella di identificare la forma del semilavorato, ossia se esso è in forma di getto o di lingotto.

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

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

In figura seguente sono riportate le designazioni delle principali leghe di alluminio:

Aluminium Alloy Designation System (CEN)						
		Major alloying element	Atoms in solution	Work hardening	Precipitation hardening	
WROUGHT ALLOYS*) EN AW-	1XXX	None (min. 99.00% Al)		X		Non-heat treatable alloys
	3XXX	Mn	X	X		
	4XXX	Si	X	X		
	5XXX	Mg	X	X		
	2XXX	Cu	X	(X)	X	
	6XXX	Mg + Si	X	(X)	X	
	7XXX	Zn	X	(X)	X	
	8XXX	Other	X	(X)	X	
	9XXX0	Master Alloys				

CASTING ALLOYS*) EN AB- EN AC- EN AM-	1XXX0	None (min. 99.00% Al)				*) letters preceding the alloy numbers have the following meaning EN = European Standard A = Aluminium B = Ingot C = Cast Alloy M = Master Alloy W = Wrought Alloy
	2XXX0	Cu				
	4XXX0	Si				
	5XXX0	Mg				
	7XXX0	Zn				
	8XXX0	Sn				

Sources: according to EN 573; prEN 1780

	Aluminium Alloy Designation System	1501.03.01
---	------------------------------------	------------

Fig. 1.2- Designazione delle leghe di Alluminio.

Per le leghe dalla 2xx.x alla 8xx.x, il gruppo di lega è determinato dal legante presente in percentuale maggiore, eccetto il caso in cui la composizione esistente qualifica la lega come una modificazione di una precedente lega già designata. Se la percentuale maggiore è comune a più di un elemento legante, il gruppo della lega è determinato dall'elemento che viene prima nella sequenza. Le seconde due cifre individuano la specifica di lega di alluminio o, nel caso di alluminio non legato (serie 1xx.x) la purezza.

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

Le modificazioni della lega originaria o i limiti di impurezze per l'alluminio non legato, sono indicate da lettere che precedono le quattro cifre di designazione. Le lettere sono date in ordine alfabetico partendo dalla lettera A ma omettendo la I, la O, la Q e la X. Quest'ultima in particolare è riservata alle leghe sperimentali.

Come nel caso precedente è possibile aggiungere indicazione sull'eventuale trattamento termico. Per le leghe da fonderia, non esiste ancora una designazione internazionale utilizzata in tutti i Paesi: negli USA, ad esempio, esistono tre diverse normative (TM, SAE, AMS) basate su criteri diversi.

1.1.3.2. Designazione delle leghe da lavorazione plastica (UNI 3565)

Le leghe leggere da lavorazione plastica, ai fini della designazione, si classificano in:

- leghe allo stato grezzo (pani, lingotti, placche, ecc.);
- leghe allo stato semilavorato (laminati, estrusi, fucinati, stampati, trafilati).

Leghe allo stato grezzo sono leghe provenienti direttamente dall'alluminio di prima fusione, a cui sono stati aggiunti altri elementi chimici e destinate ad essere sottoposte a lavorazioni plastiche a freddo e a caldo. Esse si designano con la lettera iniziale "P", seguita dai simboli degli elementi chimici che caratterizzano il tipo di lega. Leghe allo stato semilavorato, sono quelle che hanno già subito delle deformazioni plastiche, per cui si designano con le seguenti lettere iniziali:

- P_L, per le leghe in forma di laminati;
- P_E, per le leghe in forma di estrusi;
- P_F per le leghe in forma di fucinati;
- P_T, per le leghe in forma di trafilati;
- P_S, per le leghe in forma di stampati.

Alle lettere iniziali si fanno poi seguire, analogamente alle leghe allo stato

grezzo, i simboli chimici degli elementi caratterizzanti la lega con la percentuale dell'elemento più importante.

Infine, anche per queste leghe la designazione può essere completata con le indicazioni del trattamento termico subito, usando le sigle già viste in precedenza.

Per le leghe da lavorazione plastica può inoltre essere presente, a differenza delle leghe da colata, l'indicazione del grado di incrudimento convenzionale segnalato dalla lettera "H" seguita da un numero a due cifre indicante il grado percentuale di incrudimento. Così ad esempio, la designazione PT- AlSi1Mg-TAH20 individua una lega di alluminio con l'1% di silicio, contenente magnesio, trafilata, temprata in acqua ed invecchiata artificialmente e quindi incrudita del 20%.

Anche per le leghe da lavorazione plastica si fa cenno alla designazione numerica, vista la larga diffusione che questa ha nella pratica. Ci riferiamo alla designazione convenzionale della Aluminium Association (A.A.) americana, un organo fra fabbricanti di alluminio e sue leghe. Considerato che l'alluminio tecnico contiene sempre impurezze di vario genere (Fe, Si, ecc.) sottoforma di composti generalmente poco solubili, e che in certi casi alcuni elementi sono presenti in piccola quantità per motivi particolari e specifici, esso viene considerato, nello schema seguente, alla stregua di una lega.

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

- 1xxx: individua l'**alluminio puro o tecnico**, con percentuale uguale o superiore al 99.00%.
- 2xxx: individua come alligante principale il **rame** (Al-Cu, Al-Cu-Mg, Al-Cu-Mg-Si). Principale esponente di questa classe è la lega 2024

(UNI 3565 AlCu4Mg1) che ha come elementi di alligazione : 4.5% Cu, 1.5% Mg e 0.6% Mn.

- 3xxx: individua come elemento principale di alligazione il **manganese** (Al-Mn, Al-Mn-Mg, Al-Mn-Si) e trova svariati impieghi per lavorazioni plastiche. Le leghe al manganese presentano elevate temperature di rammollimento e fusione, ed hanno buone doti di formabilità nella fabbricazione di lamiere ad elevato allungamento.
- 4xxx: individua come alligante principale il **silicio** (Al-Si) che è, dopo il ferro, l'impurezza più importante dell'alluminio puro.
- 5xxx: il principale elemento di alligazione è il **magnesio** (Al-Mg), che conferisce alla lega particolari doti di resistenza alla corrosione.
- 6xxx: costituisce un ibrido tra la 4xxx e la 5xxx, in quanto i principali elementi di alligazione sono **magnesio e silicio** (Al-Mg₂-Si). Tale classe è idonea ai trattamenti termici con lo scopo di realizzare la formazione desiderata di precipitati, tali da migliorare le caratteristiche meccaniche. La più diffusa di tale classe è la lega 6061 (P-AlMg₁SiCu 0.60% Si, 0.30% Cu, 0.20% Cr) che contiene anche del rame, per migliorarne ulteriormente le caratteristiche meccaniche, e del cromo per controllarne la struttura intergranulare. Tale lega costituisce un ottimo compromesso tra caratteristiche meccaniche, saldabilità e resistenza meccanica, rendendola idonea alla lavorazione plastica, ai trattamenti termici e all'utilizzo strutturale.
- 7xxx: il principale alligante di questa classe è lo **zinco** (Al-Mg-Zn₂ e complesso Al-Mg-Zn-Cu), che ha lo scopo di migliorare la resistenza e la durezza dell'alluminio puro. Con l'aggiunta di altri alliganti (Mg, Cu, Cr) si evitano i problemi di bassa resistenza a corrosione e a caldo. Tali leghe, come la 7075, hanno una buona lavorabilità all'utensile e sono in genere autotemperanti, ossia induriscono per invecchiamento naturale. Ciò consente loro di recuperare, anche

senza ulteriore trattamento termico, fino all'80% delle caratteristiche originali nella zona termicamente alterata della saldatura. Questo richiede periodi piuttosto lunghi (fino a tre mesi):

se la giunzione saldata è sottoposta ad un nuovo invecchiamento artificiale, il ripristino delle caratteristiche meccaniche originarie può essere completo. Un grosso problema di queste leghe è la pessima saldabilità, ancora peggiore di quella delle 2xxx, imponendone di fatto i collegamenti mediante rivettatura, con l'insorgere di lesioni per fatica nonché di inevitabili irregolarità e discontinuità dimensionali della superficie nelle zone interessate dal collegamento.

- 8xxx: questa classe comprende quali principali elementi di alligazione lo **stagno** (Al-Sn), per ottenere leghe con basso coefficiente d'attrito (leghe antifrizione indicate come Lubral), oppure, più importante, il **litio** (Al-Li), ottenendo straordinarie caratteristiche meccaniche e ottima resistenza criogenia (alle basse temperature).
- 9xxx: leghe particolari.

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

La seconda cifra definisce le eventuali varianti della lega originaria cui è riservato il numero "0": è quindi riservata alla individuazione della composizione chimica. Le ultime due cifre individuano le singole leghe comprese nell'ambito del gruppo. Per il primo gruppo, invece, le ultime due cifre indicano il grado di purezza dell'alluminio:

ad esempio, la lega 1050 corrisponde ad un alluminio tecnico contenente il 99.50% di alluminio

1.2. Leganti dell'alluminio di maggior interesse

In seguito si analizzeranno i più diffusi leganti dell'alluminio tra cui:

- Rame
- Silicio
- Magnesio

1.2.1. Rame

Bisogna distinguere le leghe binarie, costituite solo da Al e Cu, dalle leghe complesse, dove il rame è l'elemento legante principale, accompagnato però da quantitativi minori di svariati altri elementi.

Il diagramma di equilibrio della lega Al-Cu è rappresentato nella figura 1.3, limitatamente alla parte di maggiore interesse per lo studio delle leghe di alluminio.

Questo diagramma, a due componenti, è la porzione di un tipico diagramma che riflette una miscibilità completa allo stato liquido e una miscibilità parziale allo stato solido.

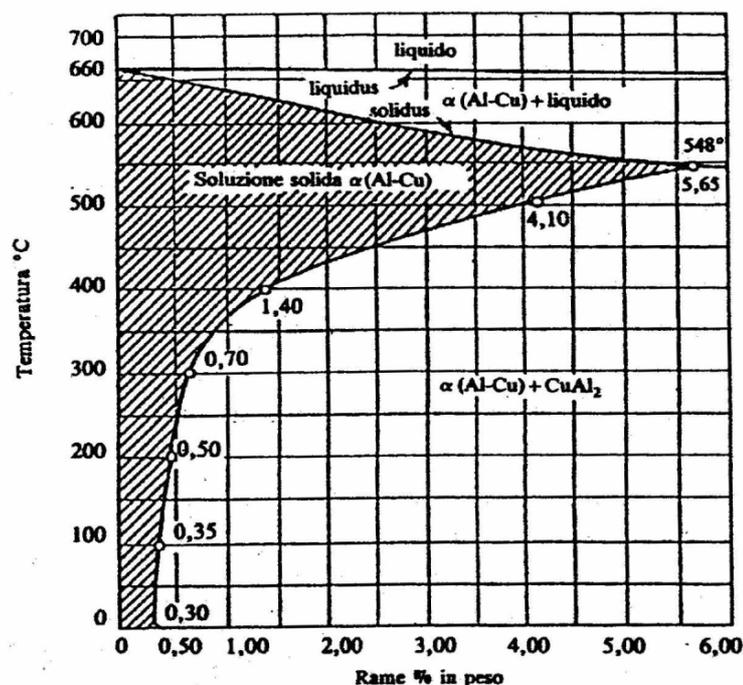


Figura 1.3- Diagramma di equilibrio (parziale) Al-Cu.

Il rame a temperatura ambiente presenta una solubilità nell'alluminio dello

0.30% e forma una soluzione solida monofasica denominata α . Al di sopra di tale percentuale, si forma una struttura mista di soluzione α e del composto CuAl_2 (contenente circa il 54% di Cu) estremamente fragile. Si ha un eutettico fra questo composto e la soluzione α per una concentrazione del 33% di Cu. Il CuAl_2 fonde alla temperatura di 548°C: a questa temperatura si ha ovviamente la massima solubilità del rame nell'alluminio (5.65%).

Il rame, data anche la forma del diagramma, forma leghe "bonificabili". Dal punto di vista meccanico, la principale influenza del rame è un aumento della resistenza e della durezza (misura della deformazione plastica; elevata durezza = elevato snervamento) dipendente dalla quantità presente in lega. Questo effetto può essere praticamente sfruttato solo fino a tenori massimi di rame del 12% circa, in quanto al di sopra di tale valore la lega presenta una fragilità tale da rendere impossibile ogni applicazione pratica. La buona resistenza meccanica della lega col rame si mantiene anche a temperature elevate: per questo motivo e leghe di alluminio-rame sono utilizzate per impieghi a caldo, ossia a temperature superiori ai 100°C.

Caratteristica negativa di tali leghe è lo scadimento della resistenza alla corrosione, anche se il legante è contenuto in piccole percentuali. Inoltre, tali leghe sono caratterizzate da bassa saldabilità, tanto è vero che gli elementi strutturali sono solitamente collegati mediante rivettatura.

Per quanto riguarda le caratteristiche tecnologiche, il rame, se contenuto in tenori al di sotto del 2%, dà luogo ad una diminuzione della colabilità e ad un aumento della fragilità di ritiro. Questa sua influenza, però, si inverte quando il tenore di rame in lega supera il 5%.

La lavorabilità all'utensile della lega migliora con la presenza del rame, così pure, e specialmente quando trattasi di leghe bonificate, cresce la lucidabilità.

In generale il contenuto di rame nelle leghe da fonderia varia fra il 4 e il

10% (spesso vengono aggiunti altri elementi), mentre nelle leghe da lavorazione plastica non supera il 6% .

1.2.2. Silicio

Il silicio è uno dei più diffusi leganti dell'alluminio soprattutto in virtù delle particolari caratteristiche tecnologiche cui esso a luogo.

Come appare nelle figura 1.4, il silicio e l'alluminio allo stato liquido sono completamente miscibili, mentre la solubilità allo stato solido è assai scarsa a temperatura ambiente: essa raggiunge il massimo di 1.65% alla temperatura eutettica di 577°C. Silicio e alluminio danno luogo a soluzioni solide di Si in Al (α) e di Al in Si (β) le quali presentano un eutettico $\alpha + \beta$ alla temperatura citata (577°C) per un tenore di silicio dell'11.7%.

Le leghe Al-Si non danno risultati pratici col trattamento di bonifica. La presenza in lega del silicio fa aumentare in proporzione le caratteristiche di resistenza e di durezza della lega, senza che si riduca sensibilmente la sua duttilità: una lega eutettica, ad esempio, è ancora sufficientemente tenace.

Esso, inoltre, non ha rilevante influenza sulla resistenza alla corrosione della lega: a questo riguardo, i getti di lega Al-Si sono considerati di resistenza media.

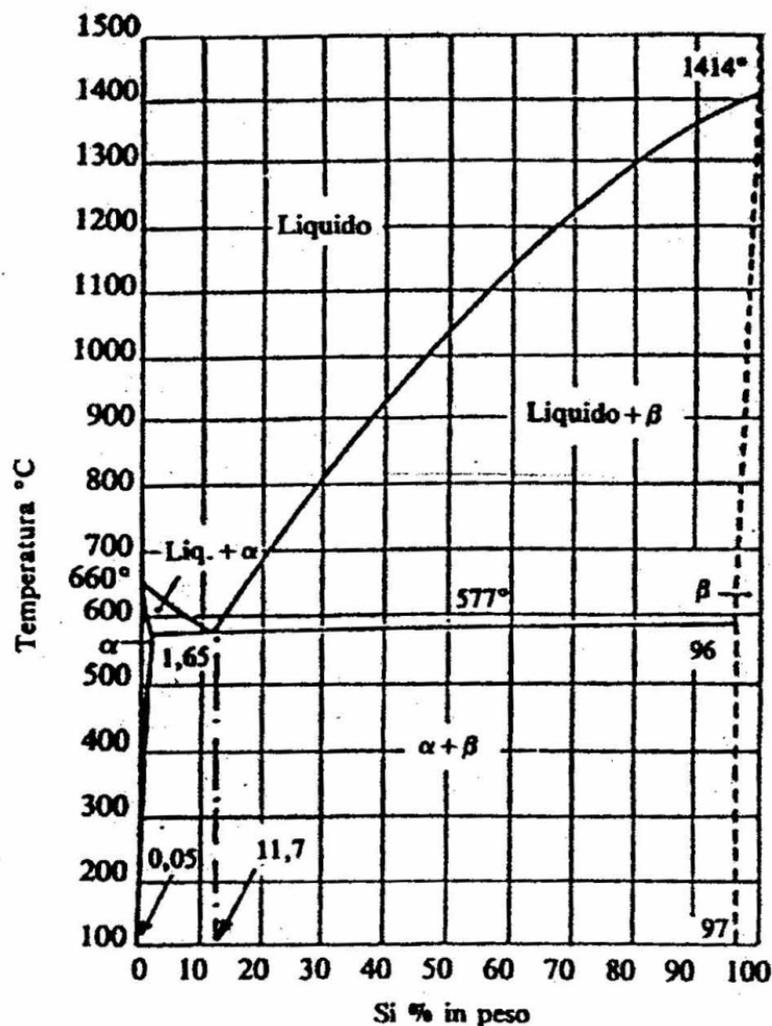


Figura 1.4 - Diagramma di equilibrio Al-Si.

La caratteristica preminente legata alla presenza di questo elemento è però l'alta colabilità, unita ad un sensibile abbassamento della fragilità di ritiro: questa consente di poter realizzare getti di disegno particolarmente complesso e vario, in quanto la particolare fluidità consente di raggiungere interstizi e spazi anche molto confinati. Il silicio, d'altro canto, ha effetto sfavorevole nei confronti delle lavorazioni all'utensile.

Le leghe di comune impiego hanno tenori di silicio compresi fra il 2 e il 15%.

Le leghe Al-Si, in particolare quelle con tenori prossimi alla composizione eutettica, sono soggette ad un fenomeno particolare che va sotto il nome di "modificazione", al quale si farà riferimento in seguito.

1.2.3. Magnesio

Il magnesio e l'alluminio sono completamente miscibili allo stato liquido. Il diagramma di stato del sistema binario Al-Mg è rappresentato nella figura 1.5. In esso è possibile rilevare che la solubilità del magnesio in alluminio a temperatura ambiente è del 2.95%, mentre la massima solubilità allo stato solido (15.3%) si registra a 451°C. Alluminio e magnesio, superando la solubilità allo stato solido dell'uno nell'altro, danno luogo a composti intermetallici corrispondenti alle formule:

- Al_3Mg_2 col 37% di Mg, indicato con β nel diagramma;
- Al_2Mg_3 col 57.7% di Mg, indicato γ nel diagramma.

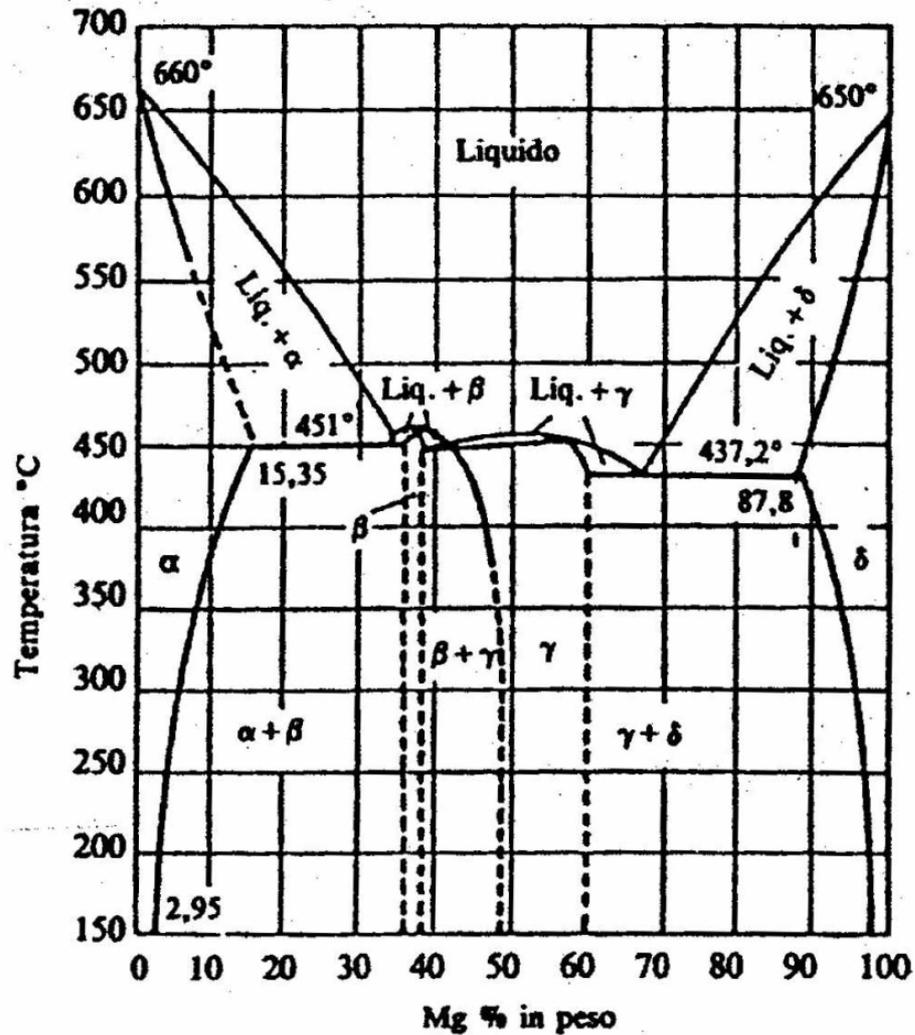


Figura 1.5 - Diagramma di equilibrio Al-Mg.

La forma del diagramma e la presenza di un composto intermetallico (®) suggerisce la possibilità di bonifica di questo tipo di leghe. In realtà, però, non si ottengono con tale trattamento apprezzabili miglioramenti. Il magnesio conferisce alla lega particolari doti di resistenza alla corrosione: da questo punto di vista, si è riscontrato che tali leghe presentano caratteristiche migliori anche dell'alluminio puro in presenza di ambienti alcalini o in ambiente marino. Al fine di migliorare le caratteristiche di resistenza alla corrosione di leghe contenenti tenori di magnesio superiori al 7%, alle volte viene eseguita una sorta di trattamento di tempra con lo

scopo di ottenere una struttura soprassatura monofasica α . Ciò non comporta miglioramenti determinanti di caratteristiche meccaniche (in genere solo un lieve aumento del carico di rottura).

Le leghe Al-Mg presentano una buona resistenza a caldo, anche se inferiore a quella delle leghe Al-Cu, ed hanno particolari doti di duttilità e lavorabilità, per cui si prestano particolarmente alle giunzioni mediante saldatura, purché praticate in assenza di ossigeno (quindi con gas inerte). Fino a tenori del 10% , il magnesio produce un generale aumento delle caratteristiche meccaniche.

Il magnesio condiziona negativamente il processo di fusione: esso, infatti, aumenta l'ossidabilità della lega allo stato fuso, per cui i getti più facilmente possono inglobare ossidi. Oltre a ciò, tale legante può ossidarsi in maniera preferenziale durante il processo, dando luogo a variazioni di composizione della lega. Oltre a questi difetti di carattere chimico, si registra in ogni caso una diminuzione della colabilità della lega ed un aumento della fragilità al ritiro. Ne risulta che le leghe contenenti tenori di magnesio superiori al 7% richiedono accurate tecniche da fonderia.

In linea generale le leghe da lavorazione plastica presentano un contenuto di magnesio che varia dall'1 al 5%, mentre quelle da fonderia dal 3 al 10%. In pratica, il magnesio viene introdotto in lega con l'alluminio fino a tenori massimi del 10-12%.

Il magnesio è un elemento assai utilizzato anche per la formazione di leghe ternarie con Cu, Si, Zn di grande impiego; in particolar modo la lega di Al-Mg-Si costituisce una importante classe di leghe da trattamento termico, impiegabili sia in fonderia che in lavorazione plastica, caratterizzate da elevate proprietà meccaniche associate a buona resistenza alla corrosione.

1.2.4. Zinco

Lo Zinco è, l'elemento che ha la solubilità più elevata nell'alluminio, e con esso forma un eutettico ad una concentrazione del 95% in peso di Zn alla temperatura di 382 °C: così, per quasi tutte le composizioni, si ha solidificazione di una soluzione solida primaria; al calare della temperatura il suo campo di stabilità crolla e si ha precipitazione di Zinco. Il diagramma di stato del sistema binario Al-Zn è rappresentato in figura 1.6.

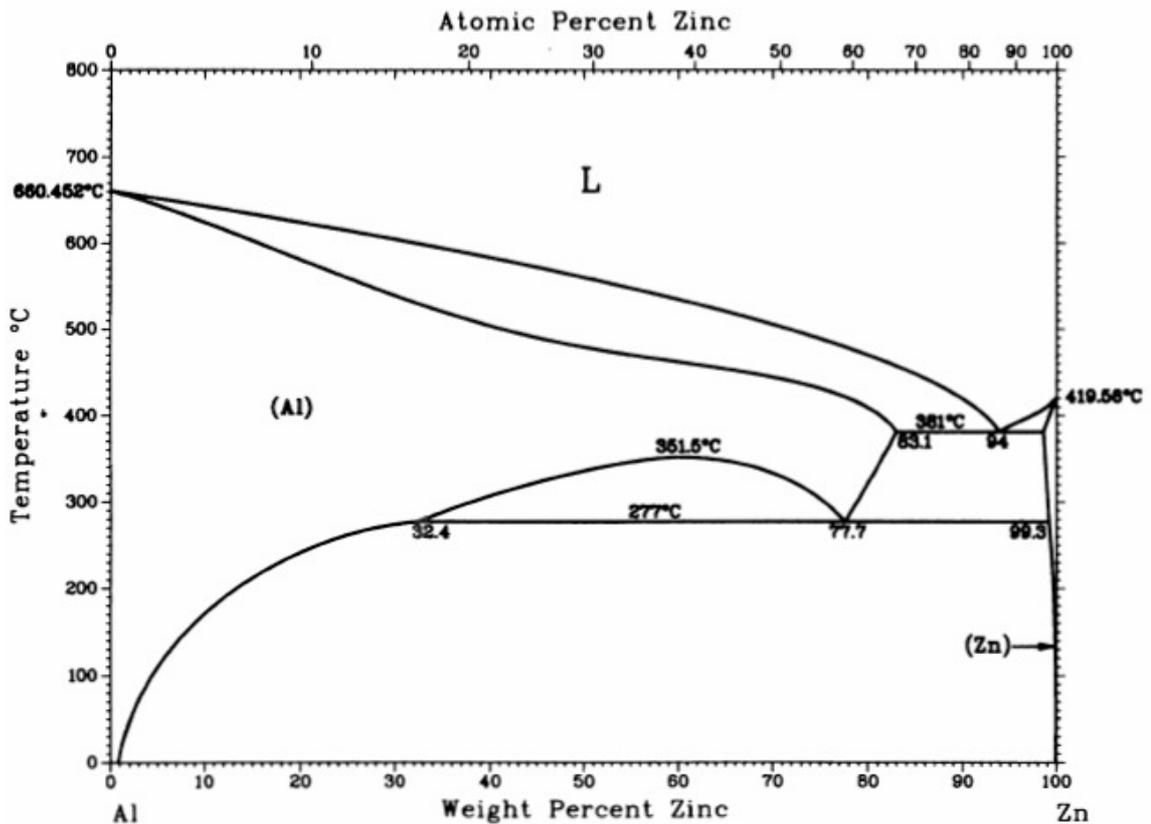


Fig. 1.6- Diagramma di equilibrio Al-Zn.

Generalmente le leghe binarie Al-Zn non vengono usate, ma vengono preferite leghe Al-Zn-Mg. Si tratta di leghe da trattamento termico; queste leghe sviluppano le caratteristiche meccaniche più elevate tra le leghe d'alluminio; lo zinco aumenta la resistenza e la durezza, oltre a favorire

l'autotemperabilità della lega. Le leghe Al-Zn-Mg, trattate termicamente, hanno la più elevata resistenza a trazione di tutte le leghe di alluminio. Le leghe con caratteristiche meccaniche più elevate possono presentare sensibilità a tenso corrosione; per questo motivo sono stati sviluppati trattamenti "stabilizzanti" specifici. Presentano buona lavorabilità alle macchine utensili e, nella maggior parte dei casi, scarsa saldabilità per fusione.

Vengono utilizzate per strutture aeronautiche e di mezzi di trasporto, ed in generale per parti molto sollecitate.

1.3. Modifiche strutturali delle leghe di alluminio

L'alluminio avrebbe degli usi strutturali molto limitati se non fosse possibile realizzare, a partire da esso, delle leghe: tramite l'unione con elementi leganti come Cu, Si, Mg, Mn, solubili, chi più chi meno, allo stato solido, si riesce ad ottenere il miglioramento, rispetto al metallo puro, di caratteristiche meccaniche, fisiche, tecnologiche, ecc. Vi è inoltre la possibilità di raggiungere ulteriori incrementi di talune proprietà mediante opportuni trattamenti che, proprio secondo determinate procedure, rendono la lega adatta a scopi specifici.

Le caratteristiche strutturali di una lega, in generale, oltre che dal tipo di legante, dalla sua specifica influenza e dal relativo diagramma di equilibrio, dipendono anche dalla successione degli stati di equilibrio che si raggiungono nel corso del raffreddamento, durante la solidificazione e successivamente in corrispondenza di variazioni di solubilità allo stato solido (ricordiamo che i leganti vengono aggiunti nell'alluminio fuso o in maniera diretta o tramite l'ausilio di una lega madre).

In questo contesto, è quindi evidente l'importanza che assume la velocità di raffreddamento sia allo stato liquido che allo stato solido nel determinare la formazione di strutture diverse.

La velocità di raffreddamento, durante la solidificazione, agisce direttamente sulla coalescenza dei costituenti e determina il verificarsi o meno di eventuali reazioni secondarie fra cristalli solidificati e liquido circostante.

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

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

In conclusione, per le leghe in genere e per quelle di alluminio in particolare, si può affermare che le caratteristiche strutturali (e quindi le proprietà meccaniche, fisiche, ecc.) sono legate alla composizione chimica della lega (legante e sua percentuale), dalla quale dipendono determinati equilibri strutturali, e alla eventuale modificazione di questi equilibri. La modificazione degli equilibri, come prima visto, può essere ottenuta mediante intervento sul liquido o sul solido: si possono perciò distinguere le seguenti modalità di modificazione strutturale:

- Con azione sul liquido:
 - ❖ Sono detti *trattamenti di modificazione*;
- Con azione sul solido:
 - ❖ Per via meccanica (*lavorazioni plastiche*);
 - ❖ Per via termica (*trattamenti termici*).

Per quanto riguarda i trattamenti di modificazione, è sufficiente ricordare che l'aumento della velocità di raffreddamento di un getto, nel caso in cui

non dia luogo a vere e proprie variazioni, è causa di affinamento della struttura, in quanto determina la formazione di un maggior numero di germi di cristallizzazione e, di conseguenza, minori accrescimenti di questi. Tutto questo è causa di miglioramenti di carattere meccanico, a patto che non sia compromessa l'integrità e la buona esecuzione del getto. L'aumento della velocità di raffreddamento si può ottenere con fusione in conchiglia, anziché in terra, garantendo una più rapida asportazione di calore, o con l'introduzione nella lega fusa di elementi che non rientrano nella lega (quali Stronzio e Antimonio), in grado di modificare la struttura cristallina della lega.

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

1.3.1. Meccanismi di Indurimento

La deformazione plastica dei metalli inizia quando si raggiunge il loro limite di snervamento. Per "indurire" i metalli è necessario bloccare o rallentare il movimento delle dislocazioni. Le dislocazioni sono difetti reticolari monodimensionali che permettono ai piani di massimo addensamento del reticolo metallico di scivolare l'uno sull'altro con uno sforzo molto più basso rispetto a quello che sarebbe necessario se il reticolo fosse perfetto (vedi figura 1.7 e figura 1.8).

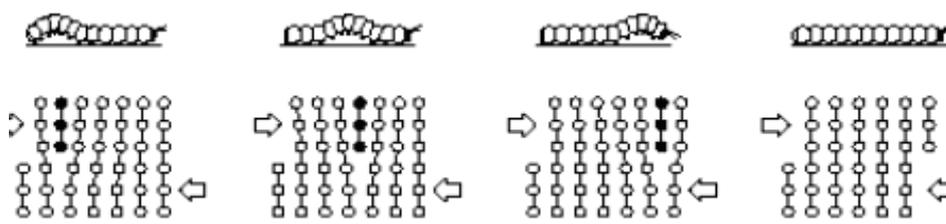


Figura 1.7-Analogia tra il moto di una dislocazione e quello di un bruco.

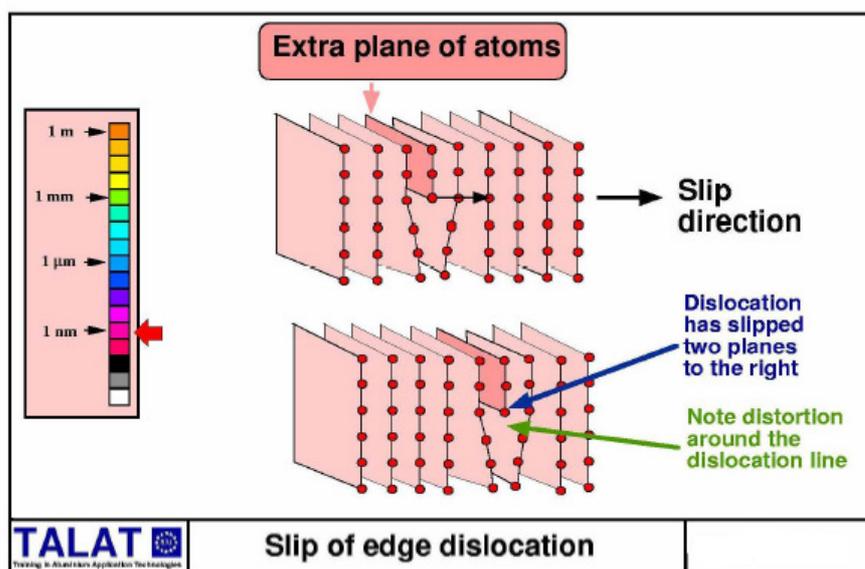


Figura 1.8-Slittamento di una dislocazione.

I principali processi di indurimento sono:

- 1 Controllo dimensionale dei grani.
- 2 Indurimento per lavorazione meccanica.
- 3 Indurimento per dispersione.
- 4 Indurimento per precipitazione di fasi secondarie.
- 5 Indurimento per soluzione solida.
- 6 Indurimento per precipitazione.

1.3.1.1. Indurimento per riduzione della dimensione dei grani

Un metallo non è di norma costituito da un unico grande cristallo, ma da numerosi piccoli cristalli detti grani, costituiti da reticoli aventi ciascuno un orientamento differente da quello adiacente. La formazione dei grani prende inizio durante la solidificazione del materiale: dunque quest'ultima fase influenza le caratteristiche dei grani, in termini di dimensioni e quantità. Le interfacce tra i diversi reticoli cristallini prendono il nome di

bordi di grano, annoverati solitamente tra i difetti di superficie: sono regioni di 2-5 diametri atomici, dove non esiste ordine cristallino e i due grani adiacenti si adattano l'un l'altro.

La dimensione e l'orientamento dei grani determinano alcune proprietà meccaniche del materiale: infatti i bordi di grano costituiscono degli ostacoli alla deformazione plastica, poiché le dislocazioni sono fortemente bloccate nel loro movimento in prossimità delle interfacce. Il loro effetto è tanto maggiore quanto più è differente l'orientamento dei piani cristallini da un grano all'altro. Si comprende facilmente come materiali policristallini a grani fini hanno una resistenza meccanica più elevata di quelli a grani grossi; dunque la riduzione della dimensione granulare costituisce un valido meccanismo di indurimento del metallo. Il modello matematico che rappresenta tale meccanismo può essere descritto dall'equazione di

Hall-Petch che evidenzia come, a temperature inferiori a quella di ricristallizzazione, un metallo a grana fine è più resistente di uno a grana grossa:

$$\sigma_s = \sigma_0 + k \cdot \frac{1}{\sqrt{d}}$$

Dove

σ_s : tensione di snervamento

σ_0 , k : costanti caratteristiche del materiale

d : dimensione media dei grani cristallini.

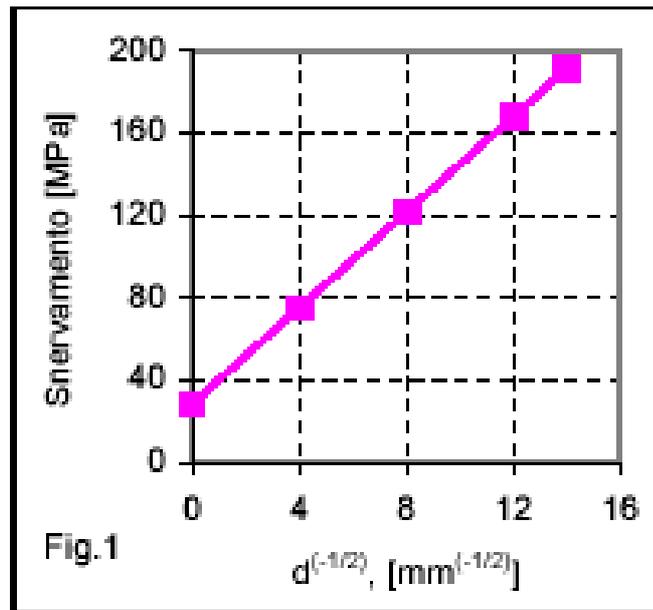


Fig. 1.9- Andamento della tensione di snervamento in funzione della dimensione media dei grani cristallini.

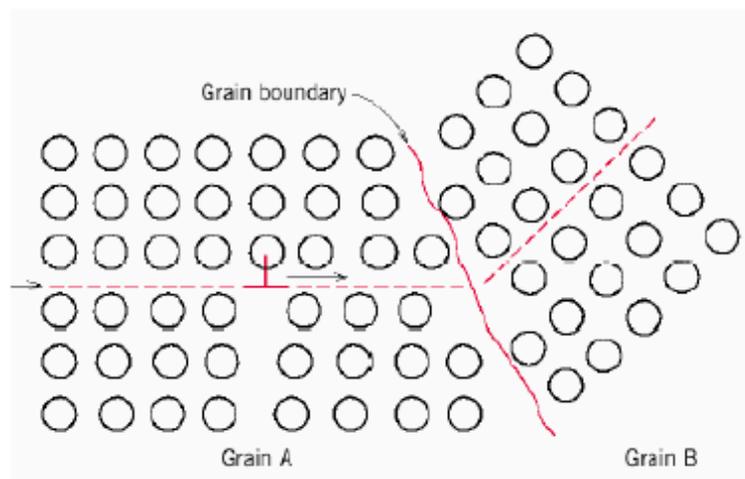


Fig. 1.10 – Rappresentazione di un bordo di grano.

1.3.1.2. Indurimento per lavorazione meccanica

I manufatti in alluminio ottenuti mediante processi di laminazione, estrusione, piegatura, trafilatura, ecc. sono sottoposti ad un processo di lavorazione meccanica. Quando la lavorazione viene effettuata al disotto della temperatura di ricristallizzazione (lavorazione a freddo) oltre a formare il prodotto si ha un aumento della resistenza per effetto delle dislocazioni che, aumentando in numero e scorrendo su piani cristallini differenti, causano un ingorgo noto come “foreste di dislocazioni”, bloccandosi a vicenda, e impedendo ogni ulteriore movimento se non a fronte di sollecitazioni molto più elevate. In figura 1.11 si può vedere la differente struttura del materiale prima e dopo l’insorgere delle deformazioni plastiche che inducono le dislocazioni.

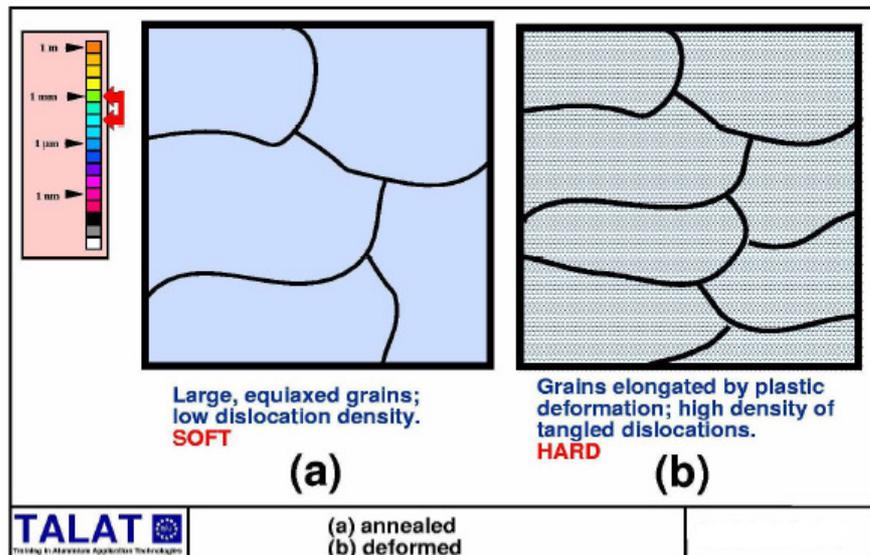


Figura 1.11

Quando invece i processi di fabbricazione sono effettuati al disopra della temperatura di ricristallizzazione del metallo (lavorazione a caldo) non si ha normalmente un incremento della resistenza al disopra di quella caratterizzata dalla sola ricottura. Nelle figure (1.12; 1.13 e 1.14) successive si possono vedere la struttura dell'alluminio ad una temperatura di 250° C, e come le dislocazioni formano una struttura a forma poligonale.

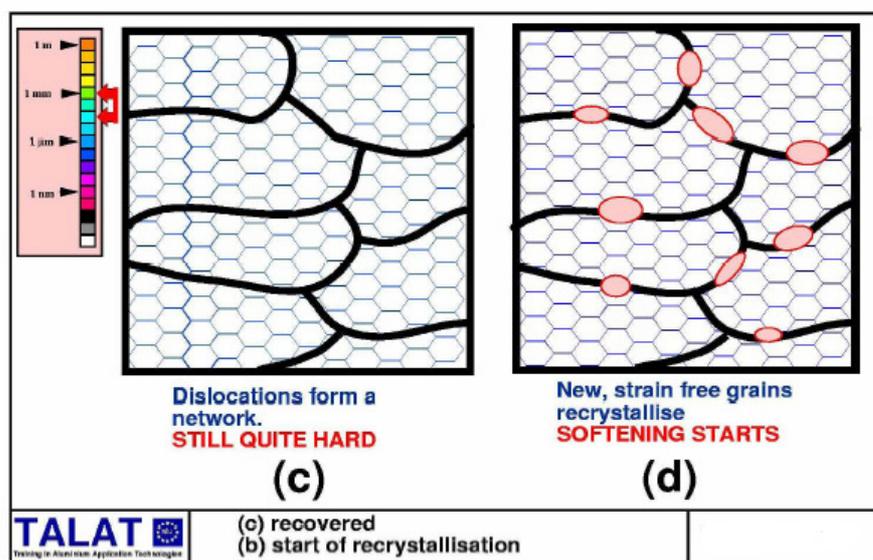


Figura 1.12

Se la temperatura del pezzo è elevata nascono nuove tensioni tra i cristalli ed inizia la vera e propria ricristallizzazione ed il metallo inizia ad ammorbidirsi. Questo processo continua fino a quando tutto il materiale si è rammollito.

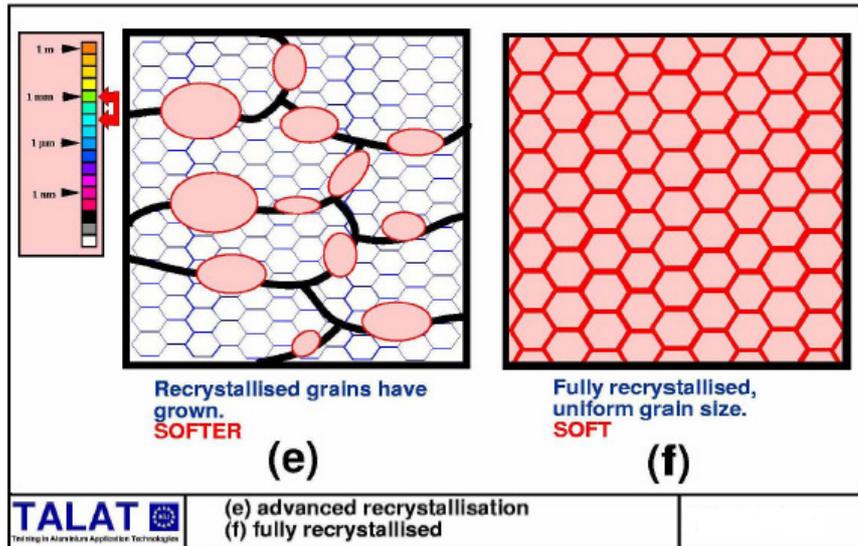


Figura 1.13

Se tale ricristallizzazione è ottenuta a temperatura elevate per un elevato periodi di tempo, il grano cresce in modo regolare.

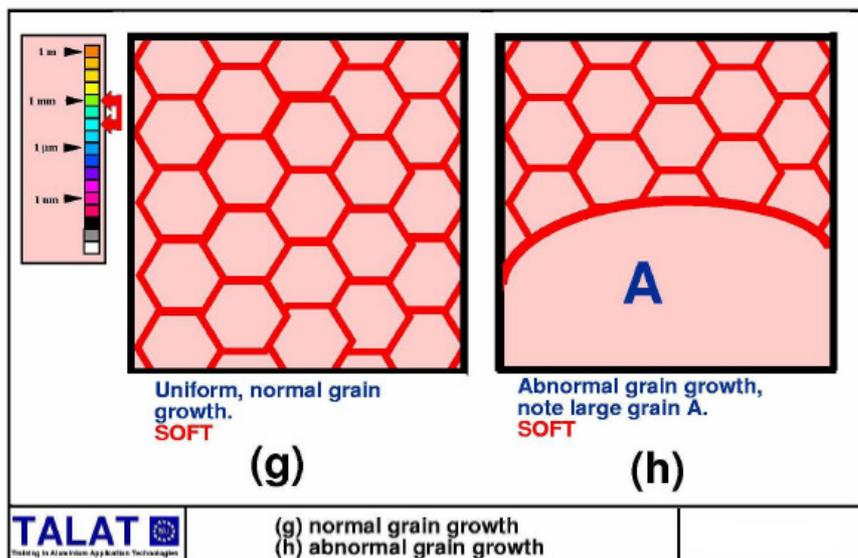


Figura 1.14

Per quanto riguarda le leghe non trattabili termicamente le lavorazioni a freddo vengono utilizzate per cercare di incrementare ulteriormente la resistenza

1.3.1.3. Indurimento per dispersione

Piccole particelle di materiale insolubile sono distribuite uniformemente all'interno del reticolo cristallino, in modo tale da ostacolare il movimento delle dislocazioni. Per quanto riguarda l'alluminio l'indurimento per dispersione può essere effettuato secondo due meccanismi:

- Per aggiunta di elementi di lega che si combinano chimicamente con il metallo base o tra loro, formando fini particelle che precipitano nella matrice.
- Per miscelazione di particelle di sostanze appropriate con alluminio polverizzato, compattando la mistura in una massa solida.

1.3.1.4. Indurimento di precipitazione di fasi secondarie

Quando il diagramma di stato (fig. 1.20) di una lega ha una zona di solubilità che decresce marcatamente con la temperatura vi sono le premesse per un possibile invecchiamento.

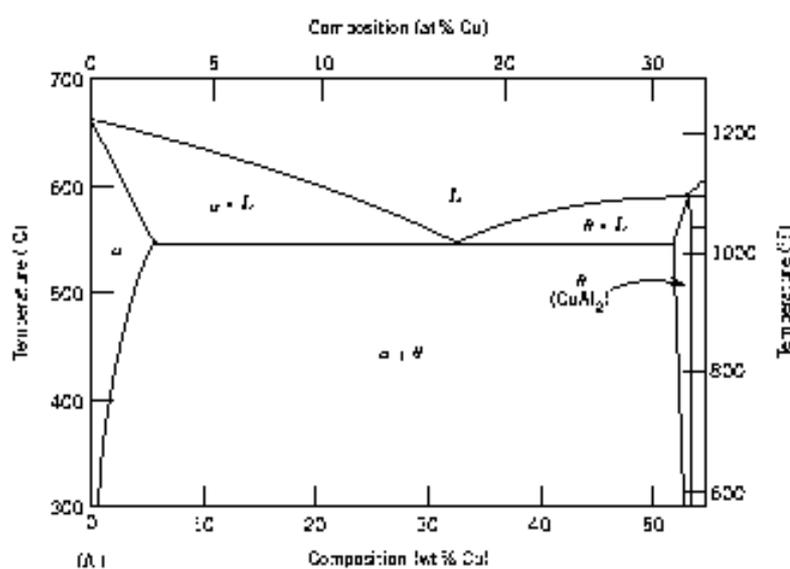


Figura 1.15

Il classico esempio sono le leghe DURALLUMINIO (o serie 2000) che contengono circa il 4% di rame. Tra i 500 e i 580 C il rame si scioglie nell'alluminio e la lega è monofasica, raffreddando però il rame forma il composto CuAl_2 (partendo dal 4% di Cu a R.T. abbiamo il 93% di fase α e il 7% di CuAl_2). Se si raffredda lentamente (fig. 1.16) la velocità di nucleazione di CuAl_2 è bassa, la velocità di crescita invece è alta e quindi si formano pochi precipitati e ai bordi dei grani (le dislocazioni riescono a muoversi agilmente tra di loro).

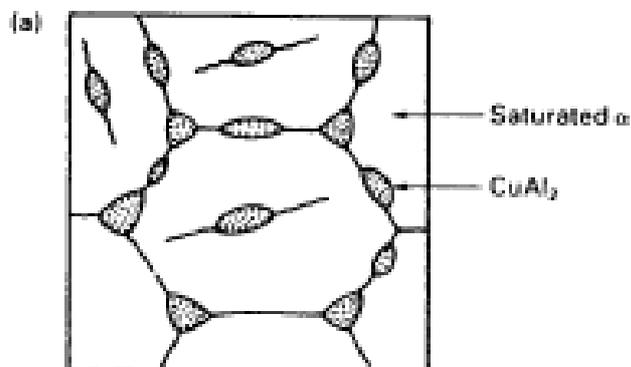


Figura 1.16 –Microstruttura a temperatura ambiente di lega di Al al 4% di Cu con un raffreddamento lento.

Se invece si raffredda velocemente (figura 1.17) la velocità di nucleazione di CuAl_2 è alta, la velocità di crescita invece è bassa e quindi si formano molti precipitati e non obbligatoriamente ai bordi di grano (adesso si che le dislocazioni hanno problemi ad evitarli).

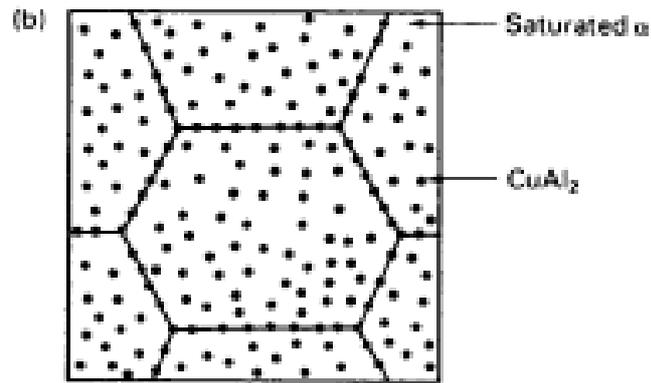


Figura 1.17 - Microstruttura della stessa lega con raffreddamento veloce.

1.3.1.5. Indurimento per soluzione solida

Molte leghe sono soluzione solida di uno o più metalli disciolti in un altro metallo:

- Quando gli atomi degli elementi di lega prendono il posto nel reticolo cristallino di alcuni atomi del metallo base si ha soluzione solida costituzionale
(vedi figura 1.16)
- Quando questi, si interpongono tra gli atomi del reticolo stesso si ha soluzione solida per intersizione .

In entrambi i casi il reticolo risulta distorto, ritardando il movimento delle dislocazioni e quindi rafforzando il materiale. La serie 5000 con magnesio come soluto ne é un buon esempio. Molte leghe di alluminio subiscono indurimento per soluzione solida per effetto di uno o più elementi che vengono disciolti nell'alluminio base, il contributo di ciascun elemento al rafforzamento della lega si addiziona a quello degli altri. Spesso queste leghe sono successivamente rafforzate mediante trattamenti termici o lavorazioni meccaniche.

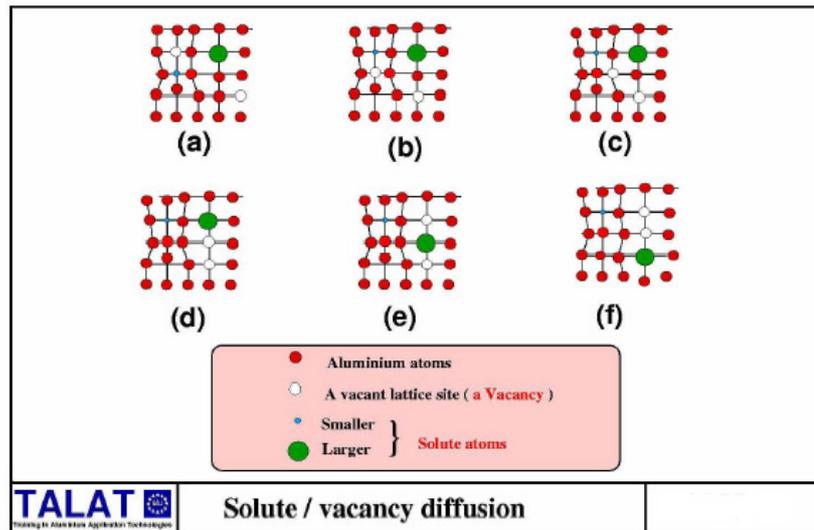


Figura 1.18

1.3.1.6. Indurimento mediante trattamento termico di bonifica: Precipitation Hardening

L'indurimento per precipitazione è uno dei metodi utilizzati per migliorare le proprietà meccaniche di un metallo. E' un meccanismo particolarmente efficace nelle leghe metalliche quali quelle del magnesio, del titanio e dell'alluminio.

Il meccanismo di indurimento per precipitazione consiste in un aumento della difficoltà nel movimento delle dislocazioni a seguito di un'opportuna distribuzione di particelle all'interno dei grani. E' opportuno evitare la formazione dei precipitati a bordo grano, dal momento che il bordo grano si comporta già come una barriera al moto delle dislocazioni.

E' preferibile inoltre ottenere una distribuzione di particelle quanto più omogenea possibile, poiché una diversità di concentrazione nei precipitati comporta anche una diversità nelle proprietà meccaniche locali.

Anche la dimensione delle particelle assume una notevole rilevanza: a dimensioni più piccole corrispondono proprietà meccaniche migliori.

Una differenza fondamentale, soprattutto per quanto riguarda le leghe di

alluminio, è quella tra precipitati coerenti e incoerenti. I primi sono caratterizzati da una stechiometria diversa da quella della matrice ma presentano una struttura uguale ad essa. L'effetto di indurimento consiste principalmente nel fatto che la dislocazione non è più libera di muoversi nel reticolo perché questo è distorto e quindi si ferma. I secondi presentano una stechiometria uguale a quella della matrice ma una struttura differente. In questo caso l'effetto di indurimento è dovuto sia ad un aumento della difficoltà nel moto della dislocazione che ad un incremento nella concentrazione delle dislocazioni tramite la nascita di loop attraverso il noto meccanismo di Orowan. L'aumento di durezza si sviluppa principalmente durante le fasi iniziali di precipitazione da una soluzione solida soprassatura. Considerando infatti un diagramma di stato come quello Al-Cu rappresentato in figura 1.19 si può notare la diversa solubilità degli elementi in lega a differenti temperature.

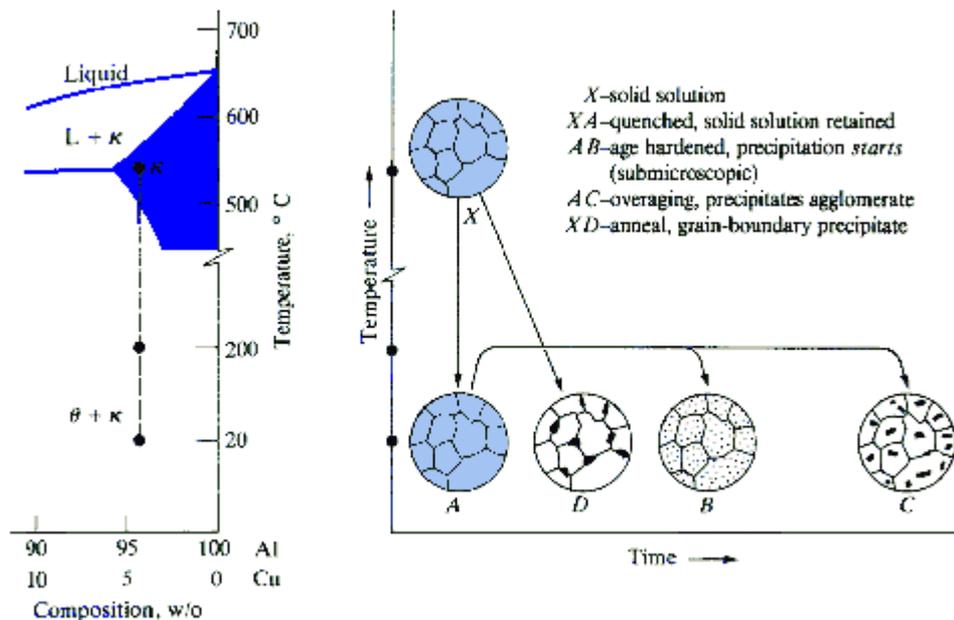


Figura 1.19

L'indurimento per precipitazione viene ottenuto attraverso un trattamento termico che consiste di 2 stadi: solubilizzazione ed invecchiamento.

1.3.1.6.1. Solubilizzazione

Nota la composizione della lega, si scalda il materiale ad una temperatura T_s maggiore della temperatura di solubilizzazione (di equilibrio) e tutta la fase θ (in questo caso Al_2Cu) si dissolve nella matrice costituita dalla fase più abbondante (alluminio). Il pezzo viene poi mantenuto a questa temperatura per un tempo sufficiente a sciogliere tutto il precipitato, ovvero fino a quando si ottiene una soluzione solida il più omogenea possibile.

Un rapido raffreddamento (*tempra*) consente di “congelare” questa microstruttura fino a temperatura ambiente: si ottiene così una condizione metastabile in cui la soluzione risulta sovrassatura, ma non vi è la possibilità di precipitazione della fase θ .

La condizione metastabile così ottenuta, non mostra proprietà meccaniche migliori, rispetto al materiale di partenza, ma è condizione indispensabile per il raggiungimento delle proprietà e caratteristiche di seguito descritte.

Dal momento che i meccanismi di indurimento consistono nell'ostacolare il movimento delle dislocazioni, ciò che si vuole ottenere nella seconda fase del processo in questione, è la precipitazione della fase θ all'*interno* del grano (precipitazione intragranulare) sotto forma di precipitato finemente disperso all'intero del grano cristallino. La tempra serve quindi ad evitare che durante il raffreddamento il precipitato si formi a bordo grano, là dove le dislocazioni già non hanno possibilità di movimento.

Il parametro principale di questo stadio è la temperatura di solubilizzazione. Per la sua scelta si fa un compromesso tra il tempo necessario alla solubilizzazione e

gli effetti secondari, non voluti, quali l'ingrossamento delle dimensioni del grano cristallino favorito dalle alte temperature. Si utilizza perciò una temperatura di $20^\circ C$ maggiore rispetto alla temperatura di solubilizzazione di equilibrio.

Il raffreddamento veloce (*quenching*), viene effettuato tipicamente in acqua, o in soluzioni.

Nella Figura 1.19 la condizione *X* è rappresentativa della solubilizzazione, la condizione *A* invece raffigura lo stato microstrutturale dopo tempra, termine di questo primo stadio del processo di indurimento. La situazione *D*, non desiderata, è conseguente ad un raffreddamento non effettuato correttamente.

Dal punto di vista energetico l'eccesso di soluto rispetto alla condizione di equilibrio provoca una differenza di energia libera ΔG tale che il materiale tenderebbe a ripristinare la condizione di equilibrio. L'eccesso di energia libera è la forza motrice che spinge la soluzione sovrassatura ad espellere il soluto eccedente rispetto alla concentrazione di equilibrio: e ciò si manifesta appunto con la tendenza a far avvenire la precipitazione della fase θ . Tuttavia perché avvenga questo meccanismo, si ha bisogno della diffusione delle varie specie, fenomeno che è estremamente lento a temperatura ambiente.

Allo stadio di solubilizzazione segue quindi la seconda parte del trattamento termico costituita dall'invecchiamento.

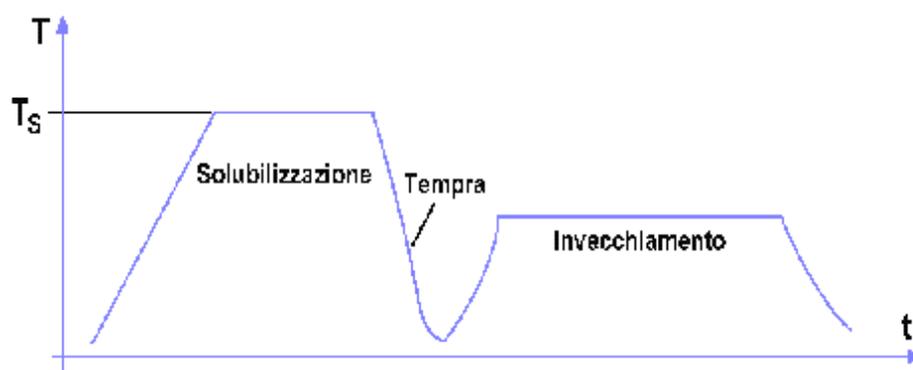


Figura 1.20 – Stadi del precipitation hardening.

1.3.1.6.2. Invecchiamento

Si effettua un riscaldamento ed il mantenimento ad una temperatura

inferiore a quella di solubilizzazione per raggiungere una velocità di diffusione delle specie atomiche compatibile con i tempi di processo richiesti. Avviene quindi la precipitazione intragranulare (omogenea) della fase θ . Quest'ultima precipita in maniera omogenea e non solo a bordo grano perché la soluzione solida sovrasatura possiede uno stato tensionale elastico, dovuto al rapido raffreddamento, tale per cui le zone a maggiore energia non sono solo quelle a bordo grano. Secondariamente si ha l'effetto dello stato tensionale associato alla concentrazione di vacanze cristalline che è stata "congelata" ai valori corrispondenti alla temperatura T_s .

La formazione dei precipitati segue il classico meccanismo di nucleazione e crescita. Dopo un periodo necessario alla formazione di nuclei stabili, il processo continua rapidamente fino ad un rallentamento causato dal progressivo impoverimento di soluto nella soluzione.

Si consideri ora la curva durezza-tempo riassuntiva dello stadio di invecchiamento:

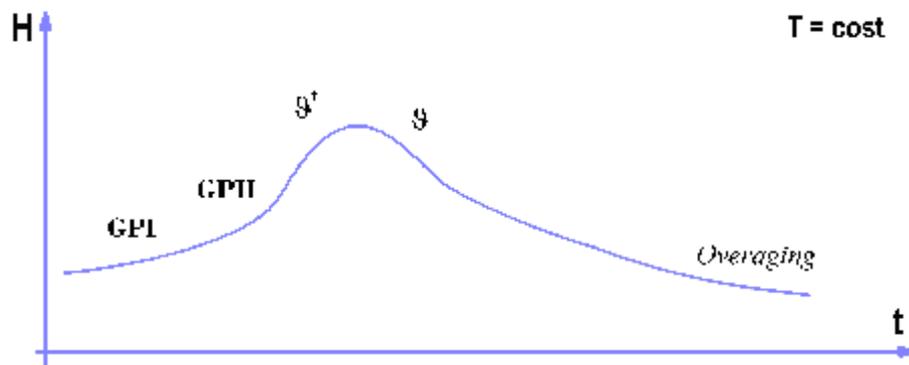
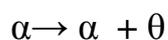


Figura 1.21 – Invecchiamento: curva durezza – tempo ($T = \text{cost}$).

L'andamento del grafico è dovuto al meccanismo di precipitazione di θ .

La trasformazione di fase



richiede una modifica delle posizioni atomiche e ciò avviene in stadi successivi:

- si formano piccole aggregazioni (*clusters*) di soluto formando le cosiddette zone di Guiner Preston (*GP I*). Esse iniziano poi ad accrescersi.
- Inizia a verificarsi un certo ingrossamento dei *clusters* che portano alla formazione di segregazioni, dette zone *GP II*. Le zone *GP* rappresentano i nuclei per la formazione delle fasi precipitate.
- Precipitazione di fasi intermedie (precipitato θ') la cui composizione stechiometrica è praticamente quella finale, ma non la microstruttura che è uguale a quella della matrice; si dice che il precipitato è *coerente* in quanto vi è continuità cristallografica tra i due reticoli.
- il picco di durezza si ha in corrispondenza del precipitato θ , evoluzione di θ' , caratterizzato da una struttura a sé, diversa da quella della matrice; il precipitato è di tipo *incoerente*.

Successivamente con l'avanzare del tempo di processo, si ha una degradazione delle proprietà meccaniche; si è nella fase di *overaging*.

Responsabile di ciò è il fenomeno della coalescenza dei precipitati finemente dispersi per formare precipitati di grosse dimensioni, visibili ad un comune microscopio ottico.

La figura seguente può essere utile per spiegare l'evoluzione del precipitato e il riarrangiamento della sua struttura cristallina.

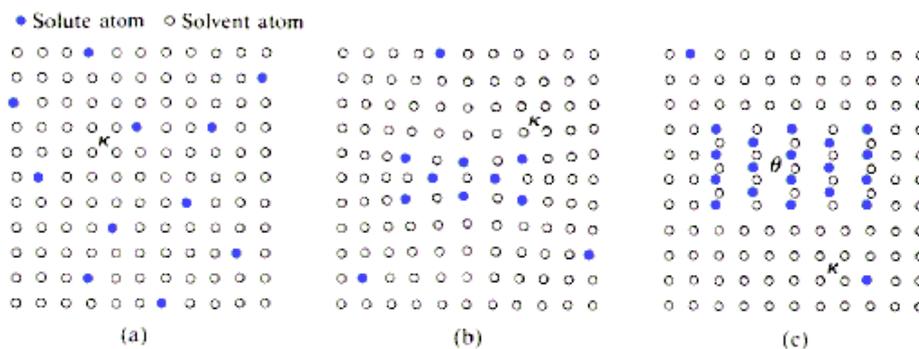


Figura 1.22 - Meccanismo di precipitation hardening. (a) soluzione solida; (b) inizio della

precipitazione della fase J ; (c)overaging, struttura incoerente.

Nella soluzione solida (a) non vi è alcun disturbo reticolare apprezzabile, ma la formazione delle zone GPI induce uno stress elastico intorno alle zone stesse (b).

Il disturbo aumenta con il crescere delle dimensioni del cluster di atomi, si hanno delle modifiche di volume e conseguentemente aumenta la differenza di energia libera rispetto alla condizione di equilibrio:

$$\Delta G = -\Delta G_{VOL} + \Delta G_{SUP} + \Delta G_{STRAIN}$$

Quando il precipitato è coerente, non essendoci bordo grano, il contributo di ΔG_{SUP} è nullo. Man mano che il precipitato cresce ΔG_{STRAIN} aumenta fino a superare il valore di ΔG_{VOL} . Perchè la precipitazione possa continuare deve cambiare segno ΔG_{STRAIN} ; ed infatti si ha il passaggio da precipitato θ' coerente a precipitato θ incoerente, annullando quasi totalmente il disturbo reticolare ed introducendo un'energia superficiale ΔG_{SUP} dal momento che ora esiste una superficie che separa le due fasi. La trasformazione si arresta quando ΔG si annulla e si raggiunge la condizione di equilibrio.

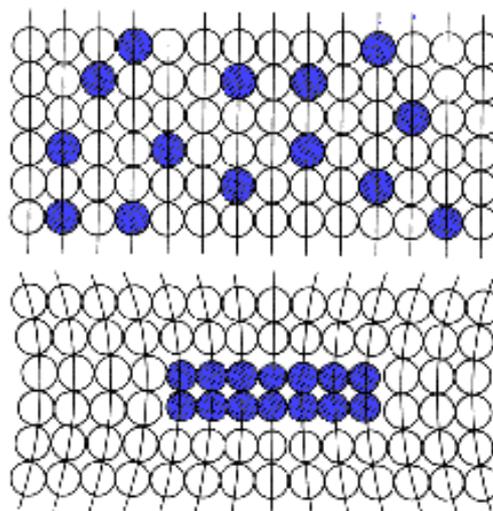


Figura 1.23 – Schematizzazione di una soluzione solida e di una zona G.P.

Alla luce di quanto sopra esposto, è possibile spiegare l'effetto di indurimento a seguito della formazione dei precipitati θ' e alla loro evoluzione verso la fase θ .

La presenza di precipitati θ' ostacola il movimento delle dislocazioni per effetto del disturbo provocato nel reticolo cristallino. La dislocazione incontrando il precipitato coerente θ' si blocca e per muoversi necessita di uno sforzo σ maggiore. Attorno al precipitato incoerente θ le dislocazioni si fermano, si deformano e si attua un meccanismo per cui la dislocazione si scinde in due segmenti creando un *loop* attorno al precipitato (meccanismo descritto da Orowan). Il *loop* prodotto sarà un ulteriore ostacolo alle dislocazioni successive. In entrambe i casi (θ' e θ) si ha un effetto di indurimento del materiale.

In conclusione per riuscire a capire le motivazioni per cui la curva di figura 1.26 ha un tale andamento, ovvero perché il materiale diventa più duro durante il trattamento, bisogna far riferimento al moto delle dislocazioni nel reticolo e cercare di capire l'influenza dei precipitati coerenti e incoerenti sul loro moto.

Precipitato coerente : l'indurimento qui è dovuto al fatto che la dislocazione non è più libera di muoversi nel reticolo perché questo è distorto e quindi si ferma.

Precipitato incoerente : in questo caso la dislocazione quando trova davanti al suo cammino il precipitato incoerente si ferma, si deforma, riesce poi a passare oltre lasciando alle sue spalle un loop, ovvero una dislocazione ad anello. Si nota come la dislocazione in questo caso non si fermi indefinitamente e questo è dovuto al fatto che il reticolo è tendenzialmente ordinato. I loop inoltre aumentano e si moltiplicano durante la deformazione producendo incrudimento nel materiale.

I parametri che influenzano l'intero processo della *precipitation*

hardening sono sostanzialmente due: la temperatura e la composizione chimica. Come si può notare in figura 1.24 il processo è più rapido ad alta temperatura, anticipando il picco di durezza, principalmente per effetto della maggior velocità di diffusione. Il valore della durezza massima diminuisce all'aumentare della temperatura.

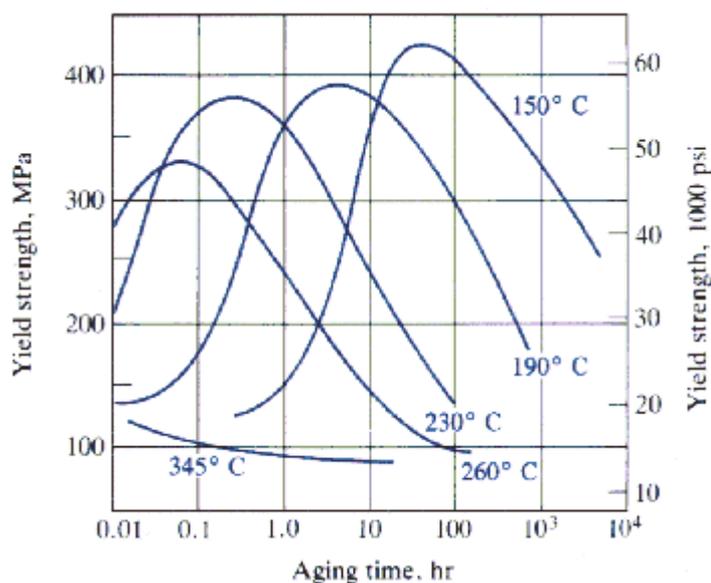


Figura 1.24 - Curve durezza - tempo a diverse temperature di invecchiamento.

Si consideri invece l'effetto della **composizione chimica**.

All'aumentare della percentuale di soluto aumenta la temperatura di solubilizzazione TS e ciò dà la possibilità che si verifichi un ingrossamento del grano durante la fase di solubilizzazione: aumentano le dimensioni medie del grano della matrice di alluminio e conseguentemente calano le proprietà resistenziali, tra cui la durezza. Tuttavia un aumento di soluto provoca una maggior quantità di precipitato dopo invecchiamento, aumentando il valore della durezza massima.

Inoltre una maggior quantità di soluto e una conseguente maggior sovrasaturazione a fine tempra consente di avere una maggior forza motrice del processo di invecchiamento: divengono più alta la cinetica di invecchiamento e conseguentemente si riducono i tempi per ottenere il picco di durezza.

Questo può essere un fatto non sempre positivo. In alcune leghe, come quelle alluminio - magnesio, la precipitazione del composto può avvenire anche a temperatura ambiente. Ciò significa che il pezzo può cambiare proprietà durante la sua vita (si dice che il pezzo "vive") e si deve tenere conto dell'*overaging* in base al tempo di vita richiesto del manufatto.

La percentuale di soluto e la temperatura di invecchiamento sono quindi scelte allo scopo di ottenere un buon compromesso tra le varie esigenze.

1.3.2. Leghe suscettibili di bonifica

Come già anticipato, la bonifica è quel trattamento termico che si realizza in due fasi successive:

- riscaldamento, permanenza ad una temperatura prefissata e rapido raffreddamento (tempra);
- nuovo riscaldamento e mantenimento a temperatura più bassa (che in qualche caso può essere la temperatura ambiente) per un certo tempo (invecchiamento).

Per quanto fin qui visto, le condizioni per cui una lega di alluminio sia suscettibile di bonifica, e che quindi con tale trattamento consegua i voluti miglioramenti di caratteristiche meccaniche, sono:

- a) la lega deve presentare una curva di solubilità di un componente nella soluzione solida α crescente con la temperatura;
- b) il componente che si separa deve possedere proprietà indurenti nei confronti della soluzione, secondo quanto già descritto.

In linea generale, occorrerebbe aggiungere la condizione che la curva di solubilità sia situata a livelli di temperature tecnicamente accessibili dai normali mezzi utilizzati per il riscaldamento, ma ciò, evidentemente, per le leghe di alluminio, non è un problema.

La condizione a) è soddisfatta da numerosi leganti: basti vedere ad esempio i

diagrammi binari di equilibrio Al-Cu, Al-Si e Al-Mg.

La condizione b) invece è soddisfatta solo da un certo numero di composti. I principali composti indurenti delle leghe di alluminio industrialmente utilizzati sono:

- CuAl_2 , Al_2CuMg ed il complesso Al-Mg-Zn-Si;
- Mg_2Si ;
- MgZn_2 ed il complesso Al-Mg-Zn-Cu.

Questi composti sono formati da quattro elementi Cu, Si, Zn, Mg, che quindi sono *leganti fondamentali* delle leghe da trattamento termico.

Ne deriva che in sostanza le leghe da bonifica fanno parte dei gruppi 2xxx, 6xxx, 7xxx, ossia dei sistemi Al-Cu con eventuali altri leganti o correttivi, Al-Mg-Si, o più precisamente $\text{AlMg}_2\text{-Si}$, e Al-Zn-Mg.

Inoltre in queste leghe, il componente che si separa, riprecipitando in maniera opportuna, sfavorisce lo slittamento delle dislocazioni e la distorsione o rottura del reticolo cristallino. Le variazioni percentuali del limite di snervamento e della durezza delle leghe bonificate sono di oltre il 200-300% rispetto non solo all'alluminio puro ma anche a quelle della lega stessa non trattata.

1.3.3. Ricottura

Gli scopi del trattamento termico di ricottura, applicato alle leghe di alluminio, possono essere diversi, e per questo motivo vengono classificati in base all'obiettivo che si intende raggiungere.

I trattamenti di ricottura si possono quindi classificare in:

- 1) *Ricottura di omogeneizzazione*: viene effettuata su leghe monofasi, per conferire la omogeneizzazione delle fasi in equilibrio. Essa ha lo scopo di riportare all'equilibrio chimico e strutturale una lega soprassatura o solidificata male e si effettua a temperature elevate per un

tempo piuttosto lungo, dovendo agire sulla struttura cristallina, ed è in genere seguita da un lento raffreddamento per far precipitare le fasi soprassature;

- 2) *Ricottura di eterogeneizzazione*: è richiesta sulle leghe leggere aventi, a temperatura ambiente, strutture formate da una soluzione solida e da costituenti solubilizzabili, solitamente, ad alta temperatura. Il nome attribuito a questo trattamento deriva, appunto, dalla separazione del costituente completamente solubilizzato nella soluzione solida α : tale operazione ha lo scopo di differenziare le singole fasi della struttura, provocando la coalescenza degli elementi eterofasi. I risultati che si raggiungono con la ricottura di eterogeneizzazione sono quindi del tutto opposti a quelli che si ottengono con la ricottura di omogeneizzazione;
- 3) *Ricottura di distensione*: viene impiegata per eliminare le tensioni interne derivanti da un raffreddamento troppo rapido su pezzi di dimensioni rilevanti e di forma geometrica non regolare. Il riscaldamento della lega per l'esecuzione del trattamento termico si effettua a 300-350°C (sufficiente ad ottenere fenomeni di creep, o scorrimento viscoso, locale);
- 4) *Ricottura di ricristallizzazione*: viene fatta ad una temperatura intermedia tra quella di ricottura vera e propria e quella di distensione. Riscaldando il pezzo intorno ai 255°C, si provocano quelle modifiche strutturali indispensabili per impedire sensibili variazioni dimensionali durante l'impiego. Essa tende a ridurre (riassestando i grani preesistenti) od eliminare (formando una nuova struttura cristallina, ed in tal caso le temperature di trattamento sono più elevate) gli effetti di incrudimento dovuto a deformazioni plastiche. Il trattamento si esegue sia su getti, che su materiali già sottoposti a

trattamento di bonifica;

- 5) *Ricottura di stabilizzazione*: questa operazione ha lo scopo di provocare la stabilità dimensionale o quella delle caratteristiche tensili.

1.3.4. Designazione dei trattamenti termici di tempra

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

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

Nell'elenco seguente vengono indicate le designazioni relative al trattamento di tempra di solubilizzazione. Per questo trattamento si utilizza la lettera T, seguita da un numero che va da 0 a 10 per indicare una specifica sequenza di procedure.

- T0 o 0: materiale semplicemente ricotto e lasciato raffreddare lentamente. In tal modo, se si tratta di una lega di alluminio da deformazione plastica si ha la completa ricristallizzazione. Si ottengono così buona duttilità e stabilità, ma minori caratteristiche meccaniche.
- T1: raffreddamento da elevata temperatura in processi di modellazione ed invecchiamento naturale a condizioni sostanzialmente

stabili.

Questa designazione si applica a prodotti che non sono lavorati a freddo dopo la modellazione ad alte temperature come la colata o l'estrusione e per i quali le proprietà meccaniche sono stabili dopo l'invecchiamento;

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

incrementate dal trattamento termico di precipitazione (invecchiamento artificiale);

- T6 o TA: tempra di soluzione ed invecchiamento artificiale. Si riferisce a prodotti che non sono lavorati a freddo dopo la tempra di solubilizzazione e per i quali le proprietà meccaniche e la stabilità dimensionale ricevono un incremento sostanziale dopo l'invecchiamento artificiale;
- T7: tempra di soluzione ed iperinvecchiamento o stabilizzazione. Si riferisce a prodotti da lavorazione plastica che hanno subito un invecchiamento artificiale al di là del punto di massima resistenza per incrementare particolari caratteristiche come la resistenza alla tensocorrosione e la corrosione di esfoliazione;
- T8: tempra di solubilizzazione, lavorazione a freddo e invecchiamento artificiale. Questa designazione si riferisce a prodotti che sono lavorati a freddo soprattutto per incrementare la resistenza dopo la tempra di solubilizzazione e per i quali le caratteristiche meccaniche o la stabilità dimensionale sono raggiunte dopo il trattamento di invecchiamento;
- T9: tempra di solubilizzazione, invecchiamento artificiale e lavorazione a freddo. Si fa riferimento a prodotti lavorati a freddo per incrementare la resistenza dopo che essi hanno subito la precipitazione;
- T10: raffreddamento da temperature elevate di processi di modellazione, lavorazione a freddo e invecchiamento artificiale. Il trattamento T10 si riferisce a prodotti che sono lavorati a freddo per incrementare la resistenza dopo il raffreddamento da lavorazione a caldo come laminazione o estrusione e per i quali le proprietà meccaniche hanno subito un incremento dall'invecchiamento artificiale.

CAPITOLO II

Introduzione

La difficoltà di realizzare saldature ad alta resistenza, in leghe di alluminio di interesse aerospaziale, come le leghe della serie 2XXX e 7XXX, ha a lungo inibito l'uso della saldatura per la giunzione di strutture aerospaziali. Queste leghe di alluminio sono generalmente classificate come non-saldabili a causa della povera solidificazione microstrutturale e della porosità nella zona di fusione. In più, la perdita di proprietà meccaniche comparata con il materiale base è molto rilevante. Questi fattori, fanno della giunzione di questo tipo di leghe, un processo difficilmente realizzabile con l'utilizzo di saldature convenzionali.

Qualche lega di alluminio può essere saldata efficacemente, ma la preparazione della superficie è costosa e gli ossidi di superficie costituiscono un problema rilevante.

La Friction Stir Welding (FSW) è stata inventata al The Welding Institute (TWI) in Inghilterra nel 1991 come una tecnica di giunzione allo stato solido, ed è stata inizialmente applicata alle leghe di alluminio [1,2]. Il concetto base della FSW è particolarmente semplice. Un utensile rotante con uno speciale *pin* e

shoulder è inserito tra i lati combacianti di fogli o lastre che devono essere unite e viene fatto avanzare lungo la linea di giunzione (Fig. 2.1).

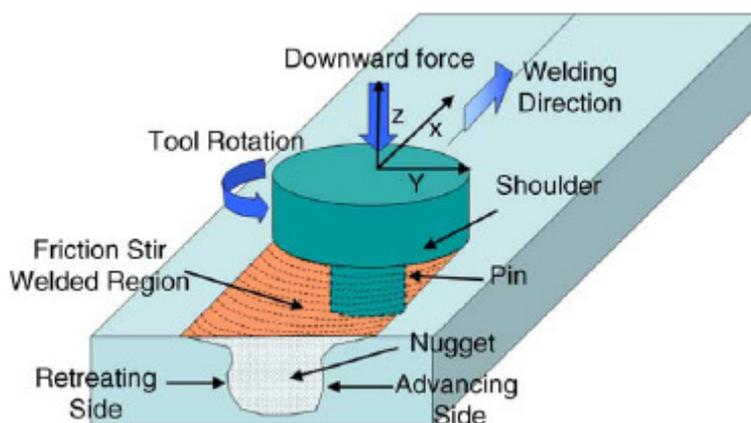


Figura 2.1 - Rappresentazione schematica della friction stir welding

L'utensile assolve a due funzioni principali:

- a) Riscaldamento del pezzo da lavorare;
- b) Movimento del materiale finalizzato alla produzione del giunto.

Il riscaldamento è generato dall'attrito tra l'utensile ed il pezzo e dalla deformazione plastica del pezzo. Il riscaldamento localizzato ammorbidisce il materiale attorno al *pin* e la combinazione della rotazione e della traslazione dell'utensile porta al movimento del materiale dalla zona anteriore del *pin* al suo retro. Come risultato di questo processo la giunzione viene realizzata allo "stato solido". A causa della varietà delle geometrie dell'utensile, il movimento del materiale attorno al *pin* può essere piuttosto complesso [3]. Durante la saldatura FSW, il materiale subisce un'intensa deformazione plastica ad elevate temperature, che inducono la generazione di grani ricristallizzati con una struttura fine ed equiassiale [4-7]. Questa struttura fine, prodotta attraverso la FSW, gode di buone proprietà meccaniche.

La FSW è considerata come il più significativo sviluppo della giunzione di metalli dell'ultimo decennio ed è una tecnologia "verde" per la sua efficienza energetica, il non-utilizzo di gas di protezione e la sua versatilità. Paragonata ai

metodi convenzionali di saldatura, la FSW consuma una considerevole quantità di energia in meno. Per realizzare questo tipo di giunzione non vi è la necessità di utilizzare alcun materiale d'apporto e quindi ogni tipo di lega di alluminio può essere giuntata senza tenere conto della compatibilità di composizione, che è un problema nelle saldature per fusione [8-10]. In contrasto alla tradizionale saldatura per attrito, che viene usualmente realizzata su piccole parti asimmetriche che possono essere ruotate e pressate l'una contro l'altra per formare la giunzione [11], la FSW può essere applicata a vari tipi di giunzioni come *butt joint*, *lap joint*, *T butt joint and fillet joint* [12]. In figura 2.2 vengono rappresentate le diverse configurazioni di giunti realizzabili con il processo FSW.

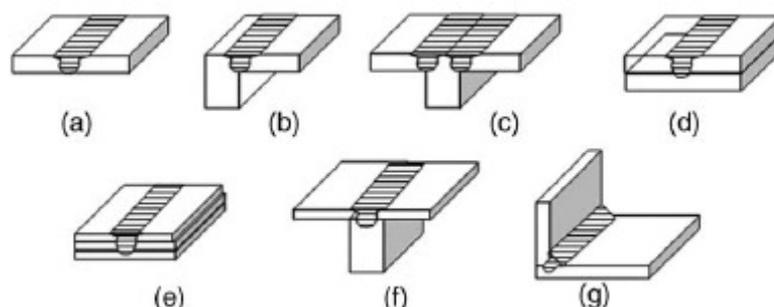


Figura 2.2 - Configurazioni dei giunti realizzabili con la FSW: (a) square butt, (b) edge butt, (c) T butt joint, (d) lap joint, (e) multiple lap joint, (f) T lap joint, (g) fillet joint.

I benefici più importanti sono riassunti in tabella 2.1.

Benefici Metallurgici	Benefici Ambientali	Benefici Energetici
Processo allo stato solido	Nessun gas di copertura utilizzato	Un miglior utilizzo dei materiali permette un riduzione in peso
Bassa Distorsione del pezzo	Nessuna pulizia della superficie	Viene utilizzato il 2.5% dell'energia richiesta per la saldatura laser

Buona stabilità dimensionale e ripetibilità	Eliminazione degli scarti di lavorazione	Il consumo di carburante viene ridotto in aeroplani, autovetture e navi con minor peso
Nessuna perdita di elementi leganti	Eliminazione dei solventi per lo sgrassaggio	
Eccellenti proprietà metallurgiche nell'area di giunzione	Risparmio di materiali consumabili quali bacchette metalliche ed altri tipi di gas.	
Microstruttura fine		
Assenza di cricche		

Tabella 2.1 - Principali benefici della friction stir welding.

2.1. Parametri di processo

La FSW genera complessi movimenti del materiale e deformazioni plastiche. I parametri di saldatura, geometria dell'utensile e la configurazione del giunto esercitano effetti significativi sulla conformazione del flusso del materiale e la distribuzione della temperatura, influenzando così l'evoluzione microstrutturale del materiale. Verranno trattati, qui di seguito, i principali fattori che influenzano la FSW. Nello specifico:

- a) Geometria dell'utensile.
- b) Parametri di Saldatura.
- c) Configurazione del giunto.

2.1.1. Geometria dell'utensile

La geometria dell'utensile è il più influente aspetto dello sviluppo del processo. La geometria dell'utensile gioca un ruolo critico nel flusso del materiale e governa la velocità di avanzamento con la quale la FSW può essere condotta. Un utensile FSW è costituito da un *pin* e da uno *shoulder* come rappresentato schematicamente in figura 2.3.

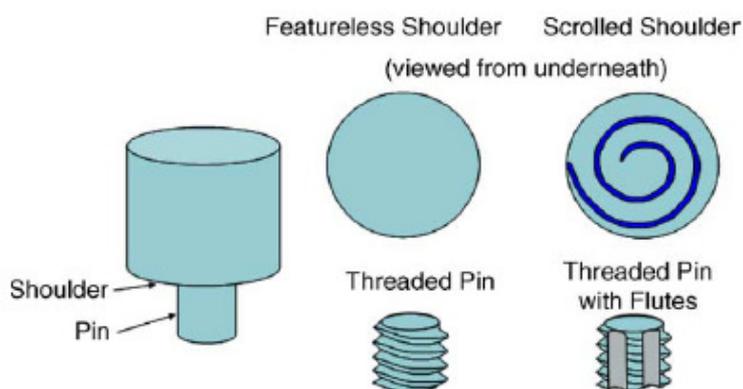


Figura 2.3 - Rappresentazione schematica di un utensile FSW.

Come menzionato in precedenza l'utensile ha due funzioni primarie:

a) riscaldamento localizzato b) flusso del materiale.

Nella fase iniziale della penetrazione dell'utensile, il riscaldamento proviene principalmente dall'attrito tra il *pin* e il pezzo da lavorare. L'ulteriore riscaldamento proviene dalla deformazione del materiale. L'utensile penetra fino a che lo *shoulder* arriva a contatto con il pezzo da lavorare. L'attrito tra il pezzo e lo *shoulder* produce la componente maggiore del riscaldamento. Dal punto di vista del riscaldamento, è importante la dimensione relativa tra *pin* e *shoulder*, mentre gli altri fattori di conformazione non sono critici. Lo *shoulder* strisciando sul materiale, anzi affondando in esso per una piccola parte, assolve al contenimento del materiale riscaldato. La seconda funzione dell'utensile è di “mescolare” e “muovere” il materiale. L'uniformità della microstruttura e delle proprietà, così come i carichi dei processi, sono governate dal profilo dell'utensile. Generalmente vengono utilizzati uno *shoulder* concavo ed un *pin* cilindrico e filettato.

2.1.2. Parametri di saldatura

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

In aggiunta alla velocità di rotazione dell'utensile e alla velocità di avanzamento, un altro importante parametro di processo è l'angolo di inclinazione che l'asse dell'utensile forma rispetto alle superfici da saldare. Un'appropriata inclinazione del mandrino verso la direzione opposta a quella di avanzamento, assicura che lo *shoulder* dell'utensile contenga il materiale mescolato dal *pin* filettato e muova in modo efficace il materiale dalla zona anteriore a quella posteriore del *pin*.

Di norma tale angolo (α) varia tra $2^\circ \div 3^\circ$.

Inoltre, la profondità di penetrazione del *pin* nel materiale in lavorazione (chiamata *target depth*) è importante per la produzione di saldature resistenti con un *shoulders* liscio. La profondità di penetrazione del *pin* è legata alla sua altezza. Quando la profondità di penetrazione è insufficiente, lo *shoulder* dell'utensile non è a contatto con l'originale superficie del pezzo in lavorazione. Di conseguenza, la rotazione dello *shoulder* non può muovere il materiale mescolato in modo efficiente dalla parte anteriore a quella posteriore del *pin*, comportando una saldatura con una scanalatura interna o con una superficie scanalata. Quando la profondità di penetrazione è eccessiva, lo *shoulder*

affonda notevolmente nel pezzo in lavorazione, generando nel cordone di saldatura un eccessivo bordo laterale. In questo caso, viene prodotta una saldatura sensibilmente concava, che porta ad un locale assottigliamento del giunto saldato.

Per alcuni specifici processi FSW possono essere importanti anche il preriscaldamento o il raffreddamento. Per materiali con alto punto di fusione come acciaio e titanio o altamente conduttivi come il rame, il calore prodotto dall'attrito e dal mescolamento può essere non sufficiente per rammollire e plasticizzare il materiale attorno all'utensile in rotazione. In questo modo, è difficile produrre saldature continue e prive di difetti. In questi casi, il preriscaldamento o una fonte addizionale esterna di calore consente di realizzare quell'apporto termico necessario per la realizzazione del processo FSW. D'altra parte, per materiali con basso punto di fusione come alluminio e magnesio, il raffreddamento può essere utilizzato per ridurre l'estensione della crescita dei grani ricristallizzati e la dissoluzione dei precipitati di rafforzamento attorno e nella zona di mescolamento.

2.1.3. Configurazione dei giunti

Le più convenienti configurazioni dei giunti per la FSW sono *butt joint* e *lap joint*. Una semplice rappresentazione della *butt joint* è mostrata in figura 2.2a. Due piastre o fogli di un determinato spessore sono posizionate su un piano di sostegno e fissate saldamente per prevenire che le facce accostate del giunto possano avere movimenti relativi. Durante l'iniziale penetrazione dell'utensile, le forze necessarie sono piuttosto elevate ed è richiesta una particolare attenzione per assicurare che le piastre nella configurazione *butt* non si allontanino tra loro. Per realizzare un giunto nella configurazione *lap joint*, le

piastre da giuntare vengono sovrapposte l'una sull'altra e vengono fissate su un piano di sostegno. L'utensile in rotazione è verticalmente inserito attraverso la piastra superiore fin dentro alla piastra inferiore e traslato lungo la direzione voluta, giuntando le due piastre (Fig. 2.2d). Molte altre configurazioni possono essere realizzate mediante la combinazione delle *butt joint* e della *lap joint*. Inoltre, a partire dalle configurazioni *butt joint* e *lap joint*, altri tipi di configurazioni sono possibili, come la *fillet joint* (Fig. 2.2g), per soddisfare le richieste di alcune applicazioni ingegneristiche.

E' importante notare che nessuna preparazione speciale è richiesta per la FSW di *butt joint* e *lap joint*. Due piastre metalliche pulite possono essere facilmente giuntate insieme nella forma *butt joint* o *lap joint* senza alcuna particolare precauzione riguardo le condizioni superficiali delle piastre.

2.2. Modellazione del processo

La FSW porta a un'intensa deformazione plastica e ad un incremento di temperatura attorno e all'interno della zona di mescolamento. Questo ha come conseguenza una significativa evoluzione microstrutturale, includente la dimensione dei grani, la forma del bordo dei grani, la dissoluzione e il *coarsening* dei precipitati. Una comprensione dei processi meccanici e termici durante la FSW è necessaria per ottimizzare i parametri di processo e il controllo della microstruttura e delle proprietà delle saldature. In questo paragrafo viene trattata l'analisi dei processi meccanici e termici durante la FSW.

2.2.1. Flusso del metallo

Il flusso del metallo durante la FSW è molto complesso, dipendendo dalla geometria dell'utensile, dai parametri di processo e dal materiale che viene saldato. La comprensione del moto del flusso di materiale è di importanza

pratica, al fine di ottimizzare la configurazione dell'utensile e ottenere delle saldature ad alta efficienza strutturale.

La microstruttura risultante e le caratteristiche del flusso di metallo della FSW somigliano molto alla microstruttura dell'alluminio ottenuta durante una tipica estrusione e forgiatura a caldo. Per questo motivo, il processo FSW può essere modellato come un processo di lavorazione metallica definendo cinque zone convenzionali del metallo durante la lavorazione: (a) preriscaldamento, (b) deformazione iniziale, (c) estrusione, (d) forgiatura, (e) post riscaldamento/raffreddamento (Fig. 2.4).

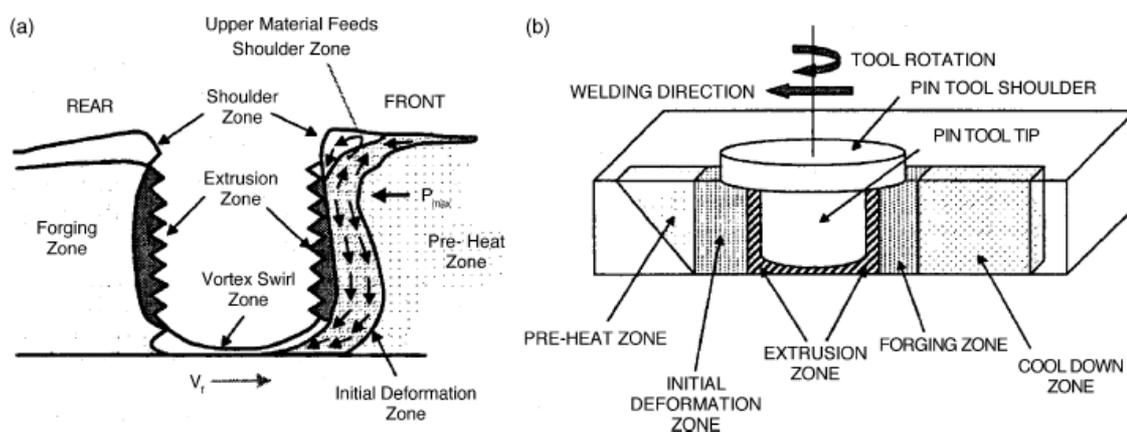


Figura 2.4 - Modello del flusso di metallo e zone metallurgiche sviluppate durante la FSW.

Nella zona di preriscaldamento davanti al *pin*, la temperatura cresce a causa del calore generato per attrito tra utensile e pezzo e del riscaldamento adiabatico causato dalla deformazione del materiale. Le proprietà termiche del materiale e la velocità di avanzamento dell'utensile governano l'estensione e la velocità di riscaldamento di questa zona. Quando l'utensile inizia a traslare lungo il cordone di saldatura, si forma la zona di deformazione iniziale in quanto il materiale viene riscaldato al di sopra della temperatura critica. Il materiale in questa zona è costretto a muoversi in entrambi i versi: verso l'alto nella zona dello *shoulder* e verso il basso nella zona di estrusione, come mostrato in fig. 2.4. Una piccola parte di materiale viene catturata nella *swirl zone* (zona

vorticoso) al di sotto della punta del *pin* dove si crea un flusso a forma di vortice. Nella zona di estrusione, di larghezza limitata, il materiale scorre attorno al *pin* dalla parte anteriore a quella posteriore. Superando la zona di estrusione, si trova la zona di forgiatura dove il materiale dal fronte dell'utensile viene forzato, sotto condizioni di pressione idrostatica, in una cavità lasciata dall'avanzamento del pin. Lo *shoulder* aiuta a costringere il materiale in questa cavità e serve anche ad applicare una forza di forgiatura verso il basso. Il materiale dalla zona dello *shoulder* viene trascinato attraverso la giunzione dal *retreating side* e dall'*advancing side*. Dietro la zona di forgiatura si trova la zona di post riscaldamento/raffreddamento dove il materiale raffredda sotto condizioni di raffreddamento passivo o raffreddamento forzato.

In sintesi, il flusso di materiale durante la FSW è complicato e la comprensione del processo di deformazione è limitata. È importante far notare che ci sono molti fattori che influenzano il flusso di materiale durante la FSW. Questi fattori includono:

- la geometria dell'utensile (conformazione del *pin* e dello *shoulder*, relative dimensioni del *pin* e dello *shoulder*);
- parametri di processo (velocità e verso di rotazione, orario o antiorario, velocità di avanzamento, profondità di penetrazione, angolo del mandrino);
- tipi di materiali;
- temperatura del pezzo in lavorazione; etc.

Il flusso di materiale all'interno della *nugget zone* durante la FSW è quindi composto da diversi ed indipendenti processi di deformazione.

2.2.2 Distribuzione delle temperature

La FSW porta ad un'intensa deformazione plastica attorno all'utensile in rotazione e ad un attrito tra l'utensile e il pezzo in lavorazione. Entrambi questi fattori contribuiscono all'incremento di temperatura nella zona di mescolamento e attorno ad essa. E' importante ottenere informazioni sulla distribuzione della temperatura durante la FSW poiché questa influenza la microstruttura della saldatura attorno e all'interno della zona di mescolamento, così come la dimensione dei grani, la forma dei bordi dei grani, il *coarsening* e la dissoluzione dei precipitati e le proprietà meccaniche risultanti della saldatura. Tuttavia, le misurazioni della temperatura all'interno della zona di mescolamento sono estremamente difficili a causa delle intense deformazioni plastiche prodotte dalla rotazione e traslazione dell'utensile. Quindi, le massime temperature nella zona di mescolamento durante la FSW possono essere stimate sia dalla microstruttura della saldatura [4,5,15] sia rilevate da termocoppie inglobate nella regione adiacente al *pin* ruotante [14,16-18].

Recenti studi su una FSW di una piastra spessa 6.35mm di 7075Al-T651 hanno portato alla misura della distribuzione della temperatura attorno alla zona di mescolamento come una funzione della distanza dalla zona di mescolamento e dello spessore della lastra. La figura 2.5 mostra la distribuzione dei picchi di temperatura nella zona adiacente a quella di mescolamento.

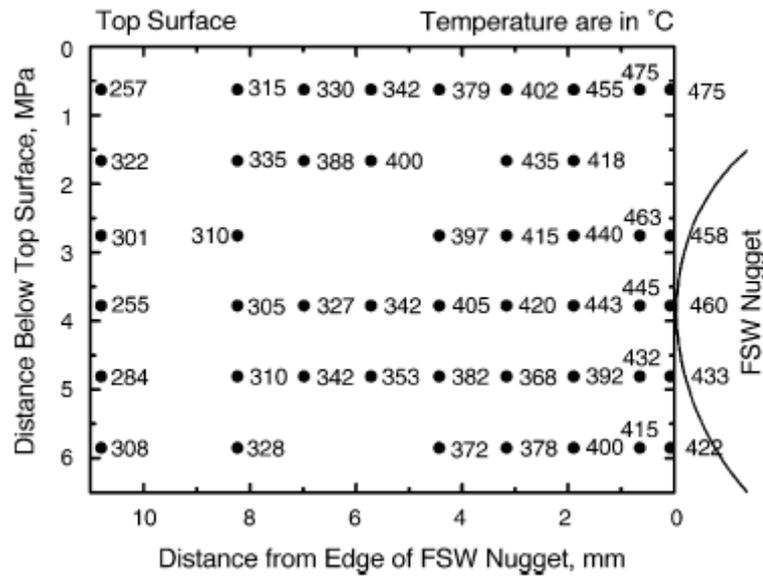


Figura 2.1 - Distribuzione dei picchi di temperatura su una FSW di 7075Al-T651. La linea sul lato destro della figura rappresenta il bordo della nugget zone.

Si possono fare tre importanti considerazioni. Primo, la massima temperatura è stata registrata nella parte a stretto contatto con la zona di mescolamento e la temperatura decresce allontanandosi da questa. Secondo, la temperatura del confine della zona di mescolamento cresce dalla superficie inferiore della piastra alla superficie superiore. Terzo, la massima temperatura di 475°C è stata registrata vicino all'angolo tra il bordo della zona di mescolamento e la superficie superiore. Questa temperatura è ritenuta maggiore della temperatura di soluzione per i precipitati di indurimento nella 7075Al-T651 [19-21]. Basandosi su questi risultati la temperatura all'interno della zona di mescolamento è verosimilmente superiore a 475°C. Tuttavia, la massima temperatura all'interno di questa zona dovrebbe essere minore di quella di fusione poiché nessuna traccia di materiale fuso è stata osservata nella saldatura.

Importanti parametri che influenzano il campo di temperature della zona di saldatura sono la pressione di saldatura e la velocità di rotazione dell'utensile. E' stato osservato che l'incremento di entrambi i fattori comporta un aumento della temperatura di saldatura. La figura 2.6 mostra gli effetti della velocità di

rotazione sui picchi di temperatura come una funzione della distanza dalla linea centrale della saldatura.

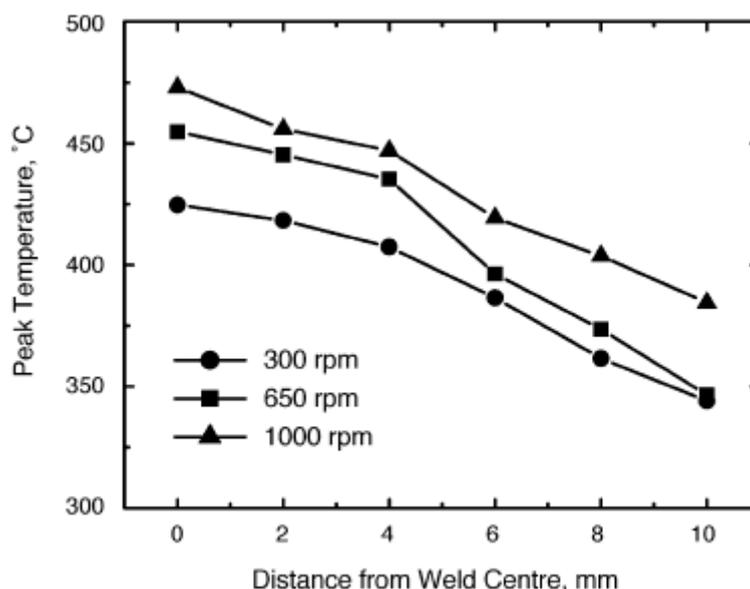


Fig. 2.2 - Effetto della velocità di rotazione sul picco di temperatura in funzione della distanza dalla linea centrale della saldatura.

Risulta chiaro che nella zona di saldatura il picco di temperatura aumenta di circa 40°C con un incremento della velocità di rotazione dell'utensile da 300 a 650 rpm, mentre si ottiene un aumento di soli 20°C quando la velocità di rotazione dell'utensile viene portata da 650 a 1000 rpm. La velocità di crescita della temperatura è dunque più bassa ad alte velocità di rotazione dell'utensile.

Secondo un modello numerico tridimensionale del flusso di calore per la FSW di leghe di alluminio, il calore medio fornito per unità di area e tempo è:

$$q_0 = \frac{4}{3} \pi^2 \mu P \omega R^3$$

dove q_0 è la potenza netta (W), μ il coefficiente d'attrito, P la pressione (Pa), ω la velocità di rotazione dell'utensile (rot/s) ed R è il raggio dell'utensile (mm).

In sintesi, molti fattori influenzano i profili termici durante la FSW. Da numerosi studi sperimentali e modellazioni di processo, si può concludere che: la massima temperatura raggiunta nella zona di saldatura è inferiore al punto di fusione dell'alluminio; lo *shoulder* dell'utensile controlla la generazione del calore durante la FSW; la massima temperatura aumenta con l'incremento della velocità di rotazione dell'utensile a costante velocità di traslazione e decresce

all'aumentare della velocità di traslazione a costante velocità di rotazione dell'utensile. Inoltre, le massime temperature si raggiungono sulla superficie superiore della zona di saldatura. Il quadro completo include il riscaldamento per attrito e quello adiabatico. Il riscaldamento per attrito dipende dalla velocità superficiale e dal coefficiente d'attrito. Quindi, le temperature generate possono aumentare dal centro dello *shoulder* dell'utensile fino al bordo dello *shoulder* stesso. Il *pin* può anche provvedere ad un addizionale riscaldamento per frizione. In fine, il riscaldamento adiabatico è verosimilmente massimo in corrispondenza della superficie tra *pin* e *shoulder* e decresce allontanandosi dall'interfaccia.

2.3. Evoluzione microstrutturale

Il contributo di un'intensa deformazione plastica e di un'esposizione ad alta temperatura all'interno della zona di mescolamento durante la FSW, ha come risultato la ricristallizzazione[7,8,10,13,14,17,18,24,26] e uno sviluppo della struttura di questa zona e la dissoluzione e *coarsening* dei precipitati attorno e nella zona di mescolamento [8,10,14,17,18]. Basandosi sulla caratterizzazione microstrutturale dei grani e dei precipitati, sono state identificate tre zone distinte, zona di mescolamento (*nugget zone*), zona termo-meccanicamente alterata (TMAZ), e zona termicamente alterata (HAZ), come mostrato in figura 2.7. I cambiamenti microstrutturali nelle varie zone hanno effetti significativi sulle proprietà meccaniche post saldatura.

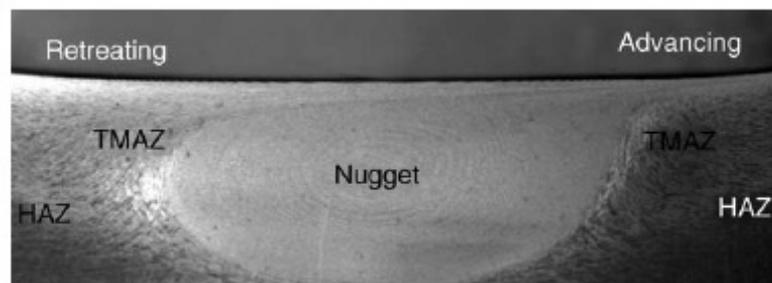


Fig. 2.3 - Tipica macrografia che mostra le varie zone microstrutturali della FSW.

2.3.1. Nugget zone

Un'intensa deformazione plastica e un riscaldamento per attrito durante la FSW portano a una ricristallizzazione in una struttura a grana fine nella zona di mescolamento. Questa area è definita *nugget zone* o zona di ricristallizzazione dinamica (*dynamically recrystallized zone*, DXZ). In questa zona viene osservata una struttura ad anelli concentrici (Fig. 2.7 e 2.8b). All'interno dei grani ricristallizzati, usualmente vi è una bassa densità di dislocazioni [4,5]. Tuttavia, molti ricercatori riportano che i piccoli grani ricristallizzati della *nugget zone* contengono alta densità di *sub-boundaries* [16] e *subgrains* [24] e dislocazioni [27]. L'interfaccia tra la *nugget zone* ricristallizzata e il metallo base è relativamente diffusa nel lato di ritiro (*retreating side*) dell'utensile, ma abbastanza appuntita sul lato di avanzamento dell'utensile (*advancing side*) [28].

2.3.2. Forma della Nugget zone

Sono state osservate varie forme della *nugget zone*, in dipendenza dai parametri di processo, geometria dell'utensile, temperatura del pezzo in lavorazione e conduttività termica del materiale. Fondamentalmente, la *nugget zone* può essere classificata in due tipi, la *nugget* a scodella che si estende vicino la superficie superiore e la *nugget* ellittica (Fig. 2.8).

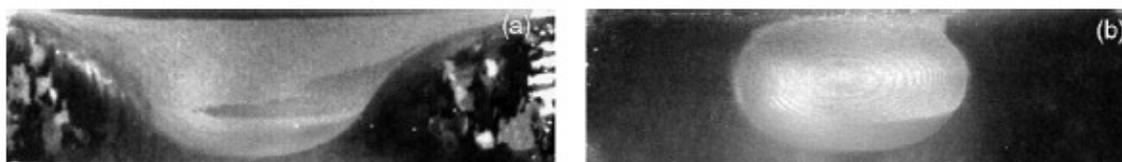


Figura 2.4 - Forme della nugget zone.

2.3.3. Dimensione del grano

E' comunemente accettato che la ricristallizzazione dinamica durante la FSW porta alla generazione di grani fini ed equiassiali nella *nugget zone* [7,8,10,13,14,17,18,24,26]. I parametri FSW, la geometria dell'utensile, la composizione e la temperatura del pezzo in lavorazione, la pressione verticale e il raffreddamento attivo esercitano un'influenza significativa sulla dimensione dei grani ricristallizzati nei materiali FSW.

Sulla base di numerose prove sperimentali si può stabilire che in generale la dimensione dei grani di ricristallizzazione decresce con la diminuzione della temperatura di ricottura, ovvero, l'incremento del picco di temperatura del ciclo termico FSW conduce ad una generazione di grani grossolani di ricristallizzazione ed anche ad una sensibile crescita degli stessi. Di conseguenza, la dimensione dei grani ricristallizzati nelle leghe di alluminio saldate con la FSW generalmente aumenta con l'aumentare della velocità di rotazione dell'utensile o del rapporto tra la velocità di rotazione dell'utensile e la velocità di traslazione. In generale è possibile trovare una combinazione ottimale della velocità di rotazione dell'utensile e della velocità di traslazione, per generare la dimensione grano più fine in una specifica lega d'alluminio, con determinate geometrie dell'utensile e temperature del pezzo in lavorazione.

L'incremento del grado di deformazione durante la FSW comporta una diminuzione della dimensione dei grani ricristallizzati in accordo con i principi generali per la ricristallizzazione.

La dimensione dei grani nella zona di saldatura tende a crescere vicino la sommità e a decrescere con la distanza su entrambi i lati dalla linea centrale della zona di saldatura; questo corrisponde approssimativamente alla variazione di temperatura all'interno della zona di saldatura. Ad esempio, la figura 2.9

mostra la distribuzione e la variazione della dimensione dei grani in differenti regioni della *nugget zone* di una lega 7050Al.

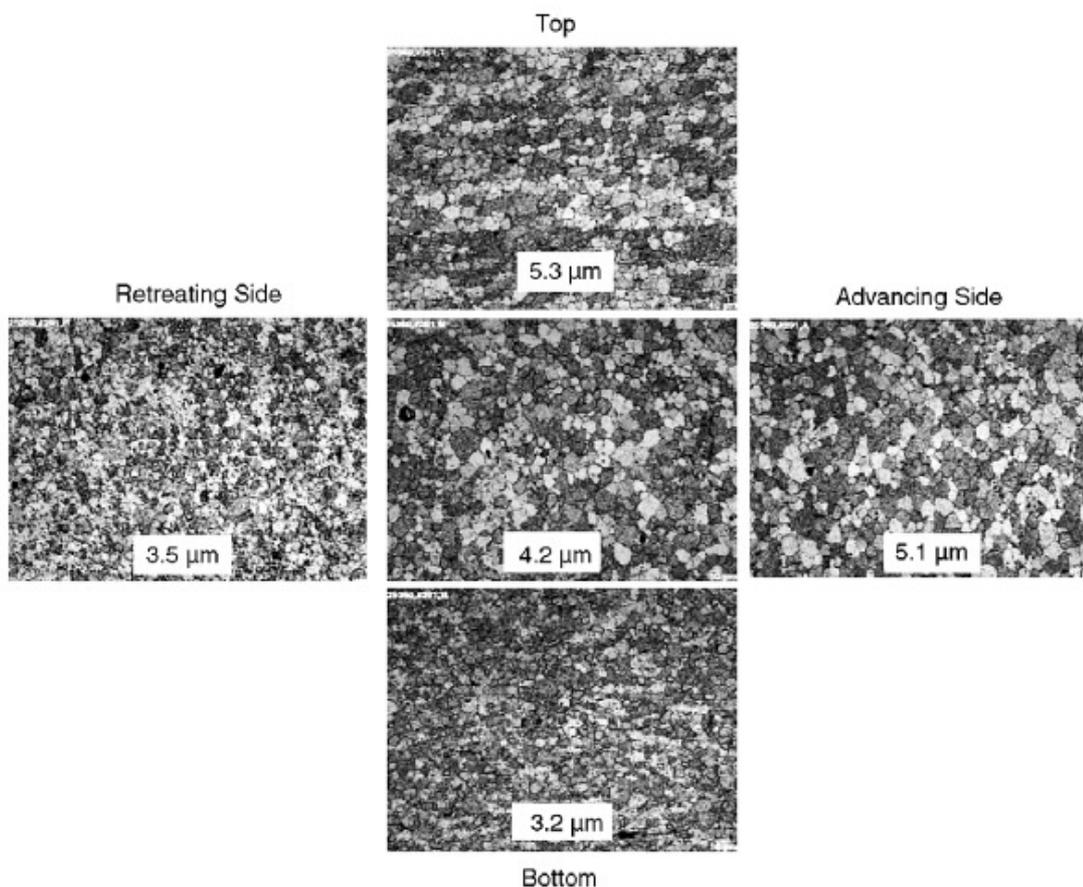


Fig. 2.5 - Distribuzione della dimensione dei grani nella nugget zone.

Questa variazione nella dimensione dei grani dal fondo alla sommità della *nugget zone* della saldatura è ritenuta essere associata con la differenza nei profili di temperatura e la dissipazione del calore nella *nugget zone*. Poiché il fondo del pezzo in lavorazione è a contatto con il piano di sostegno, il picco di temperatura è più basso e il ciclo termico è più breve in riferimento alla parte superiore della *nugget*. La combinazione di temperature più basse e di tempi di escursione più brevi sul fondo della *nugget* ritardano effettivamente la crescita dei grani e comportano grani di ricristallizzazione più piccoli. Risulta evidente che, incrementando lo spessore della lastra, cresce la differenza di temperatura tra il fondo e la sommità della *nugget zone*, ottenendo un aumento della differenza nella dimensione dei grani.

2.3.4. Dissoluzione e coarsening dei precipitati

Come detto in precedenza, la FSW comporta un incremento di temperatura superiore ai 400-550°C nella *nugget zone* a causa dell'attrito tra utensile e pezzo in lavorazione e della deformazione plastica attorno al *pin* in rotazione [4,5,14,15-18,22,23]. A queste alte temperature i precipitati nelle leghe di alluminio possono aggregarsi o dissolversi nella matrice di alluminio in relazione al tipo di lega e alla massima temperatura. Il fenomeno complessivo risulta essere una combinazione di dissoluzione, *coarsening* e riprecipitazione dei precipitati di rafforzamento durante la FSW.

2.3.5. Zona termo-meccanicamente alterata (TMAZ)

Unicamente nel processo FSW vi è la creazione di una zona di transizione, la zona termo-meccanicamente alterata (TMAZ) tra il materiale base e la *nugget zone* [4,13,14], come mostrato in figura 2.7. La TMAZ subisce sia l'effetto della temperatura sia quello della deformazione durante la FSW. Una tipica micrografia della TMAZ è riportata in figura 2.10.

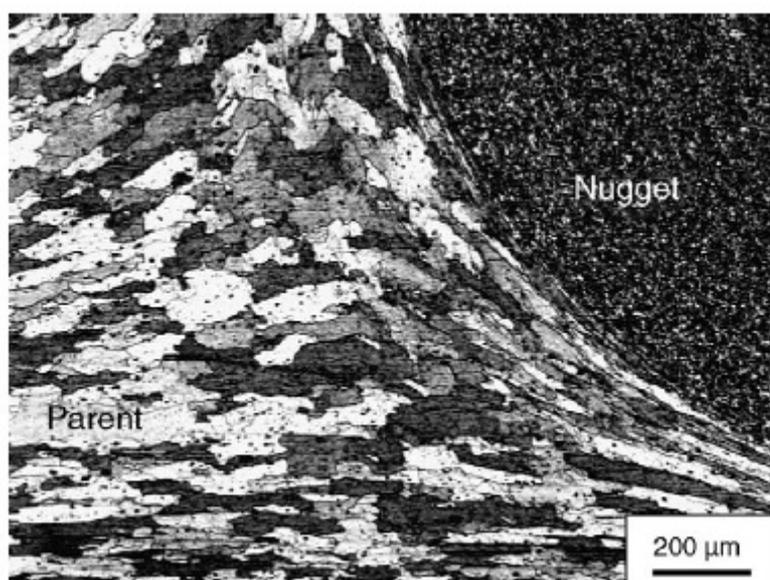


Figura 2.6 - Microstruttura della TMAZ.

La TMAZ è caratterizzata da una struttura altamente deformata. I grani allungati del metallo base vengono deformati a generare un *pattern* fluidamente allungato verso l'alto attorno la *nugget zone*. Nonostante la TMAZ subisca una deformazione plastica, la ricristallizzazione non avviene in questa zona a causa di un insufficiente sforzo di deformazione. Tuttavia, viene rilevata la dissoluzione di alcuni precipitati nella TMAZ, come mostrato in figura 2.11c e d, a causa dell'esposizione all'alta temperatura durante la FSW [16,25].

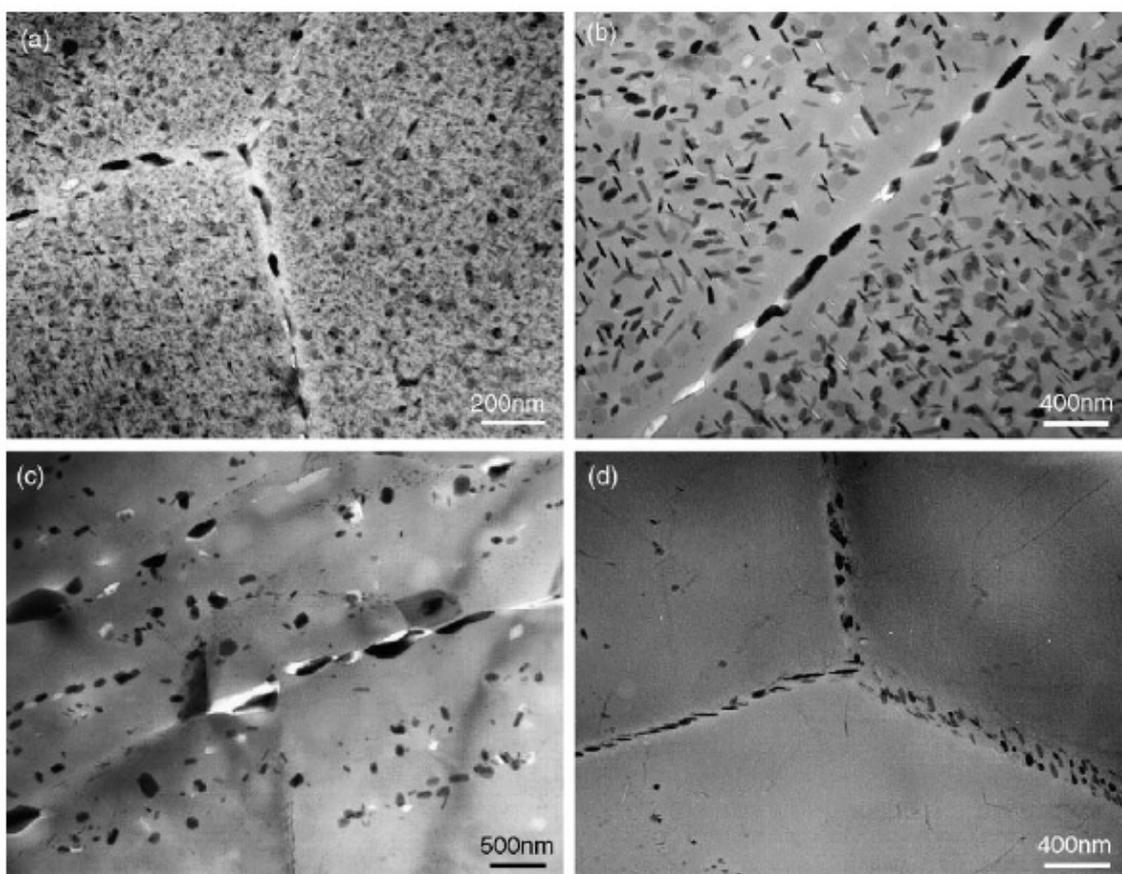


Fig. 2.7 - Microstrutture dei precipitati all'interno dei grani e lungo il bordo dei grani: (a) metallo base, (b) HAZ, (c) TMAZ vicino la HAZ, (d) TMAZ vicino la nugget zone.

La misura della dissoluzione, ovviamente, dipende dal ciclo termico subito dalla TMAZ. Inoltre, è stato rilevato che i grani nella TMAZ solitamente contengono un'alta densità di *sub-boundaries*.

2.3.6. Zona termicamente alterata (HAZ)

Oltre la TMAZ si trova la zona termicamente alterata (HAZ). Questa zona subisce il ciclo termico, ma non è sottoposta a deformazione plastica (Fig. 2.7). Per leghe di alluminio trattabili termicamente la HAZ viene identificata come la zona sottoposta a temperature superiori a 250°C. [16] La HAZ conserva la stessa struttura dei grani di quella del materiale base. Tuttavia, l'esposizione termica oltre i 250°C esercita un significativo effetto sulla struttura dei precipitati.

La FSW ha un effetto relativamente basso sulla dimensione dei *subgrains* nella HAZ, ma comporta un'evidente *coarsening* dei precipitati di rafforzamento e un notevole ampliamento della zona libera da precipitati (*precipitate free zone* - PFZ).

2.4. Proprietà e materiali

Comparata alle tradizionali saldature per fusione, la FSW manifesta un considerevole incremento in rigidità, duttilità, resistenza a fatica e frattura. La resistenza a fatica della FSW è minore di quella del materiale base, ma sostanzialmente superiore di quella di saldature laser e saldature MIG. Dopo aver rimosso tutte le irregolarità dei profili dalla superficie di saldatura, la resistenza a fatica dei campioni FSW viene incrementata a livelli paragonabili a quelli del materiale base. La resistenza a frattura della FSW si osserva essere più alta o equivalente a quella del materiale base. Riguardo le proprietà di corrosione della FSW, sono state effettuate osservazioni in contraddizione. Mentre alcuni studi hanno mostrato che la resistenza al *pitting* e alla *stress corrosion cracking* delle saldature FSW sono superiori o comparabili a quelli del materiale base, altre relazioni indicano che le saldature FSW di alcune leghe di alluminio ad alta resistenza sono molto sensibili all'attacco intergranulare

rispetto alla lega base, evento che avviene particolarmente nella HAZ adiacente alla TMAZ.

In aggiunta alle leghe di alluminio, la FSW ha avuto successo nell'utilizzo per la giunzione di altri materiali metallici, come rame, titanio, acciaio, magnesio e compositi. A causa degli alti punti di fusione e/o bassa duttilità, efficaci giunzioni di materiali ad alta temperatura di fusione a mezzo della FSW sono usualmente limitate a un ristretto intervallo di parametri della FSW. Il preriscaldamento è vantaggioso per migliorare la qualità della saldatura così come l'incremento della velocità di avanzamento per materiali alto-fondenti come l'acciaio.

2.4.1. Durezza

Le leghe di alluminio sono classificate come termicamente trattabili (rinforzabili per precipitazione) o come non termicamente trattabili (rinforzabili per soluzione solida). Alcune indagini hanno dimostrato che il cambiamento di durezza nella FSW è differente per leghe di alluminio indurite per precipitazione e per leghe di alluminio indurite per soluzione solida. La FSW causa la formazione di una regione ammorbidita attorno al centro della saldatura in alcune leghe di alluminio indurite per precipitazione [5,7,10,16,29,30]. È probabile che un tale ammorbidimento è causato dal *coarsening* e dalla dissoluzione dei precipitati di rafforzamento durante il ciclo termico della FSW [5,7,10,16,29,30]. Il profilo di durezza è quindi fortemente influenzato dalla distribuzione dei precipitati, piuttosto che dalla dimensione dei grani nella saldatura. Una tipica curva di durezza attraverso la saldatura FSW di una lega 6063Al-T5 è mostrata in figura 2.12.

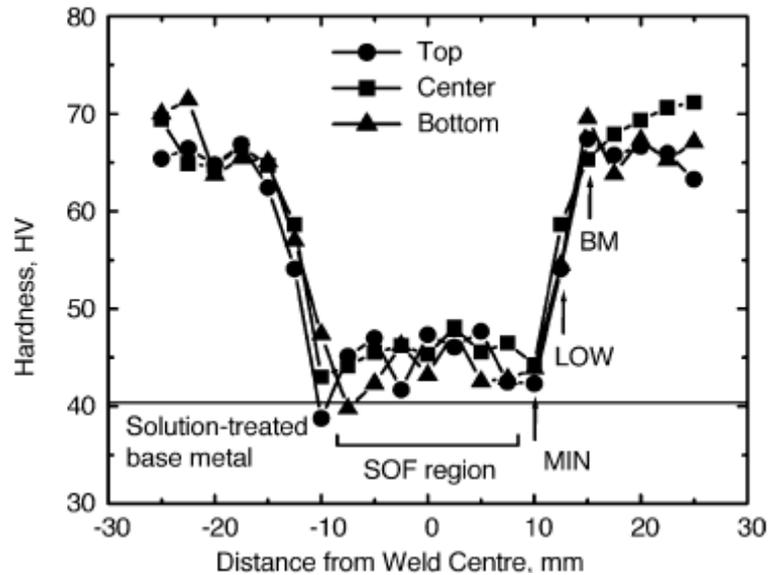


Fig. 2.8 - Curve tipiche di durezza di una saldatura FSW.

In fig. 2.12 è riportata anche la durezza media del materiale base indurito per soluzione solida come termine di paragone [16]. Chiaramente, un significativo ammorbidimento è prodotto in tutta la zona di saldatura, in relazione al materiale base. Le curve di durezza sono state nominate con BM (zona di durezza uguale a quella materiale base), LOW (zona di durezza inferiore a quella del materiale base), MIN (zona di durezza minima) e SOF (zona ammorbidita), per indicare la microstruttura di queste quattro zone. Come mostrato in figura 2.13, due tipi di precipitati si osservano nelle zone BM, LOW e MIN; precipitati aghiforme di circa 40nm di lunghezza, i quali sono parzialmente o completamente coerenti con la matrice, e precipitati a forma di bacchetta approssimativamente lunghi 200nm, i quali hanno bassa coerenza con la matrice.

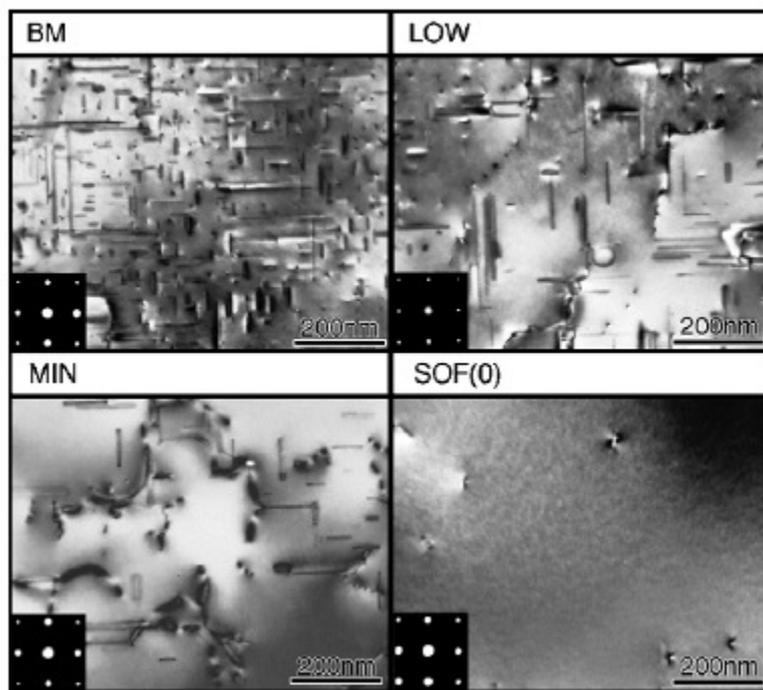


Fig. 2.9 - Distribuzione dei precipitati nelle differenti zone microstrutturali della FSW.

Le proprietà meccaniche dipendono principalmente dalla densità dei precipitati aghiforme e solo poco dalla densità dei precipitati a forma di bacchetta. La microstruttura (tipo, dimensione e distribuzione dei precipitati) nella regione BM è essenzialmente la stessa di quella del materiale base (Fig. 2.13a), il che spiega la stessa durezza nella regione BM e in quella del materiale base. Nella regione LOW, la densità di precipitati aghiforme è sostanzialmente ridotta, mentre la densità di precipitati a bacchetta è cresciuta (Fig. 2.13b). Questo comporta una riduzione della durezza nella regione LOW. Per la zona MIN, rimane solo la bassa densità di precipitati a bacchetta (Fig. 2.13c). Così, non solo gli effetti indurenti degli aghiforme scompaiono completamente, ma anche l'effetto rinforzante dovuto alla presenza di soluti in soluzione solida è ridotto a causa della presenza dei precipitati a bacchetta, i quali portano alla minima durezza nella zona MIN. Nella regione SOF nessun precipitato è presente a causa della loro completa dissoluzione (Fig. 2.13d).

Per leghe di alluminio indurite per soluzione solida, generalmente, la FSW non comporta un ammorbidimento nella zona di saldatura. Il profilo di durezza è

approssimativamente uniforme nella saldatura, la durezza nella *nugget zone* è leggermente superiore di quella del materiale base e la massima durezza è localizzata nella TMAZ. In conclusione l'effetto complessivo è governato dai contributi relativi dei bordi dei grani, dalle particelle e dalle sottostrutture.

CAPITOLO III

Introduzione

In questo capitolo verranno illustrate le metodologie, le tecniche e le apparecchiature usate per condurre la sperimentazione che si propone quale obiettivo l'ottimizzazione del processo di saldatura FSW di giunti in lega Al B 226 T8 saldati FSW nella configurazione Butt Joint.

3.1. Materiale utilizzato per le saldature

La serie che trattiamo nel nostro lavoro è la lega B226 T8. La lega in esame è una lega a base di rame (Cu), la sigla T8 indica il trattamento termico a cui è stata sottoposta (ovvero solubilizzazione, deformazione a freddo, e invecchiamento artificiale). La lega è stata caratterizzata meccanicamente in condizioni statiche, attraverso prove di trazione su provini ottenuti da lastre piane. Tali prove sono state realizzate su due serie di provini ricavati lungo le due direzioni di laminazione:

- L (parallela alla direzione di laminazione)
- LT (ortogonale alla direzione di laminazione).

I provini sono stati ricavati dalle forme e dimensioni rispondenti alla concordata normativa di riferimento, ASTM E8 Standard Test Method for Tension Testing of Metallic Materials.

Le caratteristiche meccaniche di tale lega nelle due condizioni L ed LT vengono esposte nelle seguenti tabelle riepilogative, ottenute da tre prove valide sia per la direzione L che per la LT.

	σ_s (MPa)	σ_r (MPa)	E (GPa)	A %
I Provino	419	456	69,7	18
II Provino	419	456	70,6	17
III Provino	419	456	69,5	11
media	419	456	69,9	15,3

Tabella 3.1 - Proprietà meccaniche statiche della lega B 226 T8 in direzione L.

	σ_s (MPa)	σ_r (MPa)	E (GPa)	A %
I Provino	405	453	69,2	17
II Provino	402	450	71,8	15
III Provino	400	450	68,5	11
media	402,3	451	69,8	14,3

Tabella 3.2 - Proprietà meccaniche statiche della lega B226 T8 in direzione LT.

Le lastre utilizzate per il nostro processo di saldatura FSW avevano le seguenti dimensioni 260 x 60 mm ed uno spessore di circa 3 mm. Le saldature sono state realizzate nella condizione butt-joint (di cui in fig. 3.1 si mostra un disegno).

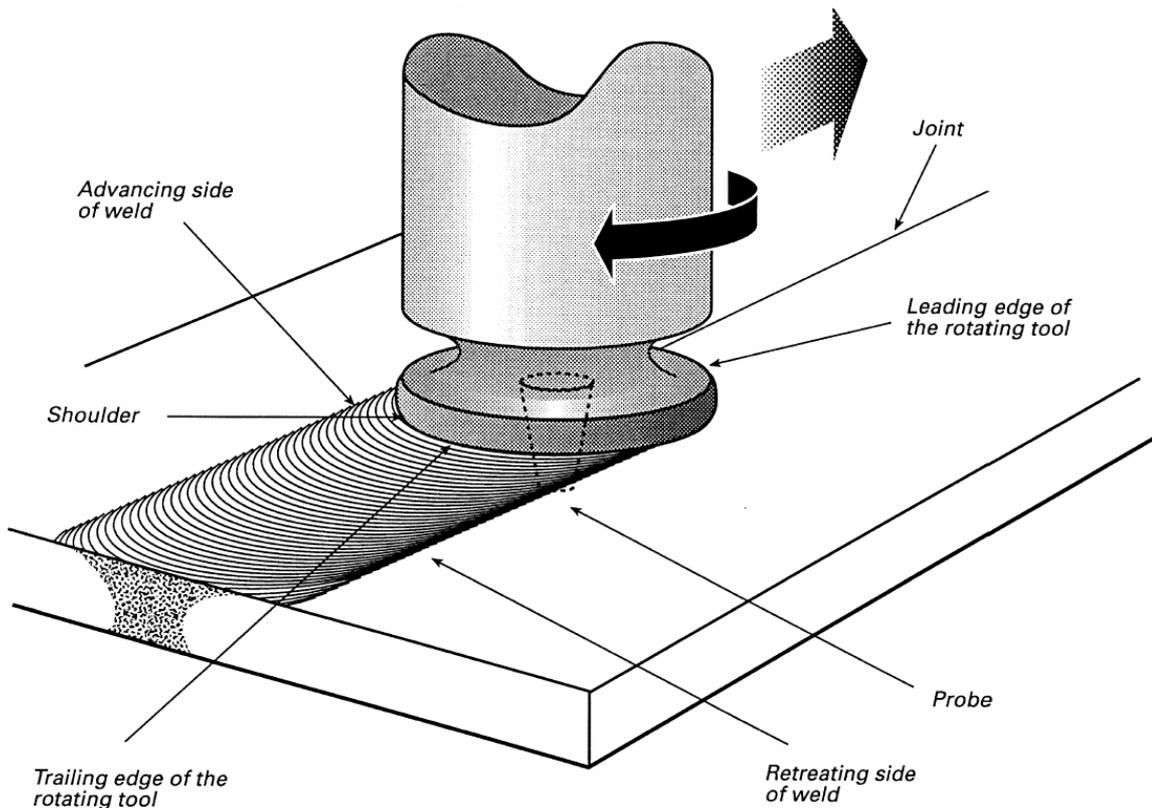


Fig. 3.1 - Schematizzazione di una saldatura FSW nella condizione butt-joint .

3.2. Strategia sperimentale

Al fine di ottenere informazioni circa l'influenza che i diversi parametri del processo FSW esercitano sulle caratteristiche meccaniche dei giunti saldati, e allo stesso tempo determinare la combinazione dei parametri tali da ottimizzare le prestazioni meccaniche stesse, si è deciso di condurre gli esperimenti utilizzando la metodologia delle superfici di risposta. Nella fattispecie è stato realizzato un piano fattoriale composito centrale a facce centrate a tre fattori e $\alpha=1$ con punto centrale replicato 3 volte. Tale piano è stato replicato una sola volta , la replicazione è stata fatta in maniera sequenziale e utilizzando un utensile differente dal precedente sebbene presentante caratteristiche geometriche identiche. Pertanto al fine di eliminare questa che rappresenta una evidente variabile di disturbo, l'intero piano di prove è stato diviso in due blocchi. Tale strategia sperimentale prevede inoltre, anche la randomizzazione dell'esecuzione delle prove, in modo da evitare che l'intera campagna di prove possa essere inficiata dall'insorgere di eventuali errori sistematici.

I parametri di processo sono stati classificati in due categorie:

- 1) Fattori variabili.
- 2) Fattori fissi.

Successivamente sono stati definiti i valori di questi fattori fissi, e l'intervallo di valori dei fattori variabili. L'angolo di inclinazione e l'angolo di avanzamento sono stati considerati fissi, mentre la velocità di rotazione, la velocità di avanzamento e la profondità di penetrazione vengono fatte variare.

La velocità di rotazione (ω) è stata fatta variare da 800 rpm ad 2000 rpm, la velocità di avanzamento (v) è stata fatta variare da 50 mm/min a 300 mm/min e la distanza (p) tra il fondo delle piastre e il pin è stata fatta variare da 0,07mm a 0,13mm. L'angolo di inclinazione (α) è stato fissato a 0° , mentre l'angolo di

avanzamento (γ) a 2°. L'intero piano sperimentale randomizzato è riassunto nella tabella 3.3.

Prova	Ω (rpm)	N (mm/min.)	P (mm)	Γ (°)
1	1400	175	0,10	2
2	800	300	0,10	2
3	2000	175	0,13	2
4	800	175	0,13	2
5	1400	175	0,10	2
6	1400	175	0,10	2
7	1400	300	0,13	2
8	1400	175	0,10	2
9	2000	175	0,07	2
10	1400	50	0,07	2
11	800	50	0,10	2
12	2000	50	0,10	2
13	1400	50	0,13	2
14	800	175	0,07	2
15	2000	300	0,10	2
16	1400	300	0,07	2

Tabella 3.3 - (Primo blocco).

Le prove sono state poi ripetute per studiare la robustezza del processo, in modo da capire se questo era realmente riproducibile, ossia per stabilire se prove effettuate con parametri uguali restituivano risultati analoghi. Nella tabella seguente 3.4 sono riportate le 15 prove ripetute che vanno dalla numero 20 alla 34.

Prova	Ω (rpm)	N (mm/min.)	P (mm)	Γ (°)
20	1400	300	0,13	2
21	2000	175	0,07	2
22	1400	50	0,07	2
23	800	50	0,10	2
24	2000	50	0,10	2
25	1400	50	0,13	2
26	800	175	0,07	2
27	2000	300	0,10	2
28	1400	300	0,07	2
29	800	300	0,10	2
30	2000	175	0,13	2
31	800	175	0,13	2
32	1400	175	0,10	2

33	1400	175	0,10	2
34	800	400	0,07	2

Tabella 3.4 - Prove ripetute (secondo blocco).

3.3. Geometria dell'utensile

Un fattore chiave della buona riuscita di una saldatura FSW è la scelta di un utensile appropriato. Tale utensile è generalmente composto da una parte cilindrica (spalla, spallamento o shoulder), e da una punta (pin o spillo).

Gli utensili differiscono tra loro principalmente per le diverse geometrie del pin, sia in termini di sezione trasversale che di superficie laterale, la quale può presentare una filettatura a passo fisso o progressivo. Il diametro del pin è proporzionale allo spessore dei pezzi da unire. Nel caso di piccoli spessori (fino a 10mm) il rapporto diametro-lunghezza del pin è pari a uno. Il nostro utensile ha un pin con altezza pari a 3 mm. Per la nostra sperimentazione abbiamo usato un utensile realizzato da una barra di precisione temprata e rettificata di acciaio Cf53 DIN = C 53 UNI le cui proprietà meccaniche e la composizione percentuale sono riportate nella tabella 3.5.

Durezza superficiale	650-800 HV (58-64 HRC)
Finitura superficiale	< 0.32 NM RA
Specifica materiale	Cf53 DIN 17 R 12
Tolleranza di rettilineità	0.040 mm/1000 mm

Tabella 3.5 - Caratteristiche meccaniche dell'utensile.

La forma e la geometria dell'utensile vengono illustrate nel seguente disegno CAD

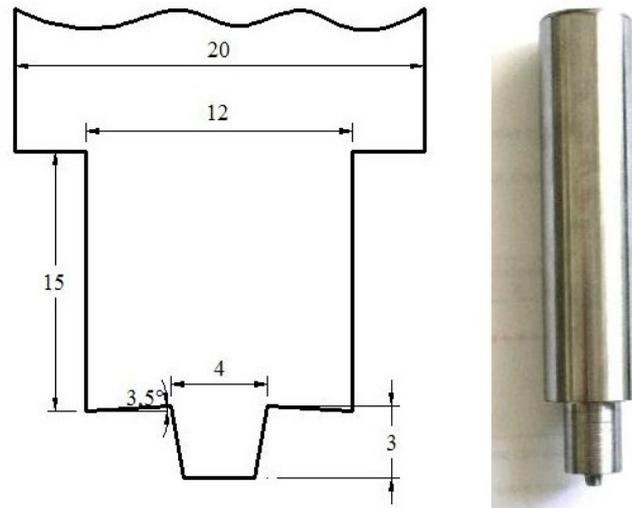


Fig. 3.1 - Schematizzazione di una saldatura FSW nella condizione butt-joint .

L'utensile viene montato e bloccato al mandrino della macchina utensile come mostrato in fig 3.3



Fig 3.3 - Utensile montato sulla macchina operatrice.

3.4. Il processo di saldatura

Durante il processo di saldatura FSW l'utensile affonda progressivamente nel materiale, ed una volta completata la penetrazione ed il breve dwelling, avanza longitudinalmente sino a percorrere il tratto prefissato di saldatura.

Il passaggio dell'utensile rotante genera la giunzione, frutto della deformazione plastica cui sono soggetti i metalli da saldare e del successivo rimescolamento

dello stesso. I fenomeni che si generano durante il processo di saldatura sono due:

- 1) Attrito tra utensile e materiale.
- 2) Generazione di calore.

Tali fenomeni sono tra loro strettamente interconnessi, infatti l'attrito prodotto tra l'utensile e il pezzo è anche responsabile della generazione di calore. Inoltre la resistenza offerta dal materiale, e i moti compositi che si generano a causa della rotazione e traslazione dell'utensile, impongono di bloccare i pezzi da saldare tramite appositi serraggi, come mostrato in fig 3.4

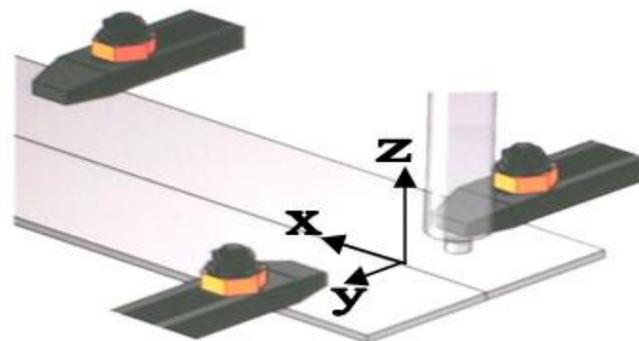


Fig 3.4 - Bloccaggio delle piastre.

Alla luce di quanto descritto possiamo concludere che nel processo di analisi riveste un particolare interesse la valutazione delle forze e delle temperature in gioco, pertanto è stato necessario approntare un sistema di misure per entrambe.

3.5. Acquisizione delle forze

Per ricavare le informazioni sulle forze che si producono durante il processo di saldatura, in particolare lungo la direzione di avanzamento dell'utensile (convenzionalmente denominato asse x) e lungo il suo asse verticale (convenzionalmente denominato asse z) è stato necessario approntare una catena di misura costituita dai seguenti stadi:

- il primo stadio è la scelta del sensore, cioè l'elemento di frontiera con il mondo fisico. Se il fenomeno fisico analizzato in uscita è diverso da quello in ingresso, è più corretto parlare di trasduttore.
- il secondo stadio è composto da tutti gli elementi di amplificazione, filtraggio e trasporto, ovvero la codifica dell'informazione.
- il terzo e ultimo stadio è rappresentato dai supporti per conservare l'informazione (es. PC).

Durante la saldatura dei laminati, mediante l'utilizzo di una cella di acquisizione forze (precedentemente tarata), si è potuto registrare l'andamento delle forze esplicate dall'utensile sulle piastre da giuntare e quindi le reazioni che il materiale esercita sull'utensile al procedere della saldatura.

Tale cella presenta due canali di uscita, collegati ad un amplificatore di segnale e ad un PC, attraverso i quali si sono registrate le forze nella direzione di avanzamento della tavola, che si è indicata come asse x e quelle in direzione dell'asse verticale dell'utensile, indicata come z.

3.6. Acquisizione delle temperature

Durante le saldature FSW le temperature sono state acquisite grazie a delle termografie realizzate con una termocamera della NEC modello TH 7800 (Fig. 3.5).



Fig. 3.5 - Termocamera NEC TH 7800.

La termocamera è stata montata esternamente alla macchina CNC che ha effettuato la saldatura FSW, come mostrato in fig. 3.6.



Fig. 3.6 - Montaggio termocamera.

Le termografie sono state memorizzate dalla termocamera e dopo, tramite il software in dotazione, trasferite dalla termocamera al Pc ed elaborate.

3.7. Preparazione al processo di saldatura

La cella di carico viene afferrata dalla morsa della macchina operatrice, mentre la tavola portapezzo, progettata in modo da essere autocentrante, va alloggiata sopra la cella stessa e fissata attraverso delle brugole aventi diametro $\Phi=8\text{mm}$. Sopra le due lamiere da saldare sono poggiate delle barrette rigide, le quali hanno la funzione di impedire al pezzo di imbarcarsi, queste a loro volta sono bloccate sulla tavola portapezzo attraverso quattro morsetti. Le piastre vengono poi mandate in battuta contro l'apposito scalino dell'altezza di 2,5mm della tavola e fissate lateralmente con delle placchette in modo da rimanere perfettamente affiancate durante tutta l'operazione di saldatura facendo si che la linea di giunzione delle lamine sia parallela alla direzione di avanzamento dell'utensile.

Una foto del montaggio della cella di carico, è riportata in fig. 3.7.

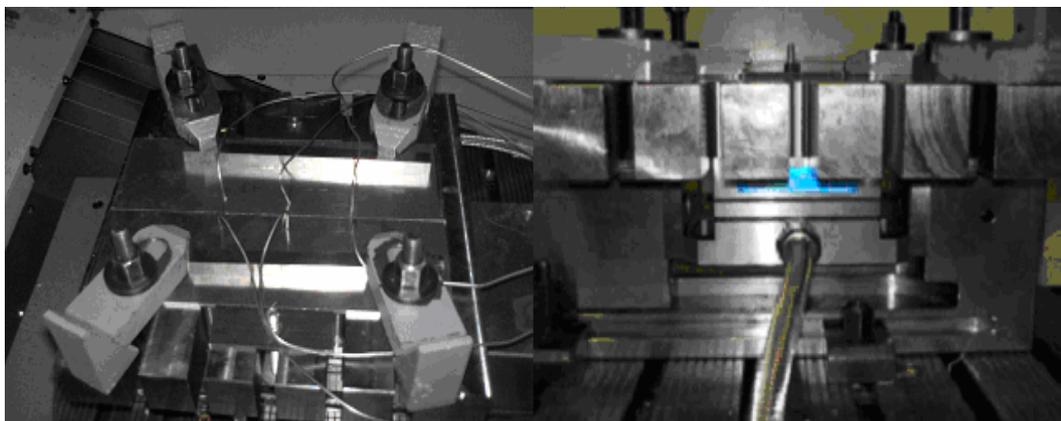


Fig. 3.7 - Montaggio della cella di carico sulla macchina operatrice.

3.8. Tipologie di prove

Le prove eseguite sono:

- Analisi delle temperature

- Analisi delle forze
- Prove di trazione

3.8.1 Prove di trazione

La prova di trazione serve a conoscere importanti caratteristiche meccaniche del materiale, quali la resistenza e l'elasticità. La prova viene eseguita su una macchina di cui si conosce l'incertezza di misura sui valori indicati. La macchina è essenzialmente costituita da un telaio rigido, con montanti a colonne su cui può scorrere la traversa mobile. La traversa è comandata con movimento molto preciso da un motore elettrico, attraverso trasmissione meccanica o idraulica.

Esiste la possibilità di variare in modo noto la velocità della traversa impostando incrementi di velocità del carico o dell'allungamento. Si possono quindi realizzare prove a carico imposto o a deformazione imposta. Il provino di forma e geometria opportuna, a seconda che si tratti di barra o lamiera o altra forma di materiale di partenza, è afferrato da due ganasce a comando meccanico o pneumatico in modo tale che, durante l'applicazione del carico, il provino viene ad essere sempre più bloccato tra due cunei di ogni ganascia.

Le due ganasce sono solidali rispettivamente alla traversa mobile e a un elemento molto rigido ma sensibile al carico applicato, detto cella di carico. La cella di carico è incastrata nel telaio della macchina. Quando la traversa viene fatta muovere, il provino è messo in trazione ed il carico passa così in serie attraverso l'omonima cella.

I diagrammi che è possibile ottenere da un materiale sottoposto a una prova di trazione, possono essere variabili in funzione della "storia" del materiale.

L'apparecchiatura utilizzata durante le nostre prove di trazione è la MTS Alliance RT/50 fig. 3.8.



Fig. 3.8 - MTS Alliance RT/50.

La RT/50 è in grado di muovere il suo carrello per oltre un metro (1105mm) con una velocità minima di 0.001 mm/min ed una velocità massima di 1016 mm/min. La risoluzione di posizionamento è di 0.062 micrometri. La cella di carico usata è in grado di sopportare carichi fino a 50 kN.



Fig. 3.9 - Ganasce della MTS Alliance RT/50.

3.9 Estensimetro

Per l'esecuzione delle prove di trazione ci siamo serviti anche di un ulteriore strumento, un estensimetro che opportunamente tarato è stato collegato tramite una porta parallela alla MTS Alliance RT/50.

Le specifiche tecniche dell'estensimetro sono riassunte nella seguente tabella

3.6.

Extensometer Identification.

CATALOGUE N°	2620-604
TRAVEL	+12,5 ; - 2,5 (mm)
GAUGE LENGHT	25 ; 50 (mm)
TYPE	DYNAMIC
CALIBRATION	ELECTRICAL
CODE VALUE	200
SERIAL N°	50

Tab. 3.6 - Specifiche estensimetro.

L'estensimetro ci ha fornito in output la differenza tra la lunghezza assunta dai suoi coltelli istante per istante, e quella iniziale. In fig.3.10 viene mostrata una foto dello strumento.



Fig. 3.10 - Foto estensimetro.

In fig.3.11 si vede come l'estensimetro è stato montato, durante l'esecuzione di una prova.

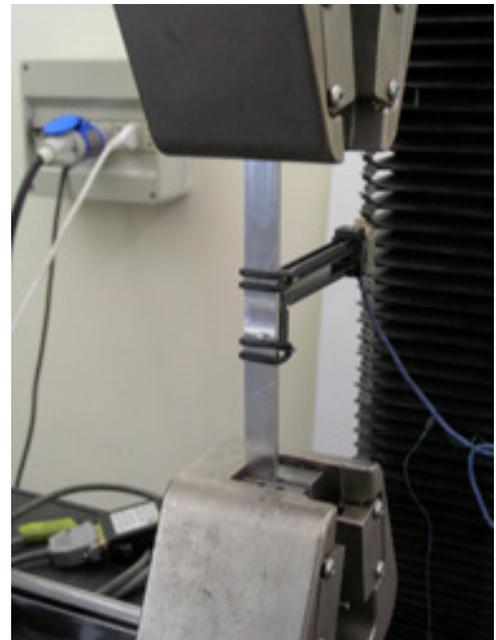


Fig. 3.11 - Estensimetro montato, durante una prova.

Man mano che la prova procede, la MTS Alliance restituisce un segnale che viene elaborato da un Pc tramite un software di controllo, l'MTS Testworks 4.0.

L'MTS Testworks traccia in tempo reale la curva carico-allungamento, monitorando quindi la prova. Dai dati salvati è stato possibile valutare non solo la tensione di rottura dei nostri giunti, ma anche i diagrammi σ - ϵ delle varie prove.

In fig. 3.12 viene mostrato il computer in esame, con la schermata di una prova in esecuzione.



Fig. 3.12 - Computer con installato il software Testworks 4.0.

Introduzione

Nel precedente capitolo abbiamo descritto in che modo ci siamo proposti di condurre la nostra sperimentazione, mettendo in luce gli aspetti costitutivi del materiale e dell'utensile, la strumentazione usata, e non meno importanti con quale metodologia e finalità avremo condotto le nostre prove.

In questo capitolo, illustreremo come sono state condotte le specifiche prove, i risultati ottenuti, la loro organizzazione in tabelle e diagrammi, e l'analisi di questi al fine di comprendere i fenomeni fisici che interessano il processo.

4.1. Analisi delle temperature

Nel processo di saldatura, una delle grandezza che è stata tenuta sotto controllo è la temperatura delle piastre. Essa infatti aumenta nel corso della saldatura fino a portarsi ad un valore che rimarrà costante, quando si realizza tale fenomeno è lecito parlare di regime termico. La termocamera di cui disponevamo che ci ha permesso di fare delle istantanee sul processo, ci ha fornito i dati, che elaborati con il software LABVIEW, hanno consentito un'accurata analisi delle temperature. Il numero di termografie che siamo riusciti a effettuare con la termocamera, sono dipese dalla velocità di avanzamento dell'utensile che avevamo impostata. Infatti minore era la velocità di avanzamento (quindi maggiore era il tempo necessario ad effettuare la saldatura), maggiori erano il numero di scatti che riuscivamo a fare. Questa limitazione era legata al tipo di termocamera in uso, che aveva un tempo di scatto tra una foto e l'altra molto elevato e ciò ci ha impedito di effettuare delle foto con una frequenza di scatto maggiore. Nelle figura che segue viene riportata una delle immagini scattate durante una saldatura, più precisamente l'ultima termografia scattata in cui si è misurata la T_{max} per la saldatura numero 22 a cui corrispondono i seguenti parametri di processo ($\omega=1400$; $v=50$; $p=0,07$).

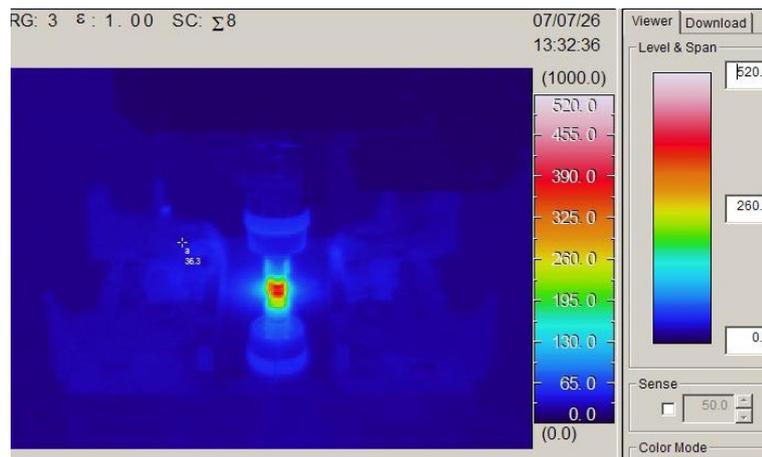


Fig. 4.1 - Termografia in cui si è misurata la T. max. saldatura 22
 $(\omega=1400; v=50; p=0,07)$.

Di seguito vengono riportate le tabelle riassuntive con il valore delle temperature massime per le varie prove svolte.

Prova	T. max. (°C)	Ω (rpm)	N (mm/min)	P (mm)
1	480	1400	175	0,10
2	340	800	300	0,10
3	510	2000	175	0,13
4	380	800	175	0,13
5	480	1400	175	0,10
6	480	1400	175	0,10
7	450	1400	300	0,13
8	480	1400	175	0,10
9	490	2000	175	0,07
10	510	1400	50	0,07
11	500	800	50	0,10
12	570	2000	50	0,10
13	520	1400	50	0,13
14	380	800	175	0,07
15	450	2000	300	0,10
16	390	1400	300	0,07

Tabella 4.1- Valori massimi di temperatura per le singole prove, I blocco.

Prova	T. max. (°C)	Ω (rpm)	N (mm/min.)	P (mm)
20	450	1400	300	0,13
21	480	2000	175	0,07
22	560	1400	50	0,07
23	520	800	50	0,10
24	580	2000	50	0,10
25	570	1400	50	0,13
26	380	800	175	0,07
27	450	2000	300	0,10
28	390	1400	300	0,07
29	370	800	300	0,10
30	510	2000	175	0,13
31	420	800	175	0,13
32	470	1400	175	0,10
33	465	1400	175	0,10
34	370	800	400	0,07

Tabella 4.2- Valori massimi di temperatura per le singole prove, II blocco.

Da un'attenta analisi dei valori di temperatura riportati nella precedente tabella sembra noto che questi valori varino in funzione di quei parametri di processo maggiormente responsabili della generazione delle forze di attrito; vale a dire velocità di rotazione e velocità di avanzamento.

La letteratura scientifica propone vari indici, costruiti a partire da questi due parametri, per definire il livello di attrito prodotto e dunque il calore generato, noi utilizzeremo il pitch definito come il rapporto tra la velocità di avanzamento e la velocità di rotazione.

L'istogramma di fig. 4.2 mette in relazione le temperature massime assolute con i nove valori di pitch che è possibile ottenere con i nostri parametri di processo.

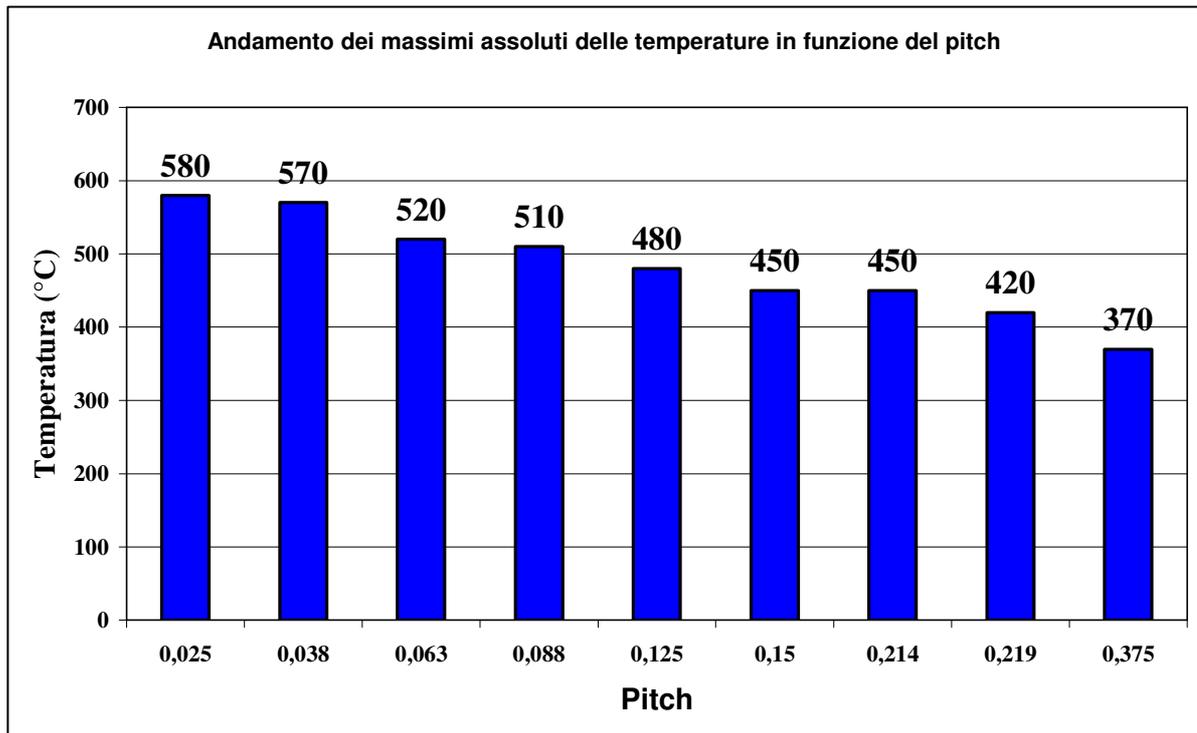


Fig.4.2 - Andamento delle T. max. assolute in funzione del pitch.

Dall'analisi dell'istogramma che mette in relazione l'andamento delle temperature max e il pitch scaturisce che al diminuire del rapporto v/ω aumenta la temperatura.

Quanto appena detto si spiega facilmente:

- 1) Se v/ω diminuisce, e riteniamo v fissato, ω cresce per cui si genera più attrito e quindi calore.
- 2) Se v/ω diminuisce, e riteniamo ω fissato, v diminuisce per cui l'utensile permane per più tempo a contatto con il materiale fornendo quindi più calore.

A partire dall'analisi tra andamento delle temperature max e Pitch è stato, inoltre, possibile cogliere un fenomeno molto interessante come mostra la seguente tabella 4.3.

Pitch= v/ω	T. max.
0,375	370
0,125	480
0,025	580

Tabella 4.3

Da tale tabella si può osservare che, le temperature max hanno un incremento di 100 °C, e possiamo convenzionalmente dire che:

- le saldature che hanno T. max. compresa tra 370-480 (°C) possono definirsi fredde.
- le saldature che hanno T. max. compresa tra 480-580 (°C) possono definirsi calde.
- le saldature che hanno T. max. a cavallo di 480 (°C) possono definirsi intermedie.

4.2. Analisi delle forze

Per ogni saldatura la cella di acquisizione delle forze ci ha fornito la possibilità di misurare i valori delle forze lungo la direzione di avanzamento dell'utensile (convenzionalmente denominato asse x) e lungo il suo asse verticale (convenzionalmente denominato asse z). Tali dati sono stati salvati su files *.txt mediante l'uso del LABVIEW software installato sul nostro pc. Successivamente tali dati sono stati elaborati con Excel, ottenendo dei grafici attraverso i quali è stato possibile analizzare l'andamento delle forze in funzione del tempo.

L'andamento tipico della F_x e della F_z , è rappresentato nel disegno di fig. 4.3 dove si mostra qualitativamente l'andamento delle forze per un generico processo di saldatura.

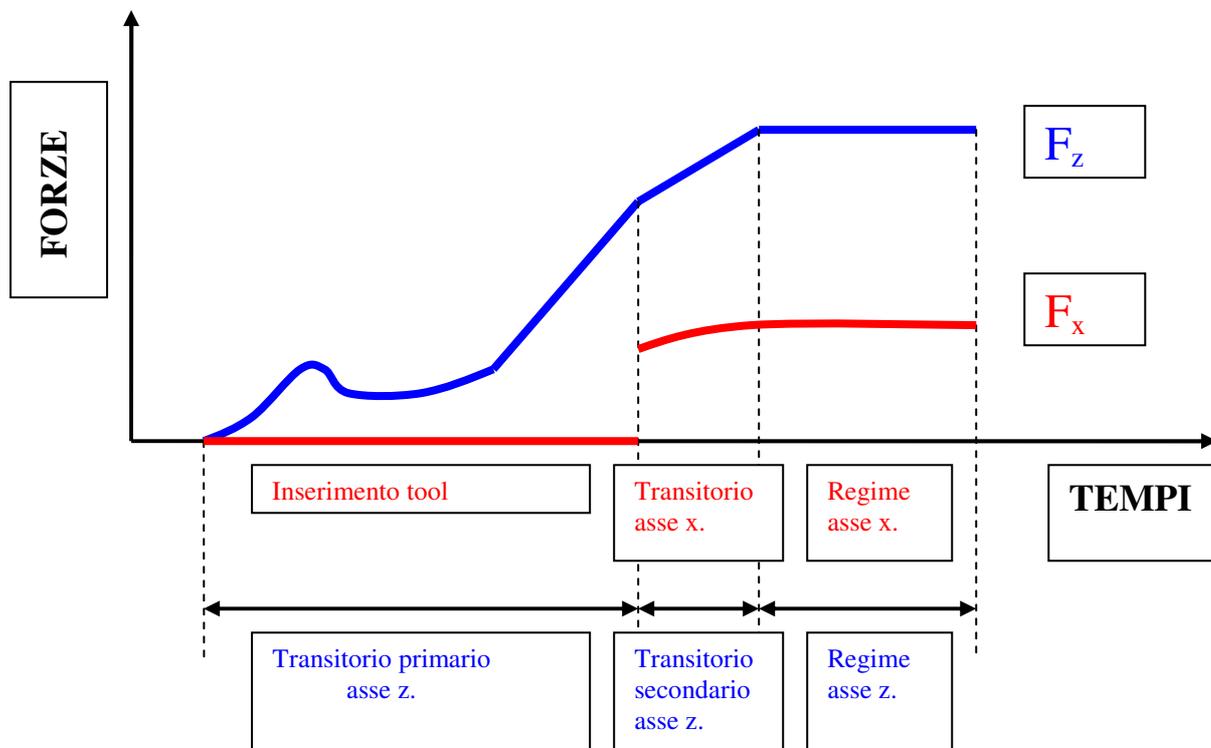


Fig. 4.3 - Andamento qualitativo della F_x e della F_z .

La fig. 4.3 rappresenta un modello teorico dell'andamento delle forze lungo le direzioni di avanzamento e lungo l'asse verticale e dunque racchiude in forma schematica considerazioni di carattere generale.

Relativamente alla F_z è possibile trarre le seguenti considerazioni:

- Presenza di un transitorio primario dovuto all'inserimento dell'utensile nel materiale che si manifesta con andamento tipico a “vasca da bagno”.
- Presenza di un transitorio secondario che ha origine con l'avanzamento dell'utensile e si esaurisce dopo pochi secondi con il raggiungimento di una condizione di stazionarietà (regime della F_z); tale fenomeno si manifesta come una evidente variazione della pendenza dell'andamento della forza.
- Conseguimento della condizione di stazionarietà o regime della forza.

Relativamente alla F_x è possibile trarre le seguenti considerazioni:

- Condizione di stazionarietà nel periodo di tempo impiegato dall'utensile a penetrare nel materiale con oscillazioni poco significative della forza intorno al valore nullo.
- Discontinuità nel valore della forza nell'istante in cui l'utensile comincia ad avanzare, passando da un valore nullo ad un valore dell'ordine di pochi kN ; tale fenomeno si manifesta come un gradino nell'andamento della forza.
- Breve transitorio prima del raggiungimento della condizione di stazionarietà.
- Conseguimento della condizione di stazionarietà o regime della forza.

Di seguito vengono illustrati i diagrammi relativi alle saldature che possiedono gli andamenti più rilevanti:

1. Saldatura di parametri: $\omega = 1400$; $v = 300$; $p = 0,07$. (Prova 16)

2. Saldatura di parametri: $\omega = 2000$; $v = 300$; $p = 0,10$. (Prova 27)
3. Saldatura di parametri: $\omega = 800$; $v = 50$; $p = 0,10$. (Prova 11)

La fig. 4.4 riporta il grafico delle forze della prova 16

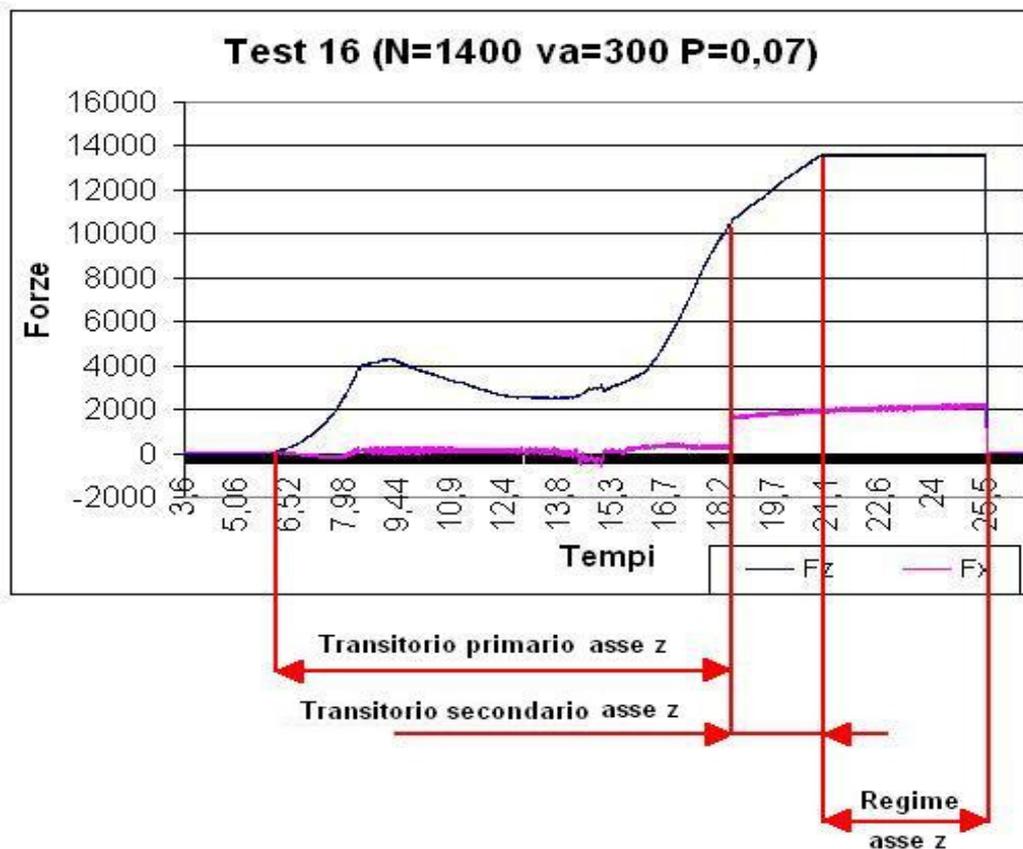


Fig. 4.4 Andamento delle forze lungo gli assi x e z (prova 16).¹

L'Analisi della forza lungo l'asse z mostra:

- un breve picco iniziale della forza pari a circa 5 kN.
- un andamento del transitorio primario tipico a “vasca da bagno” che si esaurisce in circa 12 s.
- un andamento crescente del transitorio secondario che dura circa 3 s.
- un regime che si instaura a circa 15 s con un valore della forza di circa 14 kN rappresentante il massimo assoluto.

¹ Nota. Nei tre diagrammi suddetti si è indicata la velocità di rotazione dell'utensile con **N** anziché con ω , ed si è usato il simbolo **va** al posto di **v**, per cui si deve intendere **N** = ω ; ed **va** = **v**.

L'Analisi della forza lungo l'asse x mostra:

- una oscillazione intorno il valore nullo nel periodo di inserimento dell'utensile nel materiale.
- una brusca variazione della forza nell'istante in cui comincia l'avanzamento dell'utensile.
- un breve transitorio di circa 3 secondi.
- un regime della forza che si stabilisce ad un valore di circa 2 kN.

In fig. 4.5 è rappresentato il diagramma della prova 27.

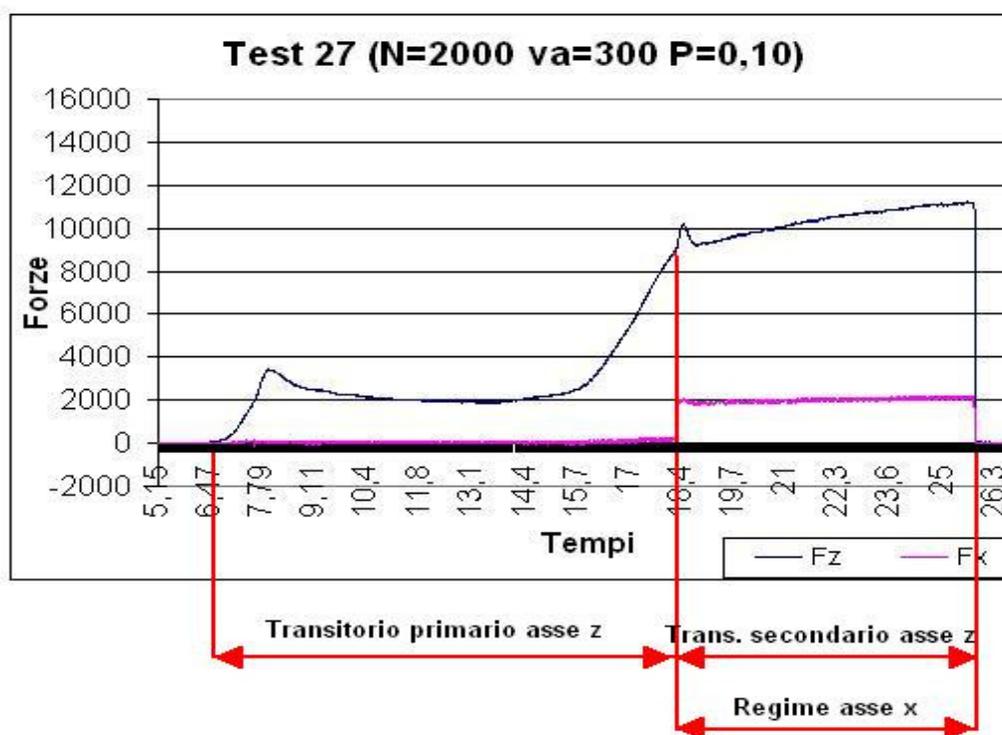


Fig. 4.5 - Andamento delle forze lungo gli assi x e z (prova 27).

L'Analisi della forza lungo l'asse z mostra:

- un breve picco iniziale della forza pari a circa 3 kN
- un andamento del transitorio primario tipico a "vasca da bagno" che si esaurisce in circa 12 s.
- un breve picco tra il transitorio primario e quello secondario di intensità pari a circa 10 kN.
- un andamento crescente del transitorio secondario.

- un regime che si registrerà solo per periodi di processamento più elevati.

L'Analisi della forza lungo l'asse x mostra:

- una oscillazione intorno il valore nullo nel periodo di inserimento dell'utensile nel materiale.
- una brusca variazione della forza nell'istante in cui comincia l'avanzamento dell'utensile.
- non si assiste ad un transitorio.
- un regime della forza che si stabilisce ad un valore di circa 2 kN.

In fig. 4.6 è rappresentato il diagramma della prova 11.

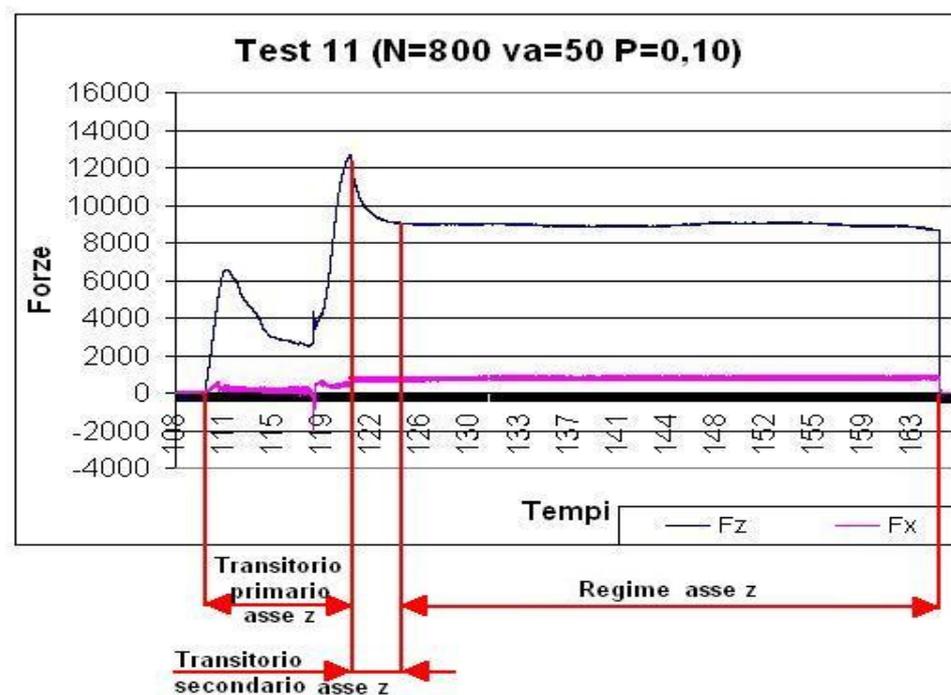


Fig. 4.6 - Andamento delle forze lungo gli assi x e z (prova 11).

L'Analisi della forza lungo l'asse z mostra:

- un breve picco iniziale della forza pari a circa 7 kN.
- un andamento del transitorio primario tipico a “vasca da bagno” che si esaurisce in circa 12 s.

- un breve picco tra il transitorio primario e quello secondario di intensità pari a circa 13 kN rappresentante il valore massimo assoluto.
- un andamento decrescente del transitorio secondario.
- un regime che si instaura a circa 15 s con un valore della forza di circa 9 kN.

L'Analisi della forza lungo l'asse x mostra:

- una oscillazione intorno il valore nullo nel periodo di inserimento dell'utensile nel materiale.
- una brusca variazione della forza nell'istante in cui comincia l'avanzamento dell'utensile.
- un breve transitorio di circa 3 secondi.
- un regime della forza che si stabilisce ad un valore di circa 1 kN.

I valori che la forza F_z raggiunge nel primo picco del transitorio dipendono dal regime di rotazione (ω). Analizzando i diversi grafici si nota che per 800 rpm si raggiungono valori di forza intorno ai 10 kN, per 1400 rpm si raggiungono valori intorno ai 5 kN mentre per valori di 2000 rpm si raggiungono valori intorno ai 4 kN.

Ω (rpm)	F_z picco primo transitorio (kN)
800	10
1400	5
2000	4

Tabella 4.4 Valori del picco del primo transitorio per la forza F_z , per diversi regimi di rotazione.

Quindi all'aumentare del numero di giri (ω) il valore della F_z del picco del primo transitorio decresce. La spiegazione di tale fenomeno sta nella differenza di apporto termico, per valori elevati di ω , dato v , l'apporto è senz'altro maggiore e dunque le forze opposte dal materiale al suo snervamento si riducono sensibilmente.

I grafici ci hanno permesso di analizzare il processo di saldatura per ogni singola prova, consentendoci di ricavare i valori di F_x e F_z a regime.

Dai valori di F_x e di F_z sono stati poi ricavati gli istogrammi mostrati in fig. 4.7 e fig. 4.8.

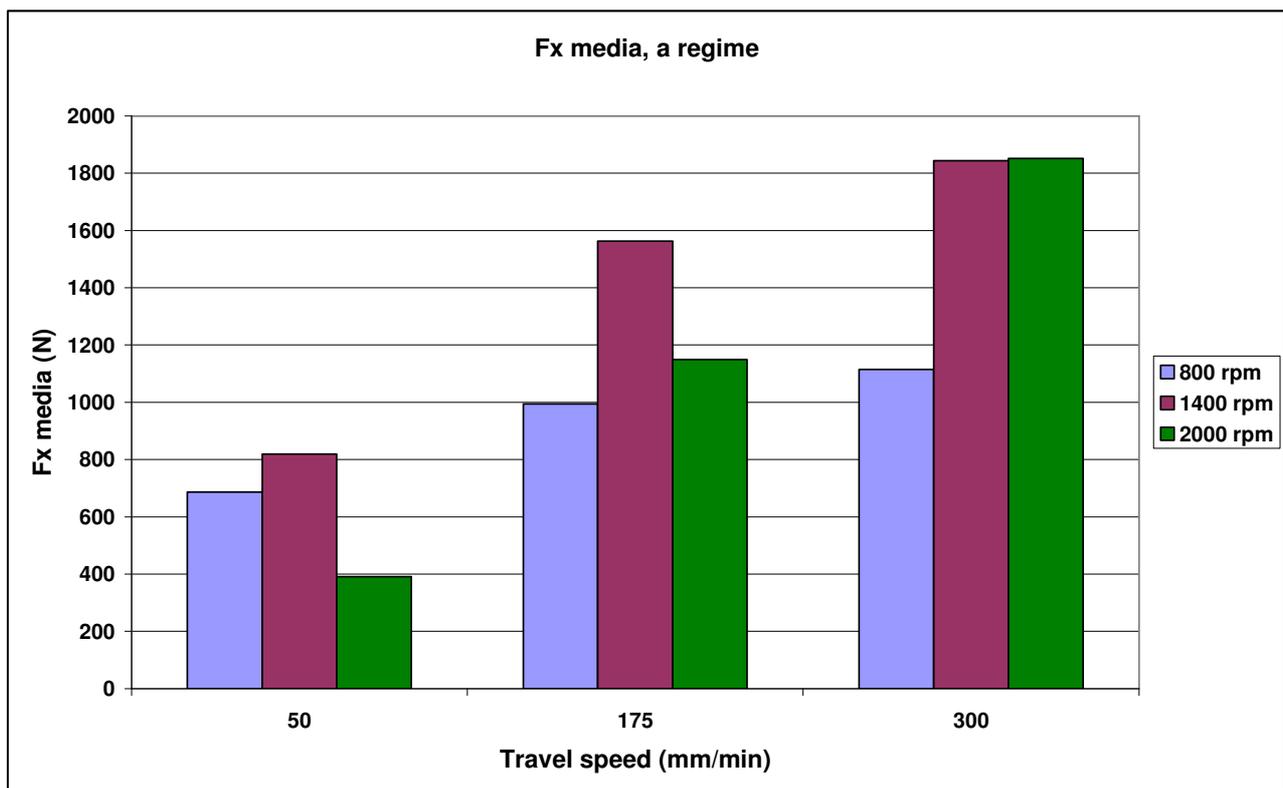


Fig. 4.7 - Valori medi di F_x a regime.

Dal precedente diagramma si evince un andamento crescente per la F_x all'aumentare della velocità di avanzamento (v).

La spiegazione di tale fenomeno risiede nel fatto che, posta costante la velocità di rotazione, all'aumentare della velocità di avanzamento si riduce l'apporto di calore fornito dall'utensile al pezzo durante il processo di saldatura.

Pertanto più le temperature sono elevate tanto minore sarà la resistenza offerta dal materiale a plasticizzarsi.

Analogamente ci saremmo aspettati una diminuzione della F_x all'aumentare di ω , posta costante la velocità di avanzamento. Tale ipotesi è stata smentita perché le saldature in questione possiedono profondità di penetrazione differenti, dunque le quantità di materiale rimescolato durante il processo di saldatura variano in funzione della stessa profondità di penetrazione.

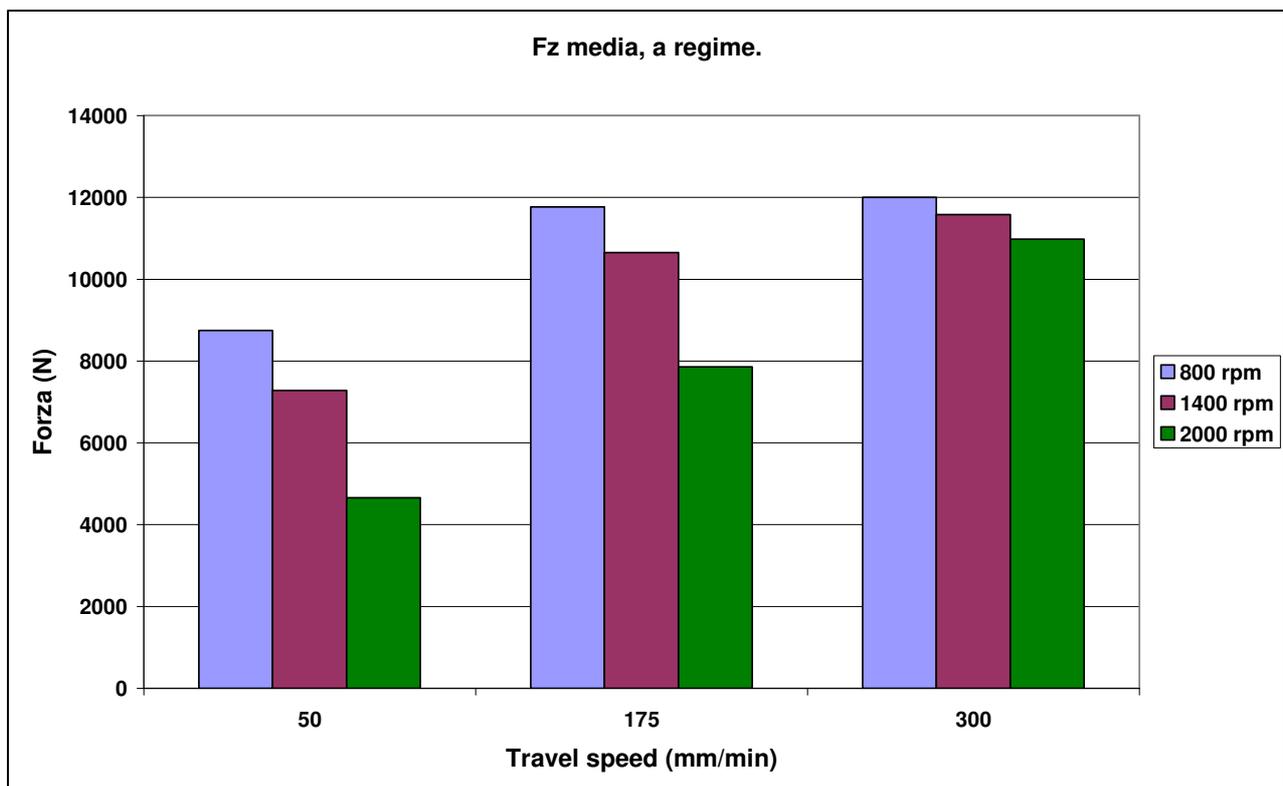


Figura 4.8 - Valori medi di F_z a regime.

Il precedente diagramma mostra in maniera indubbia come la forza lungo l'asse z tenda a crescere all'aumentare delle velocità di avanzamento e tende a diminuire all'aumentare della velocità di rotazione. Il fenomeno appena descritto verifica le

ipotesi che sono state avanzate relativamente all'andamento della F_x , con l'unica differenza che in tal caso il parametro profondità di penetrazione non ha influenza.

4.2.1. FFT (Fast Fourier Transform) dei valori delle forze

Dopo aver calcolato i valori delle forze F_x ed F_z , abbiamo cercato di analizzare le Trasformate di Fourier delle forze in esame relativamente ad ogni singola prova sia per l'asse x che per l'asse z, in modo da avere un'idea sulla componente in frequenza del segnale prodotto durante le saldature. Le Trasformate di Fourier, le abbiamo calcolate considerando solo la parte a regime dei grafici, per cui prima di diagrammare i valori delle forze su Matlab, il segnale delle prove è stato decurtato del transitorio ottenendo così un vettore dati che contenesse solo i valori della zona a regime.

In fig. 4.8 viene mostrato l'andamento della F_x in 1 secondo.

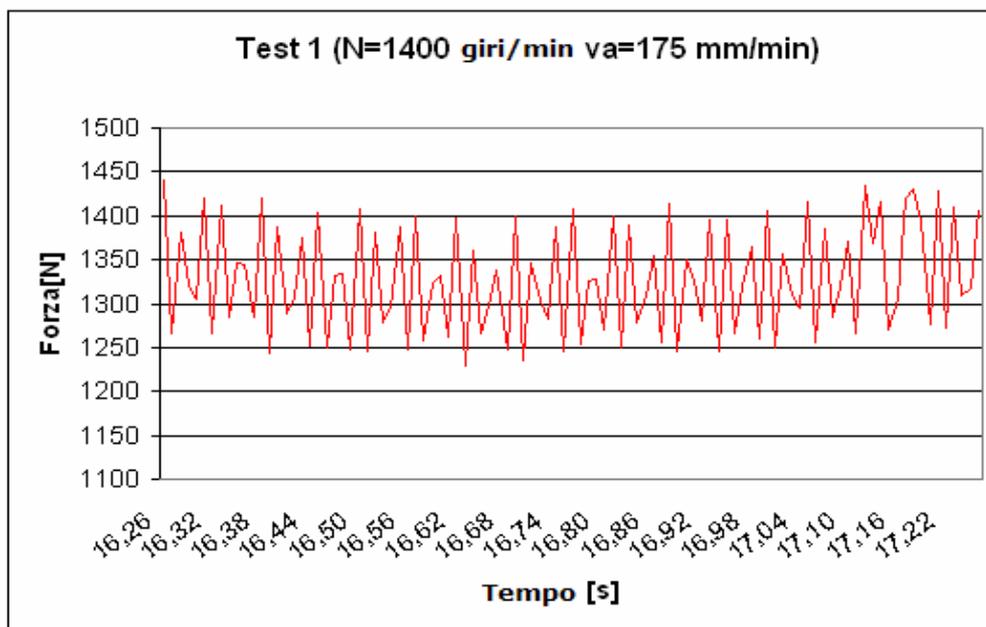


Fig. 4.8 - Andamento di F_x in 1 s.

In figura 4.9 e 4.10 , abbiamo riportato il grafico della FFT di una sola prova sia per l'asse x che per l'asse z.

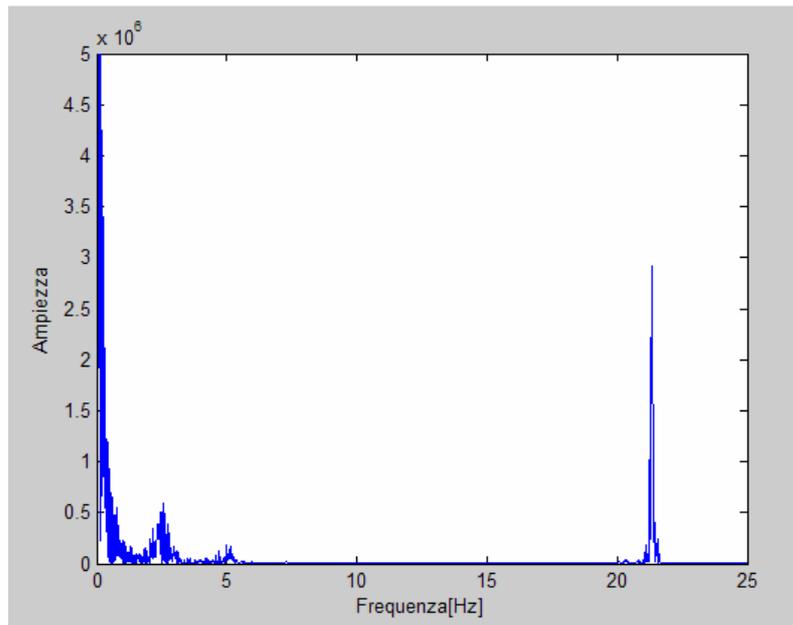


Fig. 4.9 Grafico FFT lungo l'asse X della prova 20.

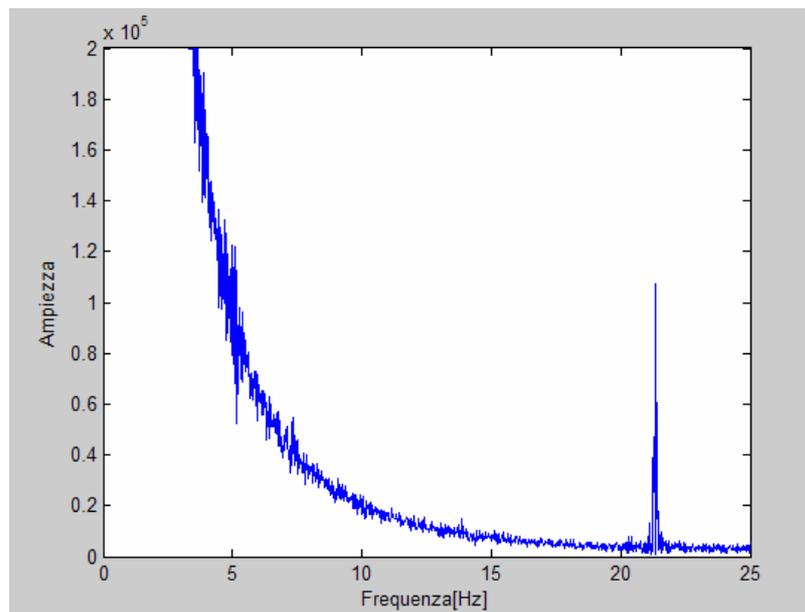


Fig. 4.10 Grafico FFT lungo l'asse Z della prova 20.

In questa prova la Frequenza di picco sia lungo l'asse z, sia lungo l'asse x è di 21,35 [Hz], mentre l'ampiezza del segnale sull'asse z è più basso rispetto quello dell'asse x, fenomeno che sta ad indicare una minore oscillazione.

Nelle tabelle 4.5 e 4.6 sono riportati i valori delle frequenze e ampiezze su entrambi gli assi per ogni singola prova svolta.

N°	Asse z		Asse x	
	A	f(Hz)	A	f(Hz)
1	7500	4	425000	19
2	30000	1	2996000	8
3	252000	1	2995000	8
4	68800	2	2996000	8
5	48000	20	2996000	7
6	60800	20	2999000	8
7	15000	19	2448000	8
8	1680	20	3305000	8
9	-	-	1415300	8
10	14618	21	1076200	8
11	-	-	-	-
12	-	-	1076000	7
13	-	-	513650	14
14	-	-	306200	17
15	-	-	-	-
16	-	-	55950	20

Tabella 4.5 - Valori Frequenza e Ampiezza asse X e asse Z.

N°	Asse z		Asse x	
	A	f(Hz)	A	f(Hz)
20	107000	21	2921000	21
21	515000	8	3735000	8
22	24600	20	619500	19
23	13500	17	493500	17
24	-	-	1480000	6
25	11000	20	190000	20
26	21000	17	224000	17
27	-	-	227000	7
28	9000	20	264000	20
29	470000	17	331000	17
30	85000	7	805000	7
31	24000	17	875000	17
32	11000	20	188000	20
34	-	-	815000	17

Tabella 4.6 - Valori Frequenza e Ampiezza asse X e asse Z.

CAPITOLO V

Introduzione

In tale sperimentazione sono stati condotti test a trazione sui giunti FSW al fine di valutare le proprietà meccaniche: σ_s , σ_r , ϵ_r .

In particolare la campagna di prove è stata realizzata eseguendo un DOE (Design Of Experiment) allo scopo di ottenere informazioni sull'influenza di alcuni parametri di processo sulle caratteristiche meccaniche su menzionate dei giunti.

Infatti, è stato implementato, innanzitutto, un central composite design Box-Jenkin con punto centrale replicato tre volte, tre misure ripetute per ogni combinazione di parametri di processo; inoltre è stata realizzata anche una replicazione del piano.

Al fine di evitare errori sistematici l'intera campagna di prove è stata completamente randomizzata.

Le variabili del piano fattoriale sono:

- Ω , la velocità di rotazione dell'utensile (livello basso 800 rpm; livello medio 1400 rpm; livello alto 2000 rpm).
- N , la velocità di avanzamento dell'utensile (livello basso 50 mm/min ; livello medio 175 mm/min ; livello alto 300 mm/min).

L'intera campagna di prove è riassunta nella tabella 5.1 dove le saldature vengono distinte per parametri di processo e i due piani degli esperimenti vengono associati ai due blocchi, dal momento che essi sono stati realizzati con due utensili differenti.

Prova	Ω (rpm)	N (mm/min.)	P (mm)	Γ (°)	Blocco
1	1400	175	0,10	2	1
2	800	300	0,10	2	1
3	2000	175	0,13	2	1
4	800	175	0,13	2	1
5	1400	175	0,10	2	1
6	1400	175	0,10	2	1
7	1400	300	0,13	2	1
8	1400	175	0,10	2	1
9	2000	175	0,07	2	1
10	1400	50	0,07	2	1
11	800	50	0,10	2	1
12	2000	50	0,10	2	1
13	1400	50	0,13	2	1
14	800	175	0,07	2	1
15	2000	300	0,10	2	1
16	1400	300	0,07	2	1
20	1400	300	0,13	2	2
21	2000	175	0,07	2	2
22	1400	50	0,07	2	2
23	800	50	0,10	2	2
24	2000	50	0,10	2	2
25	1400	50	0,13	2	2
26	800	175	0,07	2	2
27	2000	300	0,10	2	2
28	1400	300	0,07	2	2
29	800	300	0,07	2	2
30	2000	175	0,13	2	2
31	800	175	0,13	2	2
32	1400	175	0,10	2	2
33	1400	175	0,10	2	2
34	800	400	0,07	2	2

Tabella 5.1- Intero piano sperimentale, con relativi parametri di processo .

La pianificazione degli esperimenti così come la relativa ANOVA e l'analisi dei residui sono stati condotti attraverso l'uso del MiniTab che uno dei più comuni software statistici.

Nei paragrafi successivi mostreremo schematicamente le dimensioni geometriche dei provini, i valori ottenuti dalla campagna di prove di trazione e ancora le curve σ - ϵ delle tre prove di trazione più significative.

5.1. Geometria dei provini

I nostri giunti sono stati realizzati saldando due lastre di dimensioni 260x60x3 mm. Su ogni due lastre si sono effettuate due saldature di 100 mm di lunghezza, come si evince dal disegno di fig. 5.1 .

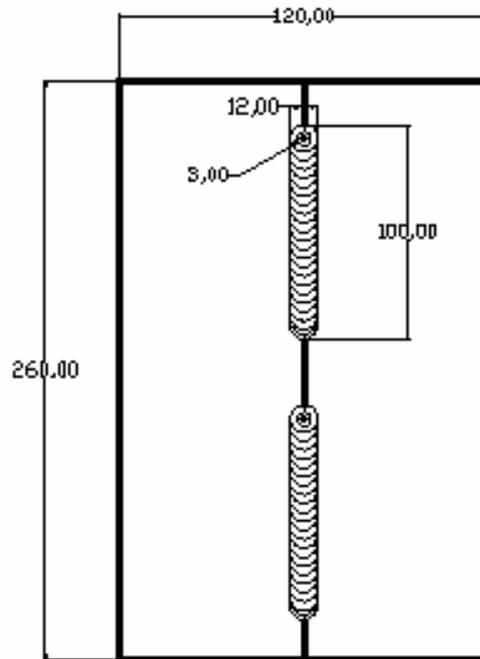


Fig. 5.1- Disegno di due lastre saldate.

Ad entrambe le saldature di fig. 5.1 è stata tolta la parte di saldatura inerente al transitorio, e dal restante cordone si sono tagliati tre provini delle seguenti dimensioni 120x12x ~3,15mm .

I provini sono stati tagliati a freddo, con segatrice a nastro e raffreddamento ad acqua, il che consente di effettuare il taglio del materiale senza apportare sulle superfici dello stesso modifiche metallurgiche dovute la calore generatosi per attrito.

La geometria dei provini e le relative dimensioni sono accuratamente riportate nel disegno di fig. 5.2

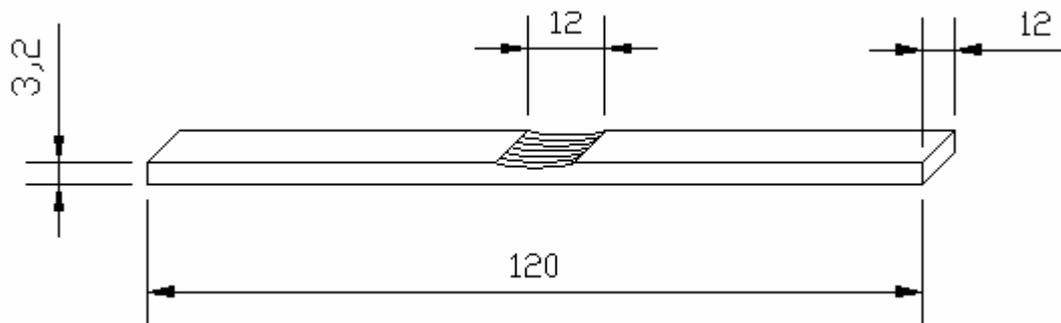


Fig. 5.2- Disegno e dimensioni di uno provino.

Inoltre riportiamo alcune foto dei provini della campagna di prove di trazione con particolare sul cordone di saldatura.

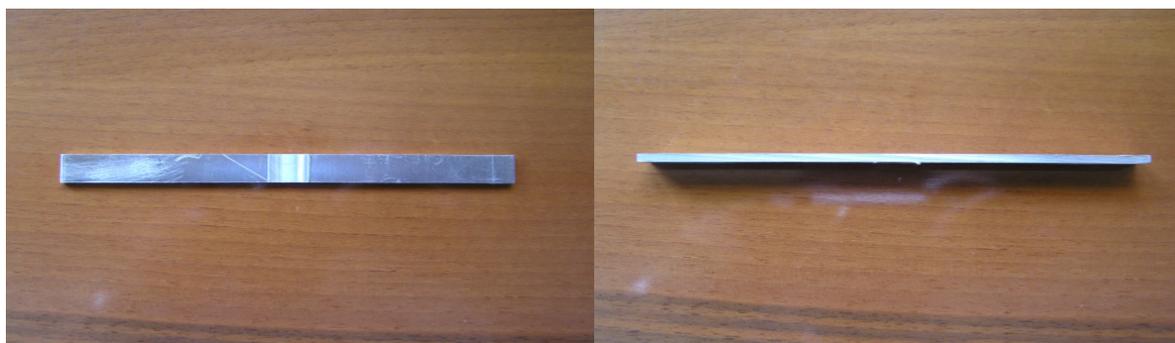


Fig. 5.3 - Foto. Vista Frontale di uno dei provini testati.

Fig. 5.4 - Foto. Vista laterale di uno dei provini testati.



Fig. 5.5 - Foto. Particolare sul cordone di saldatura di uno dei provini testati.

Sebbene le dimensioni dei provini non rispettano la norma UNI 7709 (Giunti saldati testa a testa “butt joint” di alluminio e leghe di alluminio), l'utilizzo di tale configurazione geometrica per i provini di trazione, ci garantisce che la rottura avverrà all'interno del tratto utile. Tale considerazione nasce dal fatto che la zona di saldatura rappresenta un naturale indebolimento del provino causato in primo luogo da una riduzione della sezione resistente, inoltre si è scelta una velocità di movimentazione del carrello della MTS Alliance RT/50 pari ad 1 mm/min, tale da garantire una durata normale della prova compresa tra i due ed i cinque minuti.

5.2. Prove di trazione

Le prove di trazione sono state svolte per l'intero piano degli esperimenti. Per ogni saldatura appartenente al piano sperimentale sono stati ricavati tre provini.

In tal modo si sono realizzati tre diagrammi per ogni giunto, che verranno mostrati in seguito nello stesso piano σ - ε , mentre i valori di σ_s , σ_r , ε_r mediati.

Nella fattispecie saranno mostrati i grafici σ - ε delle saldature di maggiore interesse, vale a dire delle saldature convenzionalmente definite:

- Saldatura più fredda (prova 29 : $\omega=800$; $v=300$; $p=0,10$)
- Saldatura intermedia (prova 32 : $\omega=1400$; $v=175$; $p=0,10$)
- Saldatura più calda (prova 24 : $\omega=2000$; $v=50$; $p=0,10$)

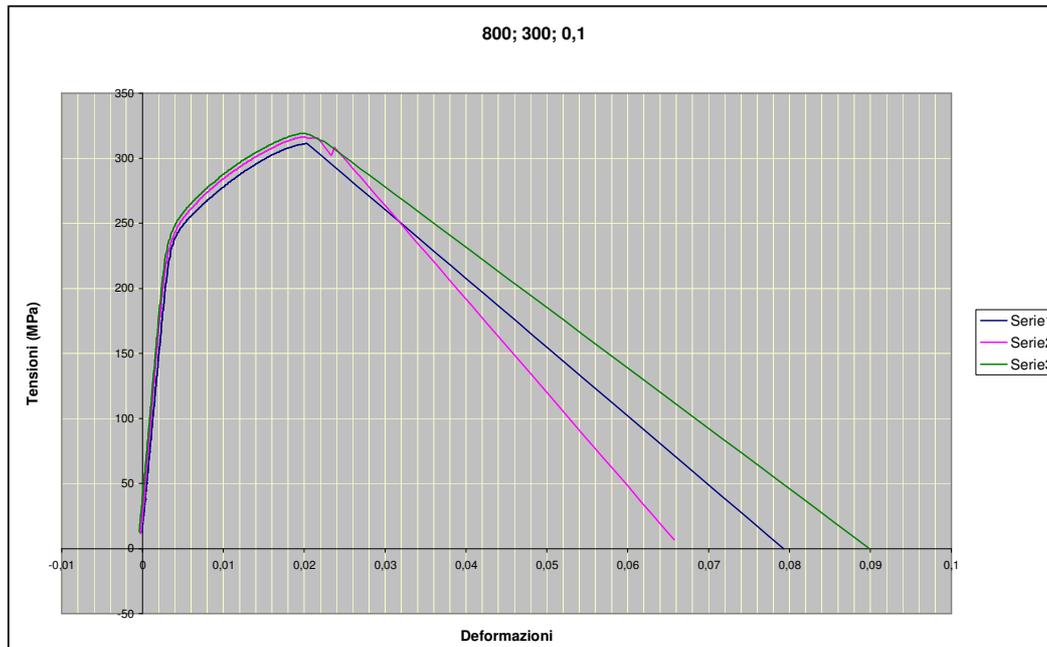


Fig. 5.6 - Saldatura più fredda (prova 29) .

Si evidenziano, per la saldatura più fredda (fig. 5.6) , valori modesti dell'allungamento a rottura segno di una scarsa capacità di questi giunti ad assorbire energia.

I valori medi della σ_s , della σ_r e della ϵ_r sono rispettivamente:

$$\sigma_s = 261,7 \text{ (Mpa)}$$

$$\sigma_r = 315,6 \text{ (Mpa)}$$

$$\epsilon_r = 0,015$$

valori decisamente modesti, se confrontati con quelli del materiale base.

Inoltre si evidenzia anche il fatto che la zona di strizione è praticamente assente. Di contro si riscontra una buona riproducibilità del fenomeno, che si evince dal fatto che i diagrammi per i tre provini, sono quasi sovrapposti.

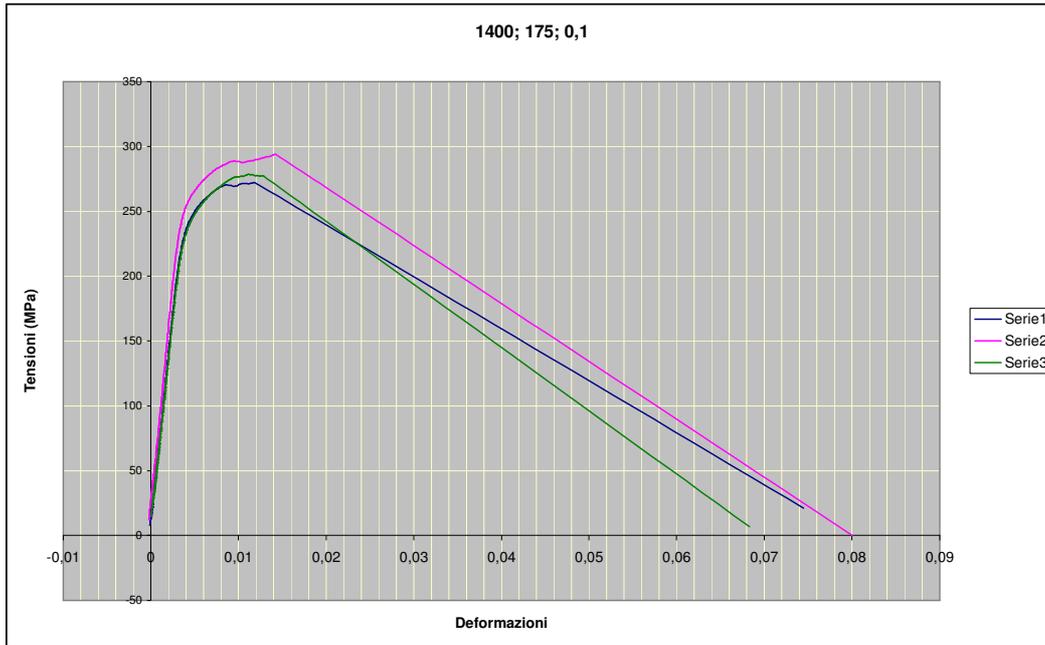


Fig. 5.7 - Saldatura intermedia (prova32).

Il diagramma della saldatura intermedia (fig. 5.7) , ci mostra un comportamento caratterizzato da un breve tratto di plasticizzazione e una deformazione a rottura media $\epsilon_r = 0,005$.

Anche per questa saldatura come per quella più fredda si evidenziano valori modesti delle caratteristiche meccaniche:

$$\sigma_s = 264,7 \text{ (Mpa)}$$

$$\sigma_r = 281,5 \text{ (MPa)} .$$

Analogamente a prima anche per questo giunto si nota una buona riproducibilità del processo.

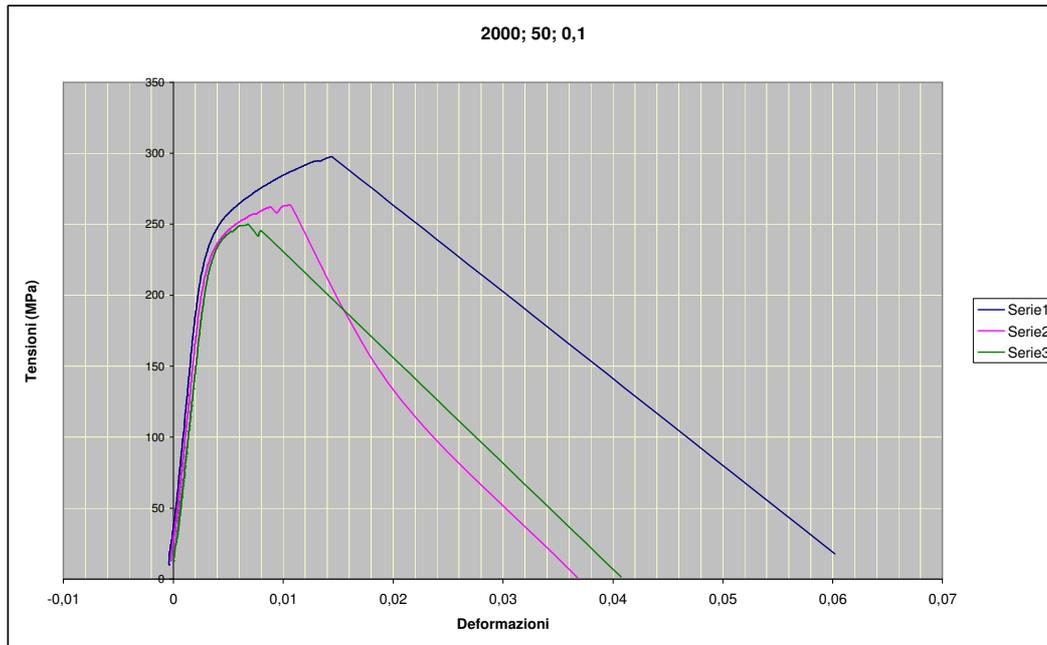


Fig. 5.8 - Saldatura più calda (prova 24).

Per la saldatura più calda (fig. 5.8) , analogamente alle precedenti si evidenzia l'assenza della strizione, e un breve tratto di plasticizzazione.

Di seguito vengono riportati anche per questo giunto le caratteristiche monitorate:

$$\sigma_s = 257,3 \text{ (Mpa)}$$

$$\sigma_r = 270,4 \text{ (Mpa)}$$

$$\epsilon_r = 0,006$$

La differenza evidente tra i tre diversi giunti, è che quello relativo alla saldatura più calda presenta una riproducibilità molto modesta rispetto agli altri due casi.

È possibile fare una considerazione di carattere generale sull'esito delle prove di trazione poiché è stato osservato che la rottura avviene sempre nel centro del cordone di saldatura.

Questo evento, che si è verificato con una riproducibilità del 100% in tutto il piano sperimentale di prove, ci ha indotto a ritenere che questo fenomeno fosse stato generato da una causa specifica.

Una attenta analisi frattologica sulle superfici in cui è avvenuta la rottura ha evidenziato un difetto attribuibile ad una mancata penetrazione della saldatura.

Dal punto di vista della caratterizzazione meccanica la presenza di siffatto difetto si traduce in una riduzione della sezione resistente e quindi in una conseguente riduzione della resistenza meccanica del giunto.

Al fine di relazionare le caratteristiche meccaniche dei giunti con quelle del materiale base sono state condotte prove di trazione anche su quest'ultimo.

Poiché il materiale base è un laminato la caratterizzazione meccanica è stata condotta nelle due direzioni principali:

- Direzione di laminazione (L)
- Direzione ortogonale alla direzione di laminazione (LT)

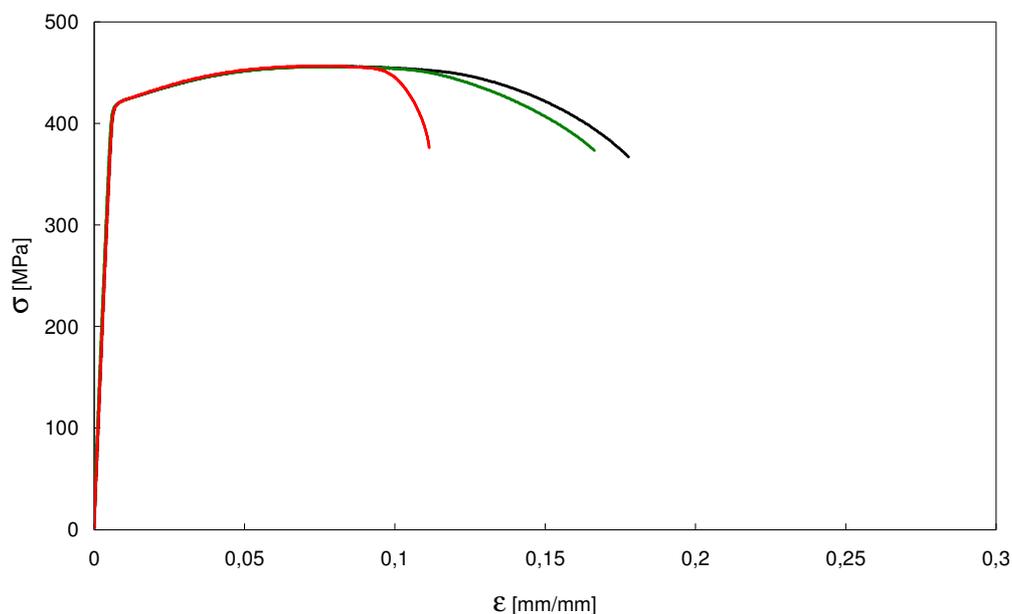


Fig. 5.9 - Diagramma σ - ϵ per la lega B226 T8, in direzione L.

I valori medi delle caratteristiche meccaniche del materiale in direzione L sono:

$$\sigma_s = 419 \text{ (Mpa)}$$

$$\sigma_r = 456 \text{ (Mpa)}$$

$$\epsilon_r = 0,153 .$$

Inoltre dal diagramma σ - ϵ si evince che il fenomeno è estremamente riproducibile.

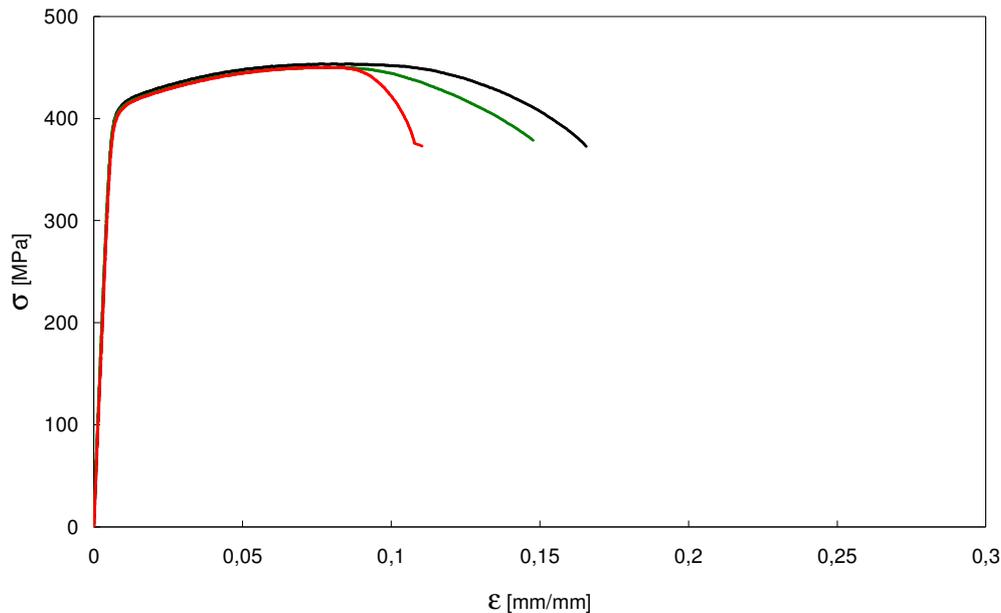


Fig. 5.10 - Diagramma σ - ϵ per la lega B226 T8 in direzione LT.

Analizzando il diagramma di fig. 5.10 si rilevano i seguenti valori delle caratteristiche meccaniche:

$$\sigma_s = 402 \text{ (Mpa)}$$

$$\sigma_r = 451 \text{ (Mpa)}$$

$$\epsilon_r = 0,143 .$$

Ancora una volta dal diagramma σ - ϵ si evince che il fenomeno è estremamente riproducibile.

Nei paragrafi successivi mostreremo i valori di resistenza meccanica ottenuti dalle prove di trazione e la relativa analisi delle varianze.

Inoltre, in seguito ad una analisi al microscopio ottico sulle superfici di frattura, sono state calcolate per ogni saldatura le dimensioni espresse in mm della mancata penetrazione della giunzione, di qui sono stati ricalcolati i diagrammi σ - ϵ , le caratteristiche meccaniche connesse e una nuova ANOVA è stata realizzata.

5.3. Analisi dei dati

Riporteremo ora le caratteristiche meccaniche di ogni singolo giunto, calcolate come media aritmetica dei valori riscontrati su tre provini della saldatura.

Le tabelle seguenti sono state divise tra I e II blocco a cui corrispondono i valori delle proprietà meccaniche rispettivamente per il primo piano degli esperimenti ed il secondo contraddistinti, ricordiamo, dall'utilizzo di due differenti utensili.

ω (rpm)	v (mm/min)	p (mm)	σ_s (Mpa)	σ_{max} (Mpa)	σ_r (Mpa)	ϵ_m	ϵ_r
800	50	0,1	259	332,7	322,9	0,03	0,03
800	175	0,07	279	325,5	323,6	0,01	0,01
800	175	0,13	264	314	291,2	0,016	0,021
800	300	0,1	270	301,6	286,6	0,009	0,012
1400	50	0,07	265	301,3	288,3	0,013	0,015
1400	50	0,13	267,3	286,2	274	0,007	0,008
1400	175	0,1	233,7	233,7	233,6	0,002	0,002
1400	175	0,1	245,1	245,1	245,1	0,001	0,001
1400 (REP.1)	175	0,1	279	292,7	292,7	0,004	0,004
1400 (REP.2)	175	0,1	247	249,7	249,7	0,003	0,003
1400	300	0,07	257,5	256	256	0,003	0,003
1400	300	0,13	247	274,3	270,8	0,013	0,015
2000	50	0,1	244,3	273,6	264,1	0,015	0,015
2000	175	0,07	155,1	155,1	144,1	0,016	0,016
2000	175	0,13	241,5	250,2	250,2	0,005	0,005
2000	300	0,1	182,2	182,2	182,2	0,001	0,001

Tabella 5.2 -Caratteristiche meccaniche relative ai giunti del primo piano degli esperimenti elaborati su sezioni nominali.

ω (rpm)	v (mm/min)	p (mm)	σ_s (Mpa)	σ_{max} (Mpa)	σ_r (Mpa)	ϵ_m	ϵ_r
800	50	0,1	259,3	368,2	357,7	0,04	0,044
800	175	0,07	257,6	306,3	286,5	0,013	0,018
800	175	0,13	263,7	320,4	308,3	0,016	0,02
800	300	0,1	261,7	315,6	310,4	0,015	0,017
800	400	0,07	243,7	291,7	278,3	0,015	0,018
1400	50	0,07	263	348,6	348,3	0,04	0,04
1400	50	0,13	266,3	309,2	306,4	0,015	0,017
1400	175	0,1	264,7	281,5	281,1	0,005	0,008
1400 (BIS)	175	0,1	264	276,2	276,2	0,002	0,006
1400	300	0,07	262	323	321	0,023	0,025
1400	300	0,13	294	394,3	385,7	0,044	0,047
2000	50	0,1	257,3	270,4	267,6	0,006	0,006
2000	175	0,07	245,9	245,9	245,9	0	0
2000	175	0,13	252,1	252,1	252,1	0,002	0,003
2000	300	0,1	240	240	240	0	0

Tabella 5.3 - Caratteristiche meccaniche

relative ai giunti del secondo piano degli esperimenti elaborati su sezioni nominali.

Come accennato nel precedente paragrafo una attenta analisi sulle superfici di frattura dei giunti ci ha fatto notare una mancanza di penetrazione nella saldatura. Uno schema grafico rappresentante tale difetto è mostrato in fig.5.11 e in fig.5.12

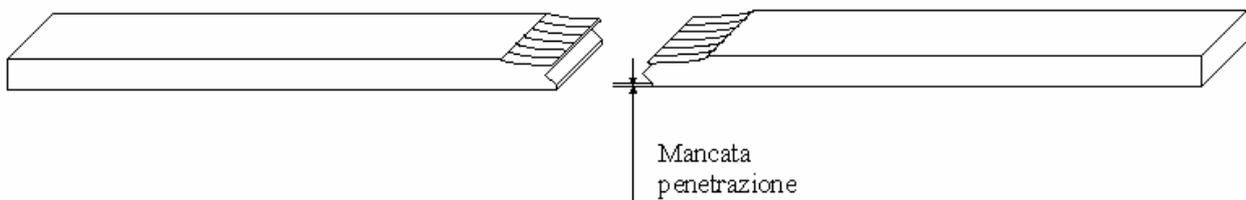


Fig. 5.11- Disegno di un provino rotto, con indicato lo spessore relativo alla mancata penetrazione.

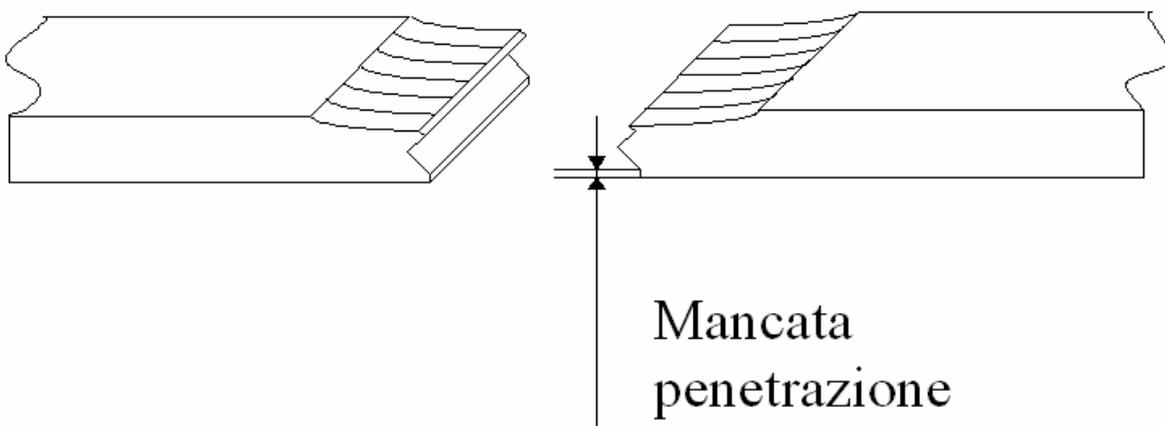


Fig. 5.12- Disegno sul particolare del cordone di saldatura di un provino rotto.

I grafici non solo evidenziano il difetto riscontrato ma ci mostrano anche che la rottura è avvenuta nella classica configurazione “coppa e cono”.

Nella tabella sottostante sono mostrati in forma riepilogativa le misure dei gradini associati alla mancata penetrazione

ω (rpm)	v(mm/min)	p(mm)	Blocco	LOP(mm)
800	50	0,1	1	0,2934
800	175	0,07	1	0,3836
800	175	0,13	1	0,7234
800	300	0,1	1	0,4377
1400	50	0,07	1	0,6219
1400	50	0,13	1	0,3889
1400	175	0,1	1	0,6275
1400	175	0,1	1	0,6157
1400 (REP.1)	175	0,1	1	0,6157
1400 (REP.2)	175	0,1	1	0,6157
1400	300	0,07	1	0,8163
1400	300	0,13	1	0,6368
2000	50	0,1	1	0,3528
2000	175	0,07	1	0,8597
2000	175	0,13	1	0,9426
2000	300	0,1	1	0,7867
800	50	0,1	2	0,2526
800	175	0,07	2	0,6284
800	175	0,13	2	0,5963
800	300	0,1	2	0,4825
800	400	0,07	2	0,6386
1400	50	0,07	2	0,2761
1400	50	0,13	2	0,3261
1400	175	0,1	2	0,528
1400 (BIS)	175	0,1	2	0,6511
1400	300	0,07	2	0,4559
1400	300	0,13	2	0,1139
2000	50	0,1	2	0,4326
2000	175	0,07	2	0,3404
2000	175	0,13	2	0,7656
2000	300	0,1	2	0,7328

Tabella5.4 - Valori espressi in (mm) del Lack of Penetration

Dunque a partire dai valori misurati dei gradini è stato possibile calcolare le sezioni effettivamente saldate e quindi rielaborando i diagrammi σ - ϵ ricalcolare i valori delle proprietà meccaniche sulle sezione che denomineremo efficaci.

Nelle tabelle seguenti, divise tra I e II blocco, sono riportati i valori delle suddette caratteristiche.

ω (rpm)	v (mm/min)	p (mm)	σ_s (Mpa)	σ_{max} (Mpa)	σ_r (Mpa)	ϵ_m	ϵ_r
800	50	0,1	288,3	374,9	365,8	0,03	0,03
800	175	0,07	315	371,6	369,5	0,01	0,01
800	175	0,13	298	360,1	334,6	0,016	0,021
800	300	0,1	335	377,1	358,5	0,009	0,05
1400	50	0,07	302,3	348,9	334	0,014	0,017
1400	50	0,13	335	362,9	348,6	0,007	0,009
1400	175	0,1	378	308,7	308,7	0,002	0,002
1400	175	0,1	285	309,9	310	0,002	0,002
1400 (REP.1)	175	0,1	354	377	376,8	0,005	0,005
1400 (REP.2)	175	0,1	306,7	320,3	320,3	0,004	0,004
1400	300	0,07	350	354,9	354,9	0,003	0,003
1400	300	0,13	308	342,2	338,4	0,014	0,015
2000	50	0,1	280	314,3	303,6	0,015	0,015
2000	175	0,07	233,1	233,1	190	0,016	0,016
2000	175	0,13	347,5	363,7	363,7	0,05	0,05
2000	300	0,1	245,1	245,1	245,1	0,001	0,001

Tabella 5.5 - Caratteristiche meccaniche

relative ai giunti del primo piano degli esperimenti elaborati su sezioni efficaci.

ω (rpm)	v (mm/min)	p (mm)	σ_s (Mpa)	σ_{max} (Mpa)	σ_r (Mpa)	ϵ_m	ϵ_r
800	50	0,1	281,3	403,7	392,1	0,04	0,044
800	175	0,07	319	379,2	355,5	0,013	0,02
800	175	0,13	329	402,7	386,6	0,017	0,02
800	300	0,1	307,3	374,3	367,8	0,015	0,018
800	400	0,07	297	361,7	345,8	0,015	0,019
1400	50	0,07	284	383,6	411,5	0,04	0,04
1400	50	0,13	296,7	345,6	342,3	0,015	0,017
1400	175	0,1	317	337	336,6	0,005	0,008
1400 (BIS)	175	0,1	334	350,5	350,5	0,003	0,007
1400	300	0,07	311	380,1	377,7	0,023	0,025
1400	300	0,13	308	411,8	403,5	0,044	0,047
2000	50	0,1	292	314,1	311	0,006	0,007
2000	175	0,07	275	275	275	0	0,001
2000	175	0,13	341	334,7	334,7	0,003	0,003
2000	300	0,1	310	310	310	0,002	0,002

Tabella 5.6 - Caratteristiche meccaniche

relative ai giunti del secondo piano degli esperimenti elaborati su sezioni efficaci.

5.4. DOE (Design of Experiment)

Per una maggiore comprensione dei risultati ottenuti dalle prove statiche di trazione si è deciso di eseguire una analisi della varianza (ANOVA). Questo ha permesso di ottenere informazioni sugli effetti di una variabile di nostro interesse da determinati fattori, ciascuno a più livelli.

Al fine di condurre l'analisi con l'ANOVA, è stato implementato un central composite design Box-Jenkin con punto centrale replicato tre volte e tre misure ripetute per ogni combinazione di parametri di processo. Tale piano è stato replicato una seconda volta, al fine di analizzare le performance dei test a trazione effettuati sui giunti in esame.

Al fine di evitare errori sistematici l'intera campagna di prove è stata completamente randomizzata.

Le variabili del piano fattoriale sono:

- Ω , la velocità di rotazione dell'utensile (livello basso 800 rpm; livello medio 1800 rpm; livello alto 2000 rpm)
- N , la velocità di avanzamento dell'utensile (livello basso 50 mm/min; livello medio 175 mm/min; livello alto 300mm/min).

I valori derivanti dall'intera campagna di prove sono riassunti nelle tabelle 1.3 e 1.4, dove alle saldature vengono associati i relativi parametri di processo e i due piani degli esperimenti vengono associati ai due blocchi.

La pianificazione degli esperimenti così come la relativa ANOVA e l'analisi dei residui sono stati condotti attraverso l'uso del MiniTab che è uno dei più comuni software statistici.

5.4.1 ANOVA su prove di trazione con sezione nominale

L'analisi della varianza relativa ai dati sperimentali della σ di rottura è mostrata in tabella 5.6.

Questa Analisi calcola la significatività di ogni effetto che è possibile ottenere grazie al prescelto piano degli esperimenti.

Estimated Regression Coefficients for Ultimate Strength						
Term	Coef	SE Coef	T	P		
Constant	272,377	12,630	21,566	0,000		
Block	16,685	5,244	3,182	0,005		
RPM	-44,675	7,036	-6,349	0,000		
V	-12,700	7,036	-1,805	0,088		
P	8,687	7,036	1,235	0,233		
RPM*RPM	-13,632	10,684	-1,276	0,218		
V*V	26,793	10,684	2,508	0,022		
P*P	12,443	10,684	1,165	0,259		
RPM*V	-4,763	9,951	-0,479	0,638		
RPM*P	12,337	9,951	1,240	0,231		
V*P	18,013	9,951	1,810	0,087		
S = 28,14 R-Sq = 79,8% R-Sq(adj) = 68,5%						
Analysis of Variance for Ultimate Strength						
Source	DF	Seq SS	Adj SS	Adj MS	F	P
Blocks	1	8542	8018	8018,0	10,12	0,005
Regression	9	47635	47635	5292,8	6,68	0,000
Linear	3	35722	35722	11907,3	15,03	0,000
Square	3	7919	7919	2639,6	3,33	0,043
Interaction	3	3995	3995	1331,6	1,68	0,207
Residual Error	18	14258	14258	792,1		
Lack-of-Fit	15	12865	12865	857,7	1,85	0,339
Pure Error	3	1393	1393	464,2		
Total	28	70436				
Unusual Observations for Ultimate Strength						
		Ultimate				
Obs	StdOrder	Strength	Fit	SE Fit	Residual	St Resid
12	12	394,300	342,298	18,015	52,002	2,40 R
R denotes an observation with a large standardized residual.						
Estimated Regression Coefficients for Ultimate Strength using data in uncoded units						
Term	Coef					
Constant	646,445					
Block	16,6854					
RPM	-0,0258586					
V	-1,09319					
P	-4275,63					
RPM*RPM	-3,78675E-05					
V*V	0,00171473					
P*P	13825,2					
RPM*V	-6,35000E-05					
RPM*P	0,685417					
V*P	4,80333					

Tabella 5.7 - Risultati dell'analisi della varianza.

Dai risultati dell'analisi della varianza esposti in tabella è facile desumere che il modello da accostare è quello di ordine quadratico, in quanto tale termine presenta un p-value molto basso inferiore a 0,05. Inoltre tale modello presenta anche un lack of fit p-value molto alto pari a 0,339 provando la sua alta capacità ad accostare la superficie di risposta generata dal piano degli esperimenti.

Analizzando i singoli fattori possiamo notare innanzitutto come il termine relativo al blocco sia significativo presentando un p-value pari a 0,005, inoltre anche gli effetti associati al termine lineare della velocità di rotazione e al termine quadratico della velocità di avanzamento risultino essere particolarmente significativi presentando p-value pari rispettivamente $<0,001$ e $0,022$.

Tale risultato sta a segnalare che all'aumentare della velocità di rotazione diminuisce significativamente la σ_m del giunto, mentre la velocità di avanzamento ha un'influenza parabolica sulla stessa (tabella 5.7).

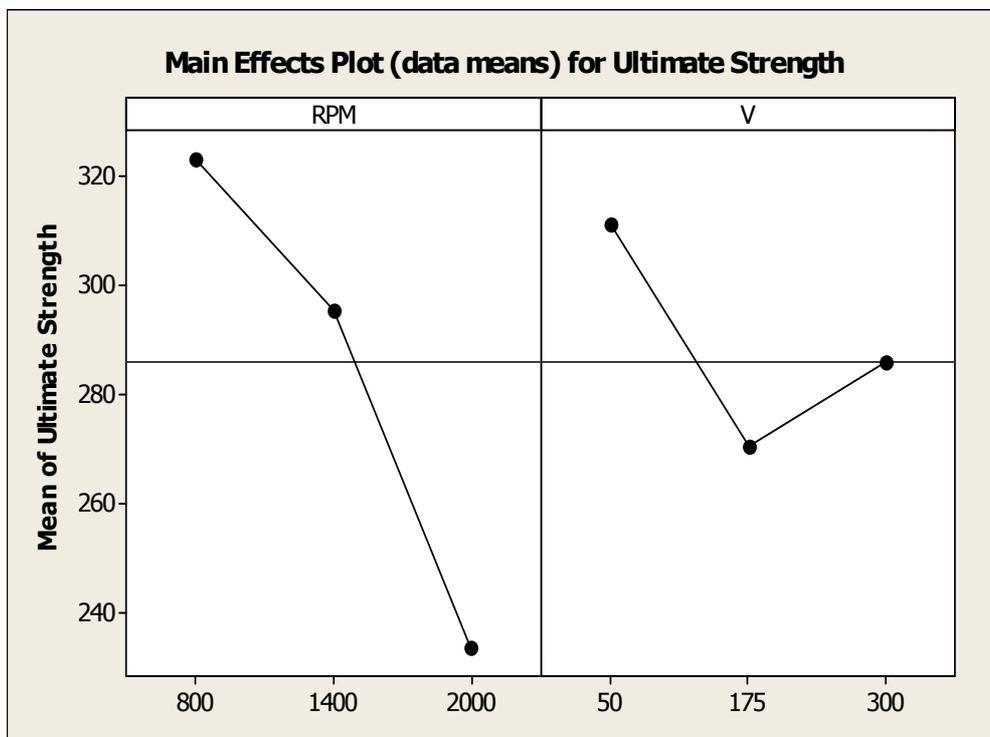


Fig. 5.13 - Grafico degli effetti principali (rpm ; v) .

Allo scopo di dimostrare l'adeguatezza del modello è stata condotta un'analisi dei residui. Tale analisi, che è mostrata in figura 5.14, verifica le ipotesi fatte sugli errori, vale a dire che essa assicura che gli errori si distribuiscono come una v.a. gaussiana con media nulla e deviazione standard costante.

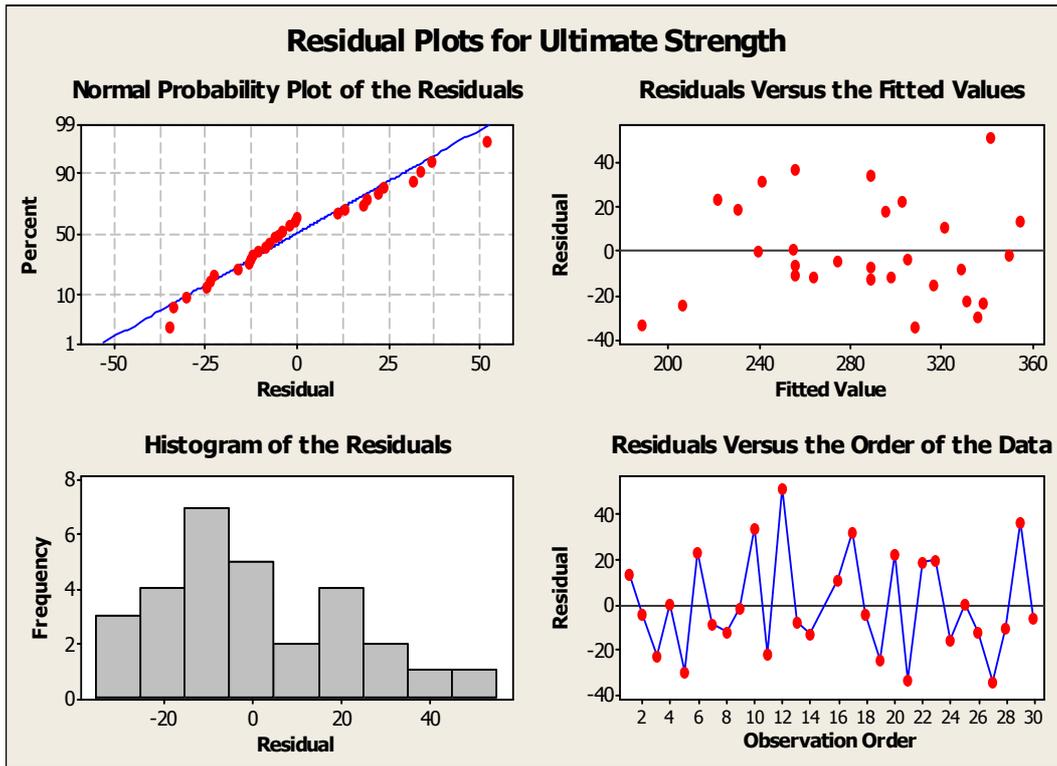


Fig. 5.14 - Grafici per l'analisi dei residui della σ di rottura.

5.4.2. ANOVA su prove di trazione con sezione efficace

```

The analysis was done using coded units.
Estimated Regression Coefficients for Ultimate Strength
Term          Coef   SE Coef      T      P
Constant    340,921  11,761  28,987  0,000
Block        9,904   4,884   2,028  0,058
RPM        -40,850   6,552  -6,235  0,000
V          -3,281   6,552  -0,501  0,623
P           12,331   6,552   1,882  0,076
RPM*RPM    -13,985   9,949  -1,406  0,177
V*V         12,252   9,949   1,232  0,234
P*P         13,077   9,949   1,314  0,205
RPM*V      -5,763   9,266  -0,622  0,542
RPM*P      22,288   9,266   2,405  0,027
V*P         5,375   9,266   0,580  0,569
S = 26,21   R-Sq = 76,7%   R-Sq(adj) = 63,8%
Analysis of Variance for Ultimate Strength
Source        DF   Seq SS   Adj SS   Adj MS      F      P
Blocks        1     2967     2825     2825,1     4,11  0,058
Regression    9     37801    37801    4200,1     6,12  0,001
  Linear       3     29305    29305    9768,3    14,22  0,000
  Square       3       4026     4026    1342,0     1,95  0,157
  Interaction   3       4471     4471    1490,2     2,17  0,127
Residual Error 18    12363    12363     686,9
  Lack-of-Fit  15     9664     9664     644,2     0,72  0,718
  Pure Error   3       2700     2700     899,9
Total         28    53131
Unusual Observations for Ultimate Strength
                Ultimate
Obs  StdOrder  Strength      Fit  SE Fit  Residual  St Resid
 11         11   345,600    386,392  16,776   -40,792   -2,03 R
R denotes an observation with a large standardized residual.
Estimated Regression Coefficients for Ultimate Strength using data in
uncoded
units
Term          Coef
Constant     672,506
Block        9,90417
RPM         -0,0696815
V          -0,336463
P          -4479,28
RPM*RPM    -3,88484E-05
V*V         0,000784133
P*P         14530,1
RPM*V      -7,68333E-05
RPM*P       1,23819
V*P         1,43333

```

Tabella 5.8 - Risultati dell'analisi della varianza.

Dai risultati dell'analisi della varianza esposti in tabella è facile desumere che il modello da accostare è quello del primo ordine in quanto tale termine presenta un p-value inferiore a $10 e^{-4}$, mentre il termine quadratico presenta un p-value non significativo. Inoltre tale modello presenta anche un lack of fit p-value molto alto

pari a 0,718 provando la sua alta capacità ad accostare la superficie di risposta generata dal piano degli esperimenti.

Analizzando i singoli fattori possiamo notare prima di tutto come il termine relativo al blocco sia significativo presentando un p-value pari a 0,058, inoltre come gli effetti associati al termine lineare e della velocità di rotazione e della profondità di penetrazione risultino essere significativi presentando un p-value pari rispettivamente a $< 0,001$ e a 0,076.

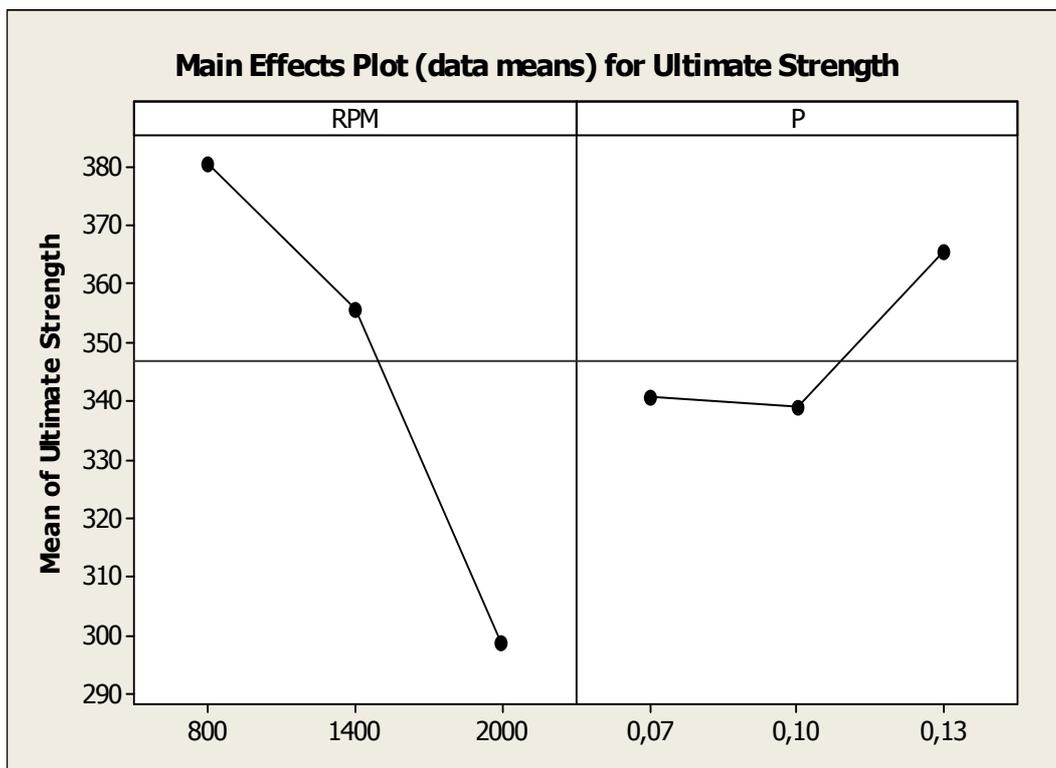


Fig. 5.15 - Grafico degli effetti principali (rpm ; p).

Bisogna aggiungere che anche l'effetto d'interazione tra la velocità di rotazione e la profondità di penetrazione risulta essere significativo presentando un p-value pari a 0,027.

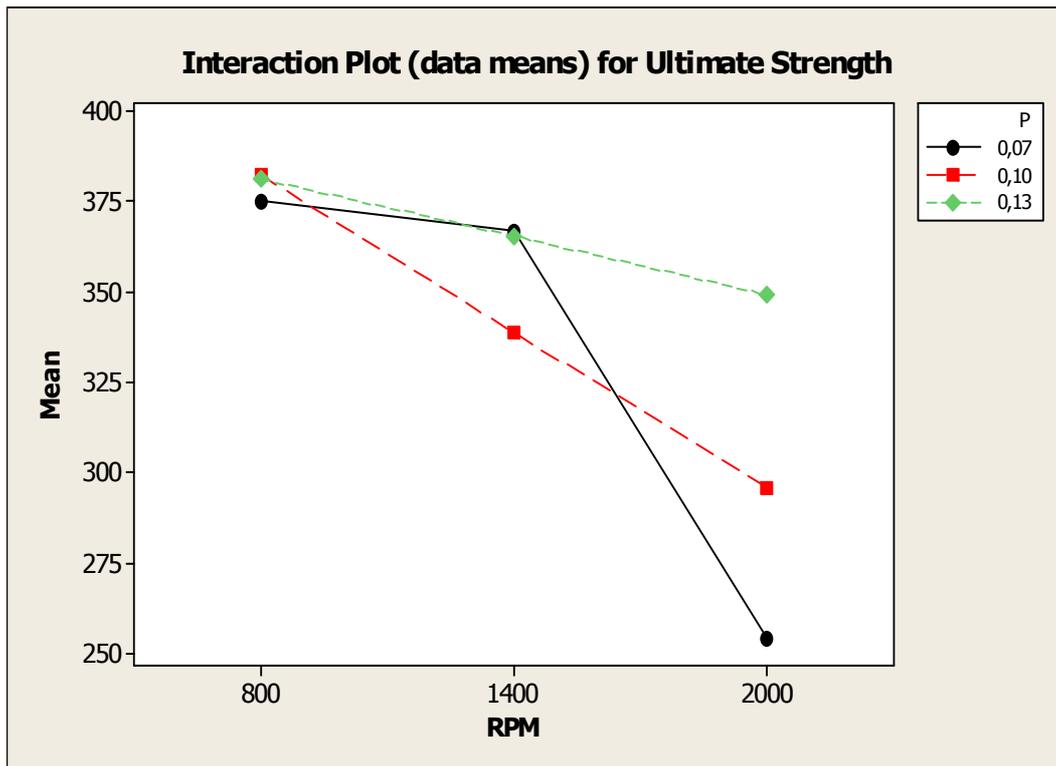


Fig. 5.16 - Interaction plot (rpm - p).

I risultati provenienti dall'ANOVA mostrano che vi è una proporzionalità inversa tra velocità di rotazione e resistenza meccanica del giunto; tale proporzionalità si esplica attraverso una relazione di tipo lineare.

Un fenomeno simile si può delineare anche per la profondità di penetrazione, ma in questo caso al fine di ottenere una corretta interpretazione sull'influenza di tale parametro bisogna considerare la sua interazione con la velocità di rotazione. Così se anche sembra che all'aumentare della profondità di penetrazione si assiste ad una diminuzione della resistenza meccanica, in realtà l'interpretazione esatta di tale fenomeno avviene scindendo l'analisi in due parti:

1. influenza della profondità di penetrazione per valori alti della velocità di rotazione;
2. influenza della profondità di penetrazione per valori bassi della velocità di rotazione.

Nel primo caso la σ_m del giunto aumenta al diminuire della profondità di penetrazione; nel secondo caso la σ_m aumenta all'aumentare della profondità di penetrazione, come si può notare dal grafico seguente.

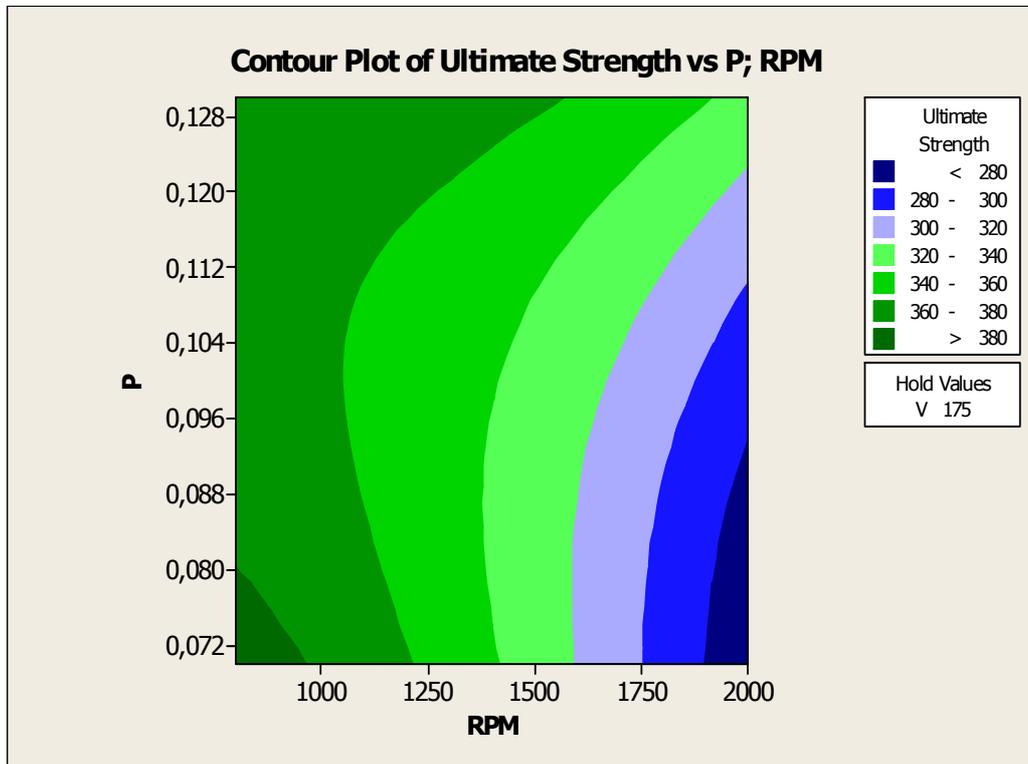


Fig. 5.17 - Contour plot.

Infine bisogna indagare circa la significatività dell'effetto blocco, tale effetto è di norma non significativo in quanto dipende da una mutazione delle condizioni del processo non molto rilevante. Anche in questo caso l'utilizzo di due utensili della stessa geometria si pensava essere un effetto di poca rilevanza, ma la pratica ha ancora una volta dimostrato quanto potente sia lo strumento dell'ANOVA nel rilevare errori umani. Infatti nella realizzazione del secondo utensile è intervenuto un errore umano dal momento che l'operatore ha realizzato un utensile di differenti dimensioni rispetto al primo.

Allo scopo di dimostrare l'adeguatezza del modello è stata condotta un'analisi dei residui. Tale analisi, che è mostrata in figura 5.18, verifica le ipotesi fatte sugli errori,

vale a dire che essa assicura che gli errori si distribuiscono come una v.a. gaussiana con media nulla e deviazione standard costante.

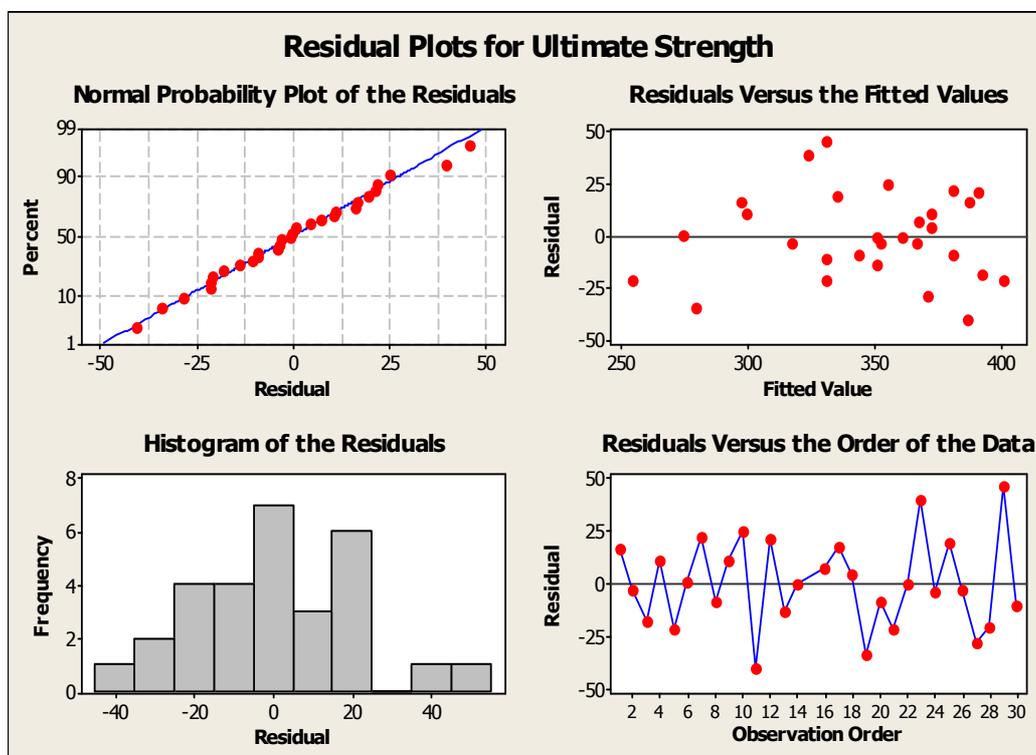


Fig. 5.18 - Grafici per l'analisi dei residui della tensione di snervamento (σ_s).

Conclusioni

Da una attenta analisi dei giunti è stata riscontrata la presenza di un difetto che si è manifestato durante tutta la campagna sperimentale, ci riferiamo alla mancanza di penetrazione della saldatura che ha comportato una riduzione della sezione resistente con conseguente indebolimento del cordone di saldatura.

Infatti i valori delle caratteristiche meccaniche calcolate per giunti con sezioni nominali e con sezioni efficaci differiscono di circa 50 MPa, e la presenza di tale difetto ha condizionato le prove di trazione innescando la rottura sempre nel centro del cordone.

L'analisi della varianza ha invece misurato l'influenza dei parametri di processo sulla resistenza meccanica a rottura dei giunti.

Relativamente alle prove in cui la resistenza meccanica a rottura è stata calcolata sulle sezioni nominali, tale analisi ha rilevato una significativa influenza della velocità di rotazione e del termine quadratico della velocità di avanzamento.

Relativamente alle prove in cui la resistenza meccanica a rottura è stata calcolata sulle sezioni efficaci, tale analisi ha rilevato una significativa influenza della velocità di rotazione, della profondità di penetrazione e della reciproca interazione.

Inoltre va sottolineato che per entrambe le ANOVA dei valori della resistenza a rottura, sia per quelle calcolate su sezioni nominali sia quelle calcolate su sezioni efficaci, l'effetto relativo al blocco risulta essere significativo.

La spiegazione di questo risultato è imputabile alle differenze geometriche tra i due utensili utilizzati.

Per tanto è possibile concludere che oltre ai parametri di processo uno dei parametri fondamentali nel processo FSW risulta essere proprio la progettazione del tool.

CAPITOLO VI

Introduzione

Al fine di aumentare l'affidabilità delle strutture saldate tramite processi di saldature per attrito la ricerca in tale ambito richiede un ulteriore sforzo nella comprensione delle relazioni che intercorrono tra parametri di processo e caratteristiche meccaniche ed elettrochimiche dei giunti. In accordo con la politica di orientamento che la ricerca necessita in tale ambito questo lavoro si è posto come obiettivi: in primo luogo l'ottimizzazione delle prestazioni meccaniche (Yield strength, Ultimate strength, Elongation) mediante l'uso di Response Surface Methodology per due singole zone del cordone di saldatura, i.e. Nugget Zone e Heat Affected Zone, e in secondo luogo una più vasta caratterizzazione meccanica, microstrutturale ed elettrochimica dei giunti AA 2024 T3 saldati lap joint tramite FSW. Per cominciare sono stati condotti test a trazione su miniprovinci estratti dalla Nugget Zone e dalla HAZ al fine di valutare le proprietà meccaniche (resistenza allo snervamento, resistenza alla rottura, allungamento a rottura) separatamente in queste due zone. In particolare la campagna di prove è stata realizzata eseguendo un DOE (Design Of Experiment) allo scopo di ottenere informazioni sull'influenza di alcuni parametri di processo sulle caratteristiche meccaniche sui menzionati dei giunti. Sono state, inoltre, condotte altre prove di trazione su miniprovinci provenienti e dalla Nugget Zone e dall'HAZ al solo scopo di ottimizzare la resistenza allo snervamento della Nugget Zone utilizzando come procedura quella dello "steepest ascent algorithm". Inoltre è stata condotta una campagna di prove di resistenza a taglio tale da ricoprire tutta la casistica di saldature effettuate durante i test a trazione, ma non è stata realizzata con tecniche di DOE. Sono stati estratti e testati tre provini da ogni overlap joint e i carichi di rottura mediati. Anche nel caso della campagna di prove di microdurezza la caratterizzazione ha investito tutta la casistica di saldature effettuate durante i test a trazione senza implementazione di un DOE. A partire dalle saldature (lap joints) sono

stati preparati i campioni, che opportunamente smerigliati e lucidati sono stati sottoposti a prove di microdurezza Vickers. Le prove sono state effettuate lungo tutto il cordone di saldatura, in modo da interessare tutte le zone caratteristiche fino a penetrare nel materiale base. È stata creata una linea di impronte, esattamente al centro del campione, distanziate 1mm le une dalle altre. Sono stati anche eseguiti Test a microscopio al fine di indagare l'evoluzione microstrutturale dei giunti, analizzare i possibili difetti e spiegare le caratteristiche meccaniche ottenute durante l'intera caratterizzazione meccanica. Innanzitutto sono state individuate le diverse zone di saldatura ed è stata realizzata una mappatura dei difetti tipici quali: microvuoti, hook's defects. Da ogni saldatura è stato preparato un campione opportunamente smerigliato, lucidato ed attaccato chimicamente (con un Keller' modificato per reagire con la lega AA 2024 T3) al fine di individuare possibili microvuoti. Successivamente attraverso diversi ingrandimenti è stata indagata la superficie del cordone: in particolare le zone comprese tra la Nugget Zone e la zona termomeccanicamente alterata. A partire dagli stessi campioni utilizzati per l'analisi dei difetti tipici di saldatura è stato possibile stimare l'Hook' defect di ciascun cordone. Difetto particolarmente utile per comprendere i risultati provenienti dagli shear tests dal momento che essi rappresentano un assottigliamento della sezione resistente. La Nugget Zone del cordone di saldatura è, inoltre, stata interessata, durante il processo, da un fenomeno di plasticizzazione, estrusione e ricristallizzazione, che ne riduce sensibilmente la dimensione dei grani. Pertanto, anche al fine di verificare se il fenomeno legato alla legge di Hall-Patch, risulti avere un'influenza significativa sulle proprietà meccaniche dei giunti, è stata condotta una analisi della dimensione granulometrica, utilizzando la General Intercept Procedure dell'ASTM E 112. Infine sono stati estratti miniprovincini per le prove di trazione anche dal materiale base e testati. I valori del carico di snervamento, carico a rottura e allungamento a rottura sono stati misurati e mediati. Tali valori successivamente sono stati paragonati ai valori ottenuti dalle prove di minitrazione per entrambi i provincini provenienti dalla Nugget Zone e dalla HAZ, quindi è stato condotto un benchmarking

al fine di individuare la saldatura migliore, cioè quella che presenta valori del carico di snervamento e del carico a rottura più prossimi a quelli del materiale base. Infine sono state condotte misure di OPC e Potenziodinamiche al fine di determinare l'eventuale valore della corrente di passività e dei potenziali di pitting.

6.1. Materiali e geometria dei provini

I provini dai quali siamo partiti per la campagna di sperimentazione sono provini ricavati da lamiere in lega di alluminio 2024 nella condizione T3 (ovvero materiale solubilizzato, deformato plasticamente a freddo ed invecchiato naturalmente fino ad una condizione sostanzialmente stabile) utilizzate sia per la parte inferiore che quella superiore della *lap joints*. La composizione nominale in percentuale di peso della AA 2024 è riportata in tabella 6.1 .

<i>Lega</i>	<i>Si</i>	<i>Fe</i>	<i>Cu</i>	<i>Mn</i>	<i>Mg</i>	<i>Cr</i>	<i>Zn</i>	<i>Ti</i>	<i>Altro</i>
AA 2024	0.2	0.26	4.53	0.62	1.33	0.01	0.04	0.05	0.02 max

Tabella 6.1 – Composizione chimica percentuale (in peso) della lega AA 2024-T3

Lo spessore dei fogli è 1,27mm. La massima resistenza a trazione del metallo base della AA 2024-T3 è di 475 MPa. Entrambi i fogli, quello superiore e quello inferiore, sono lunghi 152,4mm e complessivamente spessi 2,54mm e posizionati durante la saldatura come mostrato in Fig. 6.2.

LEGA ALLUMINIO	AA 2024
TRATTAMENTO TERMICO	T3

SPESSORE FOGLIO	1.27mm
LUNGHEZZA FOGLI	152.4mm

Tabella 6.2 – Caratteristiche delle lamiere saldate

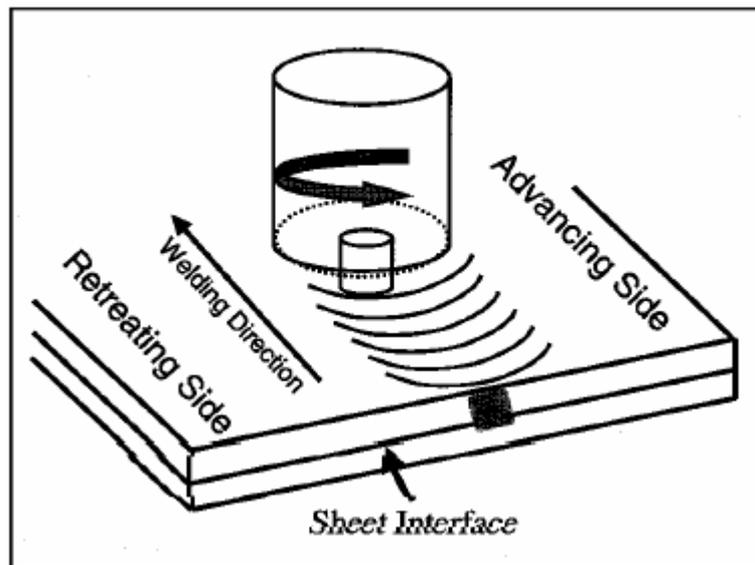


Figura 6.1 -Schematizzazione di una lap joint

6.2. Strategia sperimentale

Al fine di ottenere informazioni circa l'influenza che i diversi parametri di processo esercitano sulle caratteristiche meccaniche dei giunti saldati tramite FSW e allo stesso tempo di determinarne la combinazione dei parametri tali da ottimizzare le prestazioni meccaniche si è deciso di condurre gli esperimenti utilizzando la metodologia delle superfici di risposta.

Scelta del piano Fattoriale

Nella fattispecie è stata realizzato un piano fattoriale completo 2^2 con punto centrale replicato 5 volte. Tale strategia sperimentale prevede, inoltre, anche la randomizzazione della esecuzione delle prove in modo da evitare che l'intera

campagna di prove possa essere inficiata dall'insorgere di eventuali errori sistematici. Per evitare che problemi di eteroschedasticità dei dati (i.e. varianza non costante dei dati) non permettano una corretta interpretazione dell'ANOVA sono state aggiunte al piano sperimentale anche tre misure ripetute in modo tale da poter eventualmente realizzare una weighted ANOVA. I parametri di processo sono stati classificati in due categorie: fattori variabili e fattori fissi; conseguentemente sono stati definiti i valori costanti di questi fattori fissi e l'intervallo di valori dei fattori variabili. La profondità di penetrazione, l'angolo di inclinazione e l'angolo di avanzamento sono stati considerati fissi, mentre la velocità di rotazione e l'inverso della velocità di avanzamento sono fatte variare.

L'inverso della velocità di avanzamento (*Inverse travel speed* - ITS) è stata fatta variare da 0,267 a 0,533 s/mm e la velocità di rotazione (*rotational speed* - RS) è fatta variare da 950 a 2222,5 giri/min. La profondità di penetrazione è stata fissata a 2.11mm, l'angolo di inclinazione a 0° e l'angolo di avanzamento a 1°. L'intero piano sperimentale è riassunto in tabella 6.3

Runs Order	RPM	s/mm	Plunge depth (mm)	Tilt Angle (°)	Travel Angle (°)
1	1377,5	0,267	2,11	0	1
7	2222,5	0,267	2,11	0	1
6	1377,5	0,533	2,11	0	1
5	2222,5	0,533	2,11	0	1
2	1800,0	0,400	2,11	0	1
3	1800,0	0,400	2,11	0	1
4	1800,0	0,400	2,11	0	1
9	1800,0	0,400	2,11	0	1
8	1800,0	0,400	2,11	0	1

Table 6.3 Table Data del piano fattoriale

Implementazione dell'algoritmo di salità più ripida

Successivamente all'esecuzione del piano di prove le analisi della varianza effettuate sui dati hanno rivelato la necessità di accostare a tale piano un'ulteriore campagna di prove al fine di individuare la regione ottimale del processo. Dunque il primo piano di prove ha fornito quali risultati la direzione lungo la quale si apprezzano valori

sempre maggiori delle prestazioni meccaniche in esame (direzione di massimo miglioramento o anche di salita più ripida). A tal punto si è deciso di implementare uno *steepest ascent method* il quale ha previsto per il caso specifico l'esecuzione di ulteriori 4 prove le cui saldature hanno come parametri di processo quelli riassunti in tabella 6.4.

RPM	s/mm	Plunge depth (mm)	Tilt Angle (°)	Travel Angle (°)
1250	0,241	2,11	0	1
1150	0,213	2,11	0	1
1050	0,184	2,11	0	1
950	0,155	2,11	0	1

Table 6.4 Table Data dello steepest ascent algorithm

6.3. Geometria dell'utensile

Per l'utensile è stata utilizzata una sola configurazione: il perno è costituito da un tronco di cono filettato, i diametri inferiori e maggiori misurano rispettivamente 2,769mm e 5,065mm, la sua lunghezza è di 2,032mm; il diametro della spalla misura 12,040mm ed ha una concavità di 7 gradi.

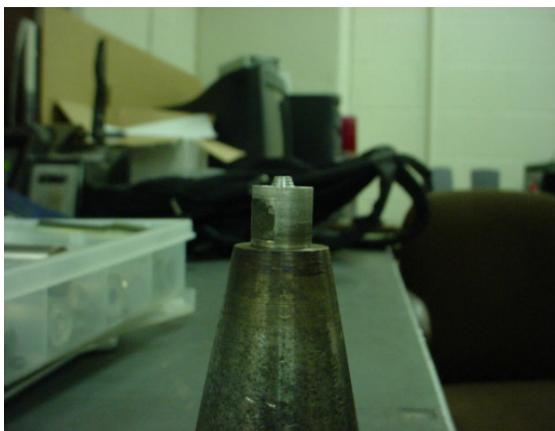


Figura 6.2. Foto dell'utensile vista laterale



Figura 6.3. Foto dell'utensile vista dall'alto

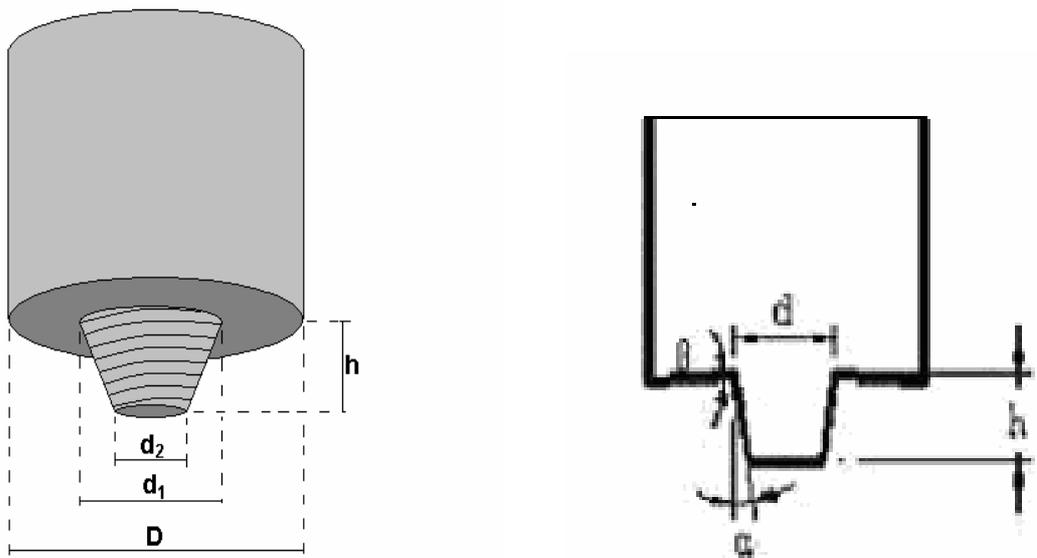


Figura 6.4. Rappresentazione della geometria dell'utensile

Materiale	Diametro Spallamento (D)	Diametro Superiore Pin (d_1)	Diametro Inferiore Pin (d_2)	Altezza Pin (h)	Concavità Spallamento (θ)
Acciaio C40	12,040	5,065	2,769	2,032	7°

Tabella 6.5. Dimensioni geometriche dell'utensile

6.4. Tipologia di prove

Le prove eseguite sono:

Mini-tensile Testing;

Prove di taglio (Shear Testing);

Prove di microdurezza;

Analisi metallografia;

Prove elettrochimiche (misure di OPC e Potenziodinamica)

6.5. Mini-tensile Testing

La prova di mini-tensile è una prova di trazione studiata “ad hoc” per apprezzare la resistenza meccanica di materiali che presentano disomogeneità metallurgica. Essa consiste nell’effettuare la classica prova di trazione ma su provini di dimensioni millimetriche consentendo in tal modo di ottenere valori di σ_r , σ_s , ϵ relativi a porzioni molto ridotte di materiali. Questo tipo di prova è dunque particolarmente indicata se si vogliono studiare le proprietà meccaniche di un giunto FSW il quale presenta differenti zone metallurgiche (TMAZ, HAZ, Nugget) a cui competono differenti caratteristiche meccaniche.

Per quello che concerne la corretta esecuzione della prova la mini-tensile, essendo una prova nata “ad hoc”, e quindi non prevedendo uno standard si è ritenuto opportuno attenersi quanto più vicino possibile alla normativa riguardante le prove di trazione per materiali metallici la ASTM E8 M.

La normativa definisce la prova di trazione come la prova classica cui si deve sottoporre un materiale per conoscere le più importanti proprietà di resistenza e di elasticità.

La prova è effettuata in macchine qualificate, di cui, in pratica, si è certi dell’affidabilità della misura nei valori indicati.

La macchina è costituita essenzialmente da un telaio chiuso molto rigido, con montanti a colonne su cui può scorrere la traversa mobile. Questa è comandata con movimento molto preciso da un motore elettrico attraverso trasmissione meccanica o attraverso trasmissione idraulica. Esiste la possibilità di variare in modo noto la velocità della traversa mobile.

Il provino di forma e di geometria opportuna, secondo se si tratta di barra o lamiera o altra forma di materiale di partenza, è afferrato da due ganasce (a comando meccanico o pneumatico) in modo tale che, durante l’applicazione del carico, il provino tende ad essere sempre più bloccato tra due cunei in ciascuna ganascia. Le

due ganasce sono solidali rispettivamente alla traversa mobile e ad un elemento molto rigido ma sensibile al carico applicato, detto cella di carico.

La cella di carico è, a sua volta, incastrata nel telaio della macchina. Quando la traversa viene fatta muovere, il provino è messo in trazione ed il carico passa così in serie attraverso l'omonima cella.

I tipi di curva di trazione che è possibile ottenere da un materiale sottoposto alla prova di trazione in una macchina universale del tipo indicato possono essere variabili in funzione della "storia" del materiale, e cioè della sua struttura.

6.5.1 Apparecchiature utilizzate

L'apparecchiatura utilizzata durante le nostre prove di mini-tensile non è riconducibile a nessuna delle strumentazioni comunemente usate per realizzare prove di trazione. Data l'elevata specificità della prova è stata costruita una strumentazione costituita da una base rigida, con montanti a colonne su cui può scorrere la traversa mobile come mostrato in figura 6.6 Questa è comandata con movimento molto preciso da un motorino elettrico della potenza di 400W attraverso trasmissione meccanica. Esiste la possibilità di variare in modo noto la velocità della traversa mobile. La cella di carico si monta in corrispondenza dell'asse su cui sono montate le ganasce della macchina. Quando la traversa viene fatta muovere, il provino è messo in trazione ed il carico passa così in serie attraverso l'omonima cella.

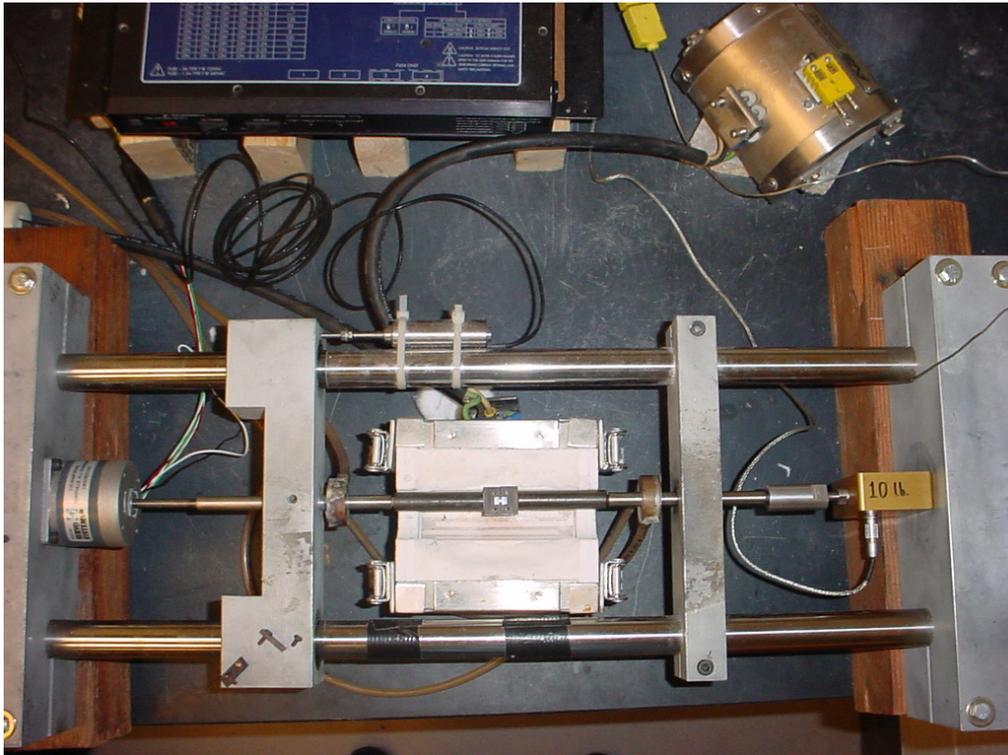


Figura 6.6 Foto della minitensile testing machine

Il computer di controllo su cui era installato il software di controllo dedicato alla strumentazione descritta ci ha permesso di valutare non solo la tensione di rottura dei nostri giunti ma anche di poter ricavare i diagrammi carico/spostamento delle varie prove.

6.6. Esecuzione delle prove di trazione

Allo scopo di verificare la qualità dei vari giunti saldati abbiamo realizzato per mezzo di una mini-fresa (fig. 6.7) una serie di sei provini identici da ogni campione (fig. 6.8), tre estratti in corrispondenza della nugget zone e tre in corrispondenza della HAZ.

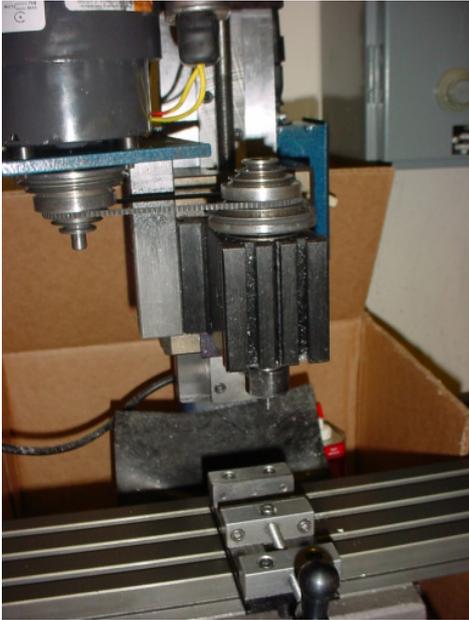


Figura 6.7 Foto della minimilling machine



Figura 6.8 Foto di un minispecimen

La geometria e le dimensioni dei provini sono schematizzati in fig. 6.9

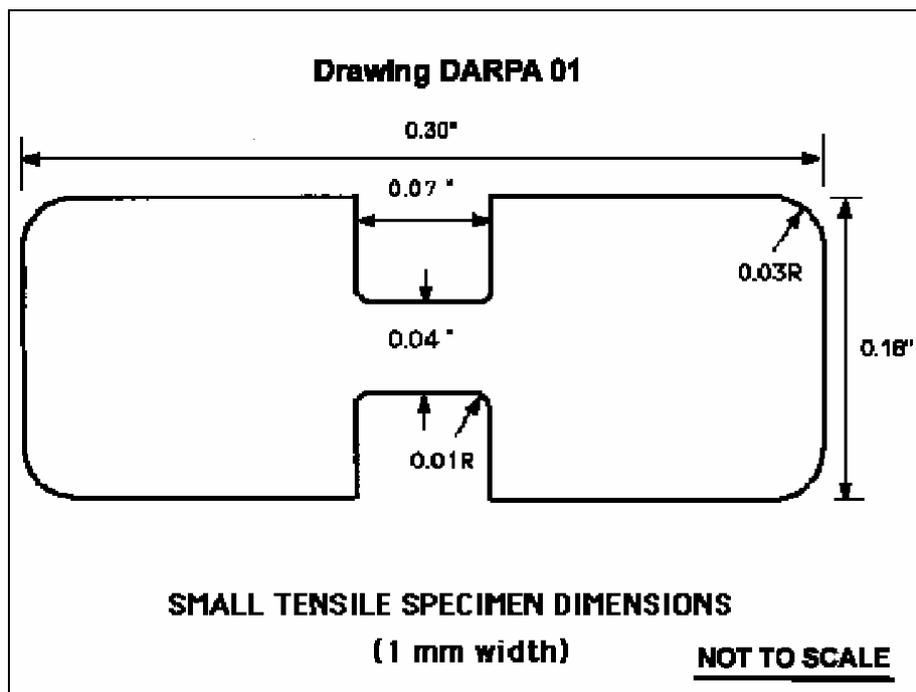


Figura 6.9 Rappresentazione grafica della geometria del minitensile specimen

Sebbene, per ragioni puramente tecnologiche, le dimensioni dei provini non rispettano la norme previste dallo standard ASTM E8 M si è scelta una velocità di

movimentazione del carrello tale da garantire una durata normale della prova compresa fra i due ed i cinque minuti.

Le prove sono state eseguite montando i provini appositamente realizzati all'interno delle ganasce della mini-tensile machine come mostrato in figura 6.10 e sono stati considerati almeno tre risultati validi per ogni singola saldatura e per ogni welding zone.

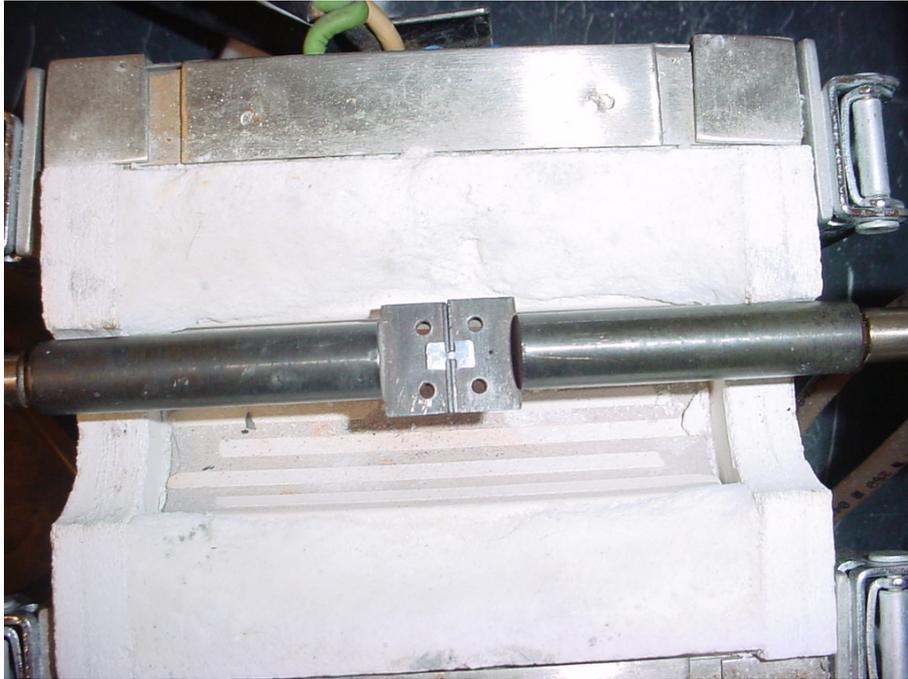


Figura 6.10. Foto dell'esecuzione di una prova di minitensile tests

6.7. Shear Testing

Considerando che le sollecitazioni a cui una giunzione può essere sottoposta in opera sono di varia natura e molto spesso combinate, il progettista deve dimensionare la giunzione in maniera tale che presenti la massima resistenza alla sollecitazione più critica, spesso accompagnata da altri campi di tensione secondari. Molto spesso, per valutare la resistenza meccanica delle giunzioni si cerca di determinarne la resistenza a taglio: le tensioni tangenziali che si sviluppano in tutte le prove possibili sono sempre comunque non omogenee e combinate con altre componenti di tensione.

La sollecitazione in cui la maggior parte delle giunzioni ha maggiore resistenza, è quella di taglio. Per questo motivo è essenziale progettare i componenti così realizzati in modo che la sollecitazione di taglio sia prevalente, tramite un opportuno disegno dei componenti in modo che nelle sezioni unite con giunzioni di tipo FSW le sollecitazioni in esercizio abbiano soprattutto componenti tangenziali.

Purtroppo ottenere condizioni di sollecitazione a taglio uniformi e senza componenti di sollecitazioni spurie non è praticamente possibile. Infatti, in molte configurazioni di prova la sollecitazione di taglio prevalente è accompagnata da componenti di tensione normale ma anche quando le componenti di tensione sono solamente di tipo tangenziale, come nelle prove di torsione, la loro distribuzione non è mai uniforme. Non si riesce allora ad ottenere un parametro specifico significativo della resistenza della giunzione semplice come per una prova di trazione, in cui si può dividere semplicemente il valore della forza massima per l'area della sezione trasversale, indipendentemente dalla forma e dalle dimensioni della sezione. Così facendo, dai dati raccolti da numerosi tipi di prove sperimentali di tipo diverso, si avrebbero forti differenze fra i risultati.

Sono state quindi esaminate diverse soluzioni e messe a confronto criticamente. Per tutte le tipologie di prova sono state svolte un numero elevato di prove sperimentali. Lo scopo finale è infatti di verificare se c'è compatibilità tra i risultati di prove diverse ed in caso contrario, una volta compresi i motivi delle discrepanze, individuare almeno un paio di prove in grado di poter fornire risultati significativi sulla resistenza a taglio di ciascuna giunzione. Il desiderio di avere almeno due alternative di prova altrettanto valide è giustificato da alcune considerazioni: 1) non è sempre possibile ottenere lo stesso tipo di provino per vari motivi di ordine tecnologico ed economico; 2) avendo risultati uguali con due tecniche di prova differenti si ha una verifica del risultato sperimentale.

6.8. Prova di taglio

Le prove di taglio non sono unificate, ma le provette comunemente usate sono cilindriche o prismatiche a sezione quadrata. È importante osservare che alla sollecitazione di taglio si accompagna in genere quella di flessione e che nel taglio la tensione tangenziale non è uniformemente distribuita sulla sezione; pertanto sono definibili una τ massima ed una τ media. In figura 6.11 si esemplifica ciò con riferimento ad una sezione rettangolare ed è possibile vedere come la τ sia massima in corrispondenza del piano neutro, diventando poi nulla agli estremi.

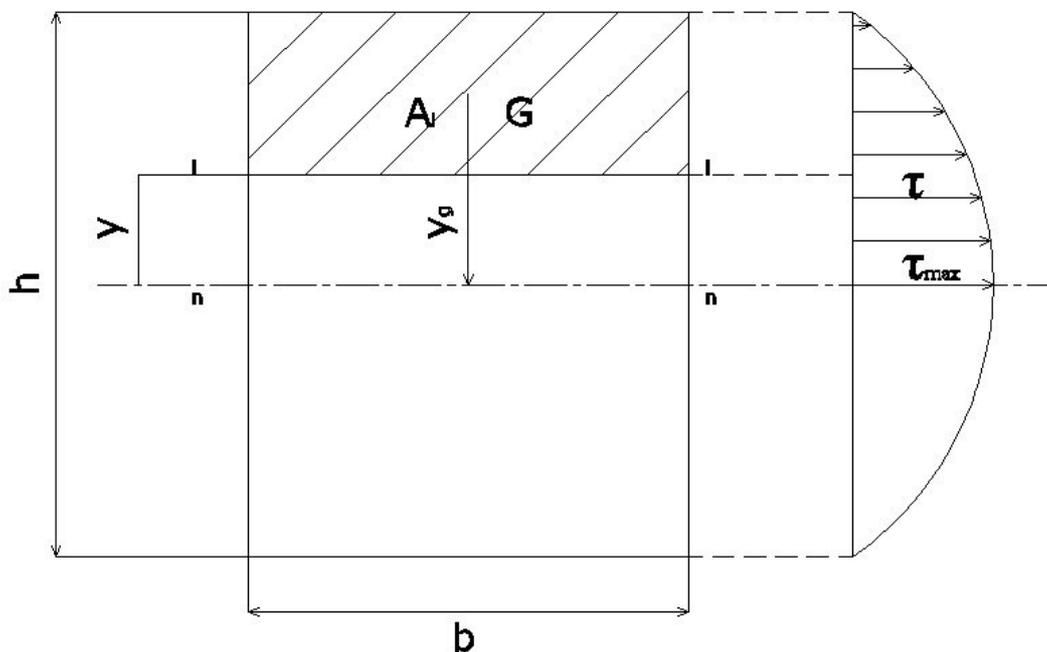


Fig 6.11 Diagramma delle sollecitazioni nella sezione di un solido prismatico soggetto a taglio

Il valore della sollecitazione di taglio τ ad una qualunque altezza y sul piano neutro si valuta:

$$\tau = \frac{T S_y}{I b_y}$$

Dove:

T è la forza di taglio agente sulla sezione

b_y è la larghezza della sezione

I è il momento d'inerzia di area rispetto al piano neutro

S_y è il momento statico dell'area A , rispetto al piano neutro valutabile con:

$$S_y = \sum A_i y_g$$

Dove y_g è la distanza dal baricentro di A_i dal piano neutro.

I valori di max e media se A è il valore dell'area della sezione sono dati da:

$$\tau_{\max} = \frac{3}{2} \frac{T}{A} \qquad \tau_{\text{media}} = \frac{T}{A}$$

6.9. Apparecchiature utilizzate

L'apparecchiatura utilizzata durante le nostre prove di trazione è la MTS Alliance RT/50.



Figura 6.12. Foto della macchina di trazione Alliance RT/50

La RT/50 è in grado di muovere il suo carrello per oltre un metro (1105mm) con una velocità minima di 0.001 mm/min ed una velocità massima di 1016 mm/min. La risoluzione di posizionamento è di 0.062 micrometri. La cella di carico usata è in grado di sopportare carichi fino a 50 kN.

Il computer di controllo su cui era installato il software di controllo dedicato alla Alliance RT/50: l'MTS Testworks 4.0 ci ha permesso di valutare non solo la tensione di rottura dei nostri giunti ma anche di poter ricavare i diagrammi carico/spostamento delle varie prove.

6.10. Esecuzione delle prove di Taglio

I provini da noi ricavati dalle piastre saldate sono in totale tre tutti caratterizzati dalla stessa velocità di rotazione e dalla stessa velocità di avanzamento dell'utensile.

Tali provini sono stati realizzati tramite taglio a freddo con segatrice a nastro e raffreddamento ad acqua, il che consente di effettuare il taglio del materiale senza apportare sulle superfici di questo modifiche metallurgiche dovute al calore generatosi per l'attrito. Allo scopo di verificare la qualità dei vari giunti saldati abbiamo realizzato una serie di tre provini identici la cui geometria e le relative dimensioni sono mostrate in Figura 6.13.

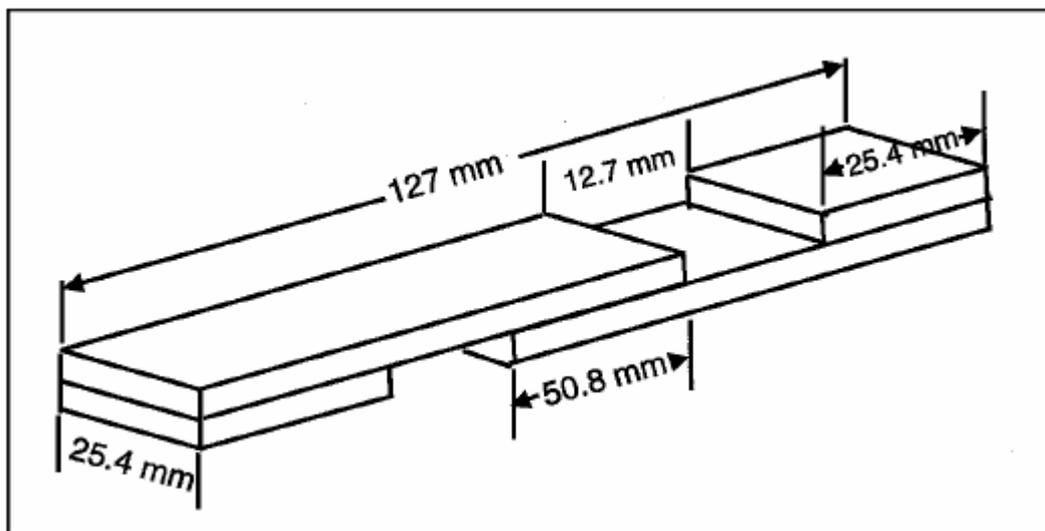


Figura 6.13 Geometria dei provini utilizzati per le prove di shear testing

Le misure scelte sono 127x25,4x25,4mm per AA2024-T3. Per rendere più agevole il blocco dei provini nelle ganasce dell'MTS Alliance RT/50 e per ridurre al minimo il rischio di rottura all'interno delle stesse sono stati realizzati una serie di spessori come descritti in figura 1.13.

Si è scelta una velocità di movimentazione del carrello tale da garantire una durata normale della prova compresa fra i due ed i cinque minuti, una cella di carico di 50KN ed una velocità di deformazione di $10^{-3} s^{-1}$ (strain rate).

Le prove sono state eseguite su provini appositamente realizzati secondo le indicazioni fornite dalle normative di riferimento e sono state considerati almeno tre risultati validi.

6.11 Prove di microdurezza

Al fine di individuare l'influenza del processo di saldatura sulla struttura del metallo base sono state eseguite delle prove di microdurezza. La misura dellamicrodurezza sui materiali metallici viene effettuata con riferimento ai grani della struttura cristallina con un penetratore generalmente di tipi Vickers.

Le applicazioni di questo metodo si possono distinguere in tre categorie:

- per pezzi di limitate dimensioni sia nello spessore che nella superficie tali da non contenere le impronte delle macrodurezze;
- pezzi di materiale fragile non in grado di sopportare i carichi delle macrodurezze;
- Per la valutazione della durezza nei cristalli;

Si desume quindi che la microdurezza può avere due distinti campi di applicazione:

- pratico, come nella determinazione della durezza superficiale di sottili pellicole o nella determinazione della durezza di limitatissime zone;
- di ricerca, come quello della variazione della durezza in funzione della profondità di uno strato cementato od elettrodepositato, ovvero anche nello studio della durezza dei singoli cristalli costituenti le leghe.

I metodi di misurazione più utilizzati della microdurezza sono:

- Metodo Vickers, impiega il penetratore a piramide di diamante con angolo a vertice fra le facce opposte di 136° . La microdurezza è espressa dall'equazione:

$$HV(kp / mm^2) = 1854.4 \cdot P / d^2$$

essendo P il carico espresso in grammi e d il valore medio delle diagonali espresso in micrometri.

- Metodo Knoop, impiega un penetratore di diamante avente forma di piramide retta con angoli a vertice fra gli spigoli opposti rispettivamente di $172^{\circ}32'$ e di 130° LA base della piramide e a forma di un rombo le cui diagonali stanno nel rapporto $d/d_1=7.114$. La microdurezza Knoop HK è espressa dal quoziente tra il carico di prova F e la superficie S , a carico tolto, della proiezione dell'impronta su un piano perpendicolare alla direzione del carico e tangente alla superficie in esame:

$$HK = F / S$$

Particolare cura deve essere dedicata alla preparazione della superficie e all'appoggio del pezzo. In modo rigoroso si devono evitare le deformazioni sotto i carichi di prova ed i movimenti improvvisi durante l'esecuzione della prova.

6.12. Apparecchiature utilizzate

Per eseguire le prove di microdurezza abbiamo utilizzato un microdurometro Leitz corredato di pesi variabili fra 50g e 2000g e di oculare con misuratore digitale per le diagonali dell'impronta. Lo schema di funzionamento di detto durometro è in figura 6.14

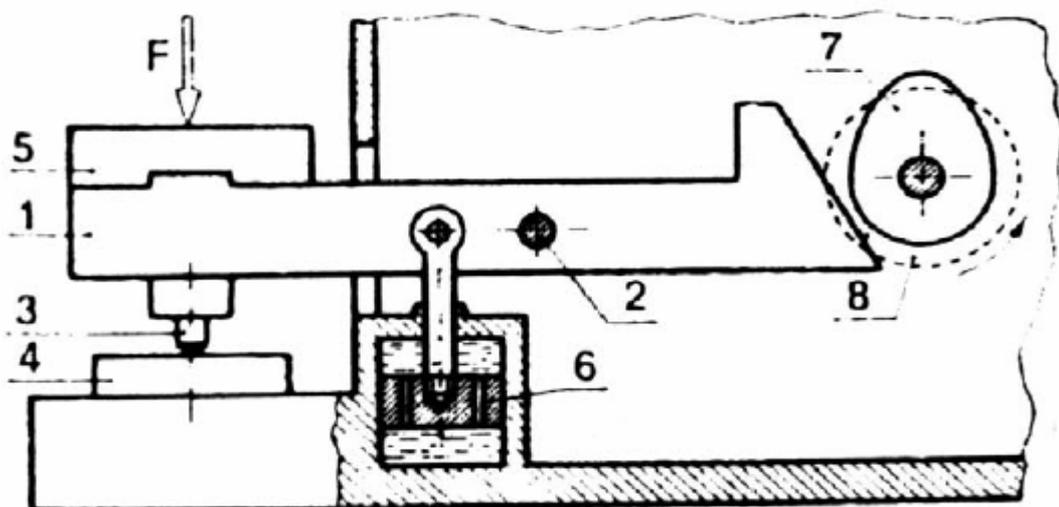


Figura 6.14 Schema di funzionamento del Microdurometro Leitz



Figura 6.15. Foto del Microdurometro Leitz

Tale apparecchiatura è costituita da un micropenetratore dotato di un dispositivo che permette la realizzazione delle impronte, attraverso il rilascio graduale di un penetratore, sul quale grava una certa massa di peso adeguatamente scelto, in funzione del materiale da indagare. Per la nostra campagna di prove di microdurezza è stato utilizzato un penetratore di tipo Vickers, ovvero a forma piramidale a base quadrata, quindi l'impronta da esso lasciato sulla superficie del materiale è pressoché quadrata e le dimensioni di questa aumentano all'aumentare della profondità di penetrazione e quindi del peso.

Riportiamo nella Fig. 6.16 un'immagine tipo di come si presentava alla vista del ricercatore, all'atto della misurazione delle sue diagonali, l'impronta lasciata dal penetratore.

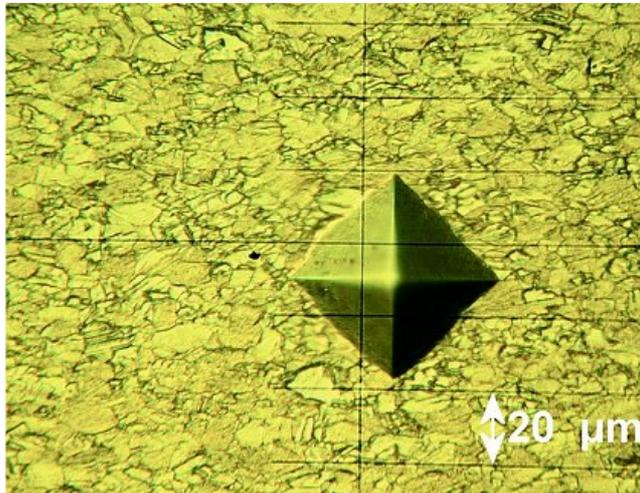


Figura 6.16 - Impronta del penetratore

Ottenute le impronte si è passati poi alla misurazione, La strumentazione è inoltre dotata di un microscopio ottico operante in riflessione fino ad ingrandimenti di 300x al quale è collegato a sua volta un misuratore digitale per rilevare le lunghezze, espresse in μm , delle diagonali delle impronte. I valori ricavati sono stati quindi inseriti in un apposito foglio Excel (tarato per il carico di prova da noi utilizzato, 300g) che ci restituiva direttamente il valore medio delle due diagonali e la microdurezza Vickers ricavata dalla singola impronta.

6.13. Esecuzione delle prove di microdurezza.

I provini da noi ricavati dalle piastre saldate sono in totale nove, un provino per ogni tipologia di saldatura caratterizzata da differenti combinazioni dei parametri di processo velocità di rotazione – velocità di avanzamento, pertanto non sono state effettuate replicazioni. Ogni provino, ovviamente, contiene per intero il corde di saldatura fino a comprendere le zone termicamente alterate ed il materiale tal quale.

Tali provini sono stati realizzati tramite taglio a freddo con segatrice a nastro e raffreddamento ad acqua, il che consente di effettuare il taglio del materiale senza apportare sulle superfici di questo modifiche metallurgiche dovute al calore generatosi per l'attrito.

Realizzati i provini, il passo successivo è stato quello di seguire la procedura ASTM E3- 62 - Preparation of metallographic specimens, quindi di inglobarli in resina acrilica termoplastica trasparente, con l'utilizzo di una inglobatrice (fig. 6.17)



Figura 6.17 Foto di due provini di microdurezza

Il motivo di questa operazione è legata al fatto che dovendo eseguire delle prove di microdurezza lungo la sezione dei provini, che ricordiamo misurare appena 2 mm, risulterebbe impossibile effettuare sia l'operazione di lucidatura sia il posizionamento dello stesso provino sul portapezzi del microdurometro.

I provini inglobati sono stati lucidati mediante una operazione di lucidatura che consiste nel trattare la superficie del provino con carte abrasive di varia grana secondo una sequenza prefissata. Nel caso in esame è stata utilizzata la sequenza: 180,320,600,1200,2000 mesh. Se richiesto si può eseguire un'operazione finale con speciali paste diamantate.



Figura 6.18 Foto della lappatrice

Terminata l'operazione di lucidatura, il provino inglobato è posizionato sulla tavola portapezzi del microdurometro.

Le prove sono state eseguite utilizzando un peso di 300g lungo due linee distanti tra di loro 1mm e distanti dai bordi 0.5 mm. La distanza tra due impronte successive è stata di 0.5 mm.

6.14. Analisi metallografica al microscopio ottico

I metodi d'indagine propri della metallografia hanno lo scopo di approfondire la conoscenza delle proprietà intrinseche dei metalli come la struttura e le proprietà meccaniche e fisiche. In questo contesto tale analisi si è svolta in due momenti:

- Defects Investigation;
- Grains size.

Al fine di poter procedere con l'analisi metallografica è stato necessario preparare le superfici da ispezionare. La preparazione delle superfici per l'ispezione visiva si compone di due parti: lucidatura a specchio e attacco chimico.

La lucidatura inizia con la pulitura dei provini, su di un piatto rotante a 500-700 giri al minuto, con carta abrasiva a numero di GRIT crescente (da 180 a 4000, cioè a grane sempre più fine), in modo da riuscire a diminuire gradualmente la rugosità superficiale. Questa fase è accompagnata da simultaneo raffreddamento e pulizia con acqua. Passando alla carta successiva, quando cioè sono scomparse tutte le rigature lasciate dalla carta precedente, il campione viene ruotato di 90° e pulito con una soluzione per evitare l'inglobamento di particelle abrasive staccatesi dalla carta.

La pulitura è seguita dalla lappatura su dischi ricoperti di panno, su cui viene spalmata una pasta diamantata di granulometria gradualmente decrescente. Si impiega una pasta diamantata da 6µm con diluente adatto per circa 4 minuti. Si procede, quindi, con una pulitura intermedia con panno di nylon con pasta diamantata da 3µm per 2minuti. Infine, nella pulitura finale, l'abrasivo utilizzato è l'ossido di magnesio puro. Se ne applica un poco al centro del panno, si bagna con acqua deionizzata e si lavora fino ad ottenere la consistenza adatta, si utilizza un panno morbido e velocità di rotazione basse 200-300 giri al minuto, alla fine si deterge con acqua corrente e alcool etilico.

Terminata la prima fase di lucidatura, si passa alla seconda, ovvero all'attacco della superficie da osservare mediante l'utilizzo di un acido Keller's, ovvero una soluzione utilizzata per rendere visibile al microscopio ottico la struttura granulare dell'alluminio e delle sue leghe.

L'attacco acido viene eseguito portando il reattivo sul campione con un batuffolo di cotone, cui segue un accurato lavaggio ed asciugatura.

L'acido va ad aggredire la superficie del metallo in modo differente secondo l'orientazione dei piani cristallini dei vari grani. Ciò permette di scavare differentemente la superficie dei grani, potendo così creare un gioco di ombre che andrà ad evidenziare i bordi dei grani.

L'azione dell'acido permette quindi di identificare al microscopio l'esatta posizione delle zone della saldatura, ovvero la nugget zone, la zona termo-meccanicamente alterata (Thermo-Mechanically Affected Zone - TMAZ) e la zona termicamente

alterata (Heat Affected Zone - HAZ) oltre che consentire, allo stesso tempo, di indagare, attraverso la sezione trasversale della saldatura, sulla presenza di difetti di saldatura e sulla misurazione della dimensione dei grani.

Riportiamo di seguito la composizione volumetrica dell'acido.

Soluzione KELLER's:

- 2 ml HF (acido fluoridrico)
- 3 ml HCl (acido cloridrico)
- 5 ml HNO₃ (acido nitrico)
- 190 ml H₂O (acqua distillata)

6.15. Defects Investigations

Una volta ottenuti i provini si è effettuata su di essi una prima ispezione visiva del cordone di saldatura, avvalendosi dell'ausilio di un microscopio ottico. L'osservazione dei cordoni di saldatura dei provini è stata eseguita al fine di individuare eventuali difetti macroscopici presenti sulla superficie di questi.

Già conoscendo, alla luce delle informazioni presenti in letteratura, i tipici difetti che ci si aspettava di riscontrare all'interno del cordone, si è focalizzata l'attenzione sulla ricerca di quelli sottoelencati:

- Asimmetria del cordone di saldatura
- Porosità (micro e macro)
- Inclusioni
- Cricche
- Incollature

Oltre ai difetti che caratterizzano i processi di saldatura si aggiungono altri due difetti che sono specifici delle saldature per attrito:

- tunnel;
- Hooking defects.

Il primo rappresenta un vero e proprio tunnel o microtunnel che si estende lungo tutta l'intera saldatura, la fig. 6.19 rappresenta la radiografia di una saldatura in cui è possibile notare la presenza di un tunnel

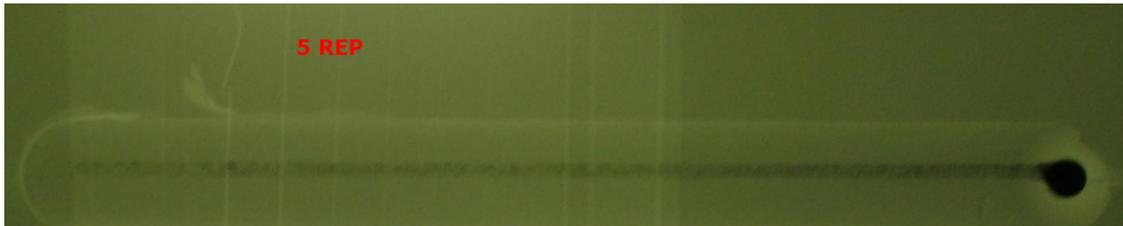


Figura 6.19. Radiografia di un giunto saldato FSW con presenza di tunnel

L'Hook defects invece è un difetto tipico della lap joint, ma più che un difetto esso rappresenta un vero e proprio vincolo geometrico che la particolare saldatura impone. Si tratta di un sottile strato d'ossido che partendo dalla zona Termomeccanicamente alterata si inserisce fino alla Nugget zone curvandosi e prendendo la forma di un uncino.

6.16. Grains Size

I metodi di test per la determinazione della misura media dei grani nei materiali metallici, sono procedure di misura e, grazie alle loro basi puramente geometriche, sono indipendenti dal metallo e dalla lega di cui ci si occupa. Infatti, le procedure di base possono anche essere usate per la stima della dimensione media del grano, del cristallo, o della misura della cellula nei materiali non metallici.

Questi metodi sono oggetto di normativa in relazione sia ai procedimenti di misura che ai criteri di espressione della grandezza media del grano di tutti i metalli consistenti interamente, o, principalmente, di una singola fase.

Le procedure ricadono sotto tre categorie principali:

- Procedura di comparazione;
- Procedura di Heyn o dell'intercetta;
- Procedura planimetrica o di Jeffries.

Il metodo di comparazione può essere usato nel caso in cui la struttura del materiale si avvicini alle caratteristiche di una delle griglia standard di confronto, anche se non è utilizzabile per la misura di singoli grani.

Il metodo dell'intercetta e il metodo planimetrico sono sempre attuabili per determinare la dimensione media dei grani.

In generale queste procedure si applicano principalmente a strutture di grani a singola fase e a campioni aventi una distribuzione univoca delle aree dei grani, dei diametri e delle lunghezze delle intercette. Queste distribuzioni sono approssimativamente delle log normal. I metodi precedentemente elencati non trattano la caratterizzazione della natura di queste stesse distribuzioni ma solo la determinazione della dimensione planare del grano, cioè la caratterizzazione delle sezioni bidimensionali del grano rivelate con il piano di sezione.

Metodo dell'intercetta

Il metodo dell'intercetta è il metodo utilizzato durante la nostra campagna sperimentale quale metodo di misurazione dei grani e consiste in un conto pratico del numero di grani intercettati da una linea di test o dal numero di intersezioni della linea di test con i bordi dei grani, per unità di lunghezza della linea di test, usata per calcolare la lunghezza media lineare dell'intercetta, ℓ . ℓ è usata per determinare il “numero ASTM di dimensione dei grani”, G , definito come:

$$N_{AE} = 2^{G-1}$$

dove N_{AE} è il numero di grani per pollice quadrato ad un ingrandimento di 100X. Per ottenere la misura in millimetri quadrati ad 1X (N_A) è necessario moltiplicare per 15,50.

La precisione del metodo è funzione del numero di intercette utilizzate o di intersezioni contate. Questo tipo di procedura, particolarmente raccomandata per strutture che deviano da una forma uniforme ed equiassiale, risulta essere più conveniente da usare rispetto alla procedura planimetrica, poiché più veloce per uno stesso livello di precisione ed applicabile a vari tipi di macchinari.

Non c'è nessuna relazione matematica diretta tra il numero ASTM di dimensione dei grani, G , e l'intercetta media lineare a differenza della relazione esatta che esiste tra G , N_{AE} , N_A , \bar{A} , per il metodo planimetrico.

La relazione:

$$\ell = \left(\frac{\pi \bar{A}}{4} \right)^{1/2}$$

tra l'intercetta media lineare ℓ e l'area media dei grani \bar{A} , è precisa per le sezioni circolari dei grani ma non abbastanza esatta per una struttura di grani uniforme ed equiassiale. Di conseguenza, la relazione tra il numero ASTM di dimensione dei grani, G , e l'intercetta media lineare, è stata definita in modo che, per ASTM No. 0 si ha una dimensione media di intercetta di esattamente 32mm, per la scala di misura dei grani determinata microscopicamente; e di 32mm su un campo di ispezione a 100X di ingrandimento per la scala di misura dei grani determinata microscopicamente. Quindi:

$$G = 2 \log_2 \frac{\ell_0}{\ell}$$

da cui, essendo $\log_2 5 = 5$, otteniamo:

$$G = 10,00 - 2 \log_2 \ell$$

Per strutture riempenti, cioè, con grani contigui e senza spazi vuoti, è lecito applicare la seguente relazione:

$$\ell = 1/N_L = P_L$$

dove N_L è il numero di grani per unità di lunghezza ed P_L è il numero di intersezioni dei bordi dei grani per unità di lunghezza della linea di test.

Risulta quindi valida anche la seguente:

$$G = 10,00 + 2\log_2 N_L$$

In questo modo, la distanza media di intercetta misurata su una sezione piana è una stima, esente da errori di valutazione, della distanza media di intercetta all'interno di un materiale solido nella direzione misurata o in un intervallo di direzioni. Il rapporto tra l'area della superficie del bordo del grano e il volume è dato esattamente da $S_V = 2N_L$ quando N_L è calcolato come media sulle tre dimensioni. Queste formule sono indipendenti dalla forma del grano.

Nell'utilizzo della procedura lineare dell'intercetta è necessario stimare la dimensione media del grano contando il numero di grani intercettati su una o più rette sufficientemente lunghe da ottenere almeno 50 intercette. Per questo motivo è consigliabile selezionare una combinazione di lunghezze delle linee test e di ingrandimenti tale che con un singolo campo si otterrà il numero richiesto di intercette. Un test così eseguito, consente nominalmente la stima della dimensione del grano al più vicino intero *ASTM size number*, nella zona di indagine.

La precisione della dimensione del grano, ottenuta con il metodo dell'intercetta, è una funzione del numero di intersezioni del grano contate, per questo motivo, per ottenere la precisione richiesta è possibile utilizzare linee di test addizionali. Poiché le terminazioni delle linee usualmente capitano all'interno dei grani, la precisione sarà ridotta se il conteggio medio per linee di test è basso. In tal caso, è opportuno usare o una linea di test più lunga o un ingrandimento minore.

I test vengono effettuati, prima di tutto, su un numero compreso tra tre e cinque campi di prova, selezionati a caso e ampiamente separati, per ottenere una media ragionevole per il campione. Se la precisione apparente di questa media non è adeguata, si possono testare sufficienti campi addizionali per ottenere la precisione richiesta.

Un'intercetta è un segmento della linea test sovrapposto a un singolo grano, mentre un'intersezione è un punto dove una linea di test viene tagliata dal bordo di un grano. Quando si contano le intercette, i segmenti, alla fine di una linea di test, che penetrano nel grano sono conteggiati come mezze intercette. Quando si contano le intersezioni, i punti finali di una linea di test non valgono come intersezioni e non sono contati, eccetto quando la fine sembra toccare esattamente il bordo del grano, in questo caso si considera mezza intersezione. Un'intersezione tangente con un bordo del grano, viene contata come un'intersezione intera; un'intersezione apparentemente coincidente con il punto di giunzione di tre grani viene contata come metà. Con grani di forme irregolari, la linea di test potrebbe generare due intersezioni con parti differenti dello stesso grano, oltre ad una terza intersezione con un grano "intruso". In questi casi, le due intersezioni addizionali devono essere contate.

Gli effetti di un moderato distacco da una struttura equiassiale, possono essere eliminati applicando il metodo dell'intercetta su una disposizione di linee aventi quattro o più orientazioni, come mostrato in figura 6.20.

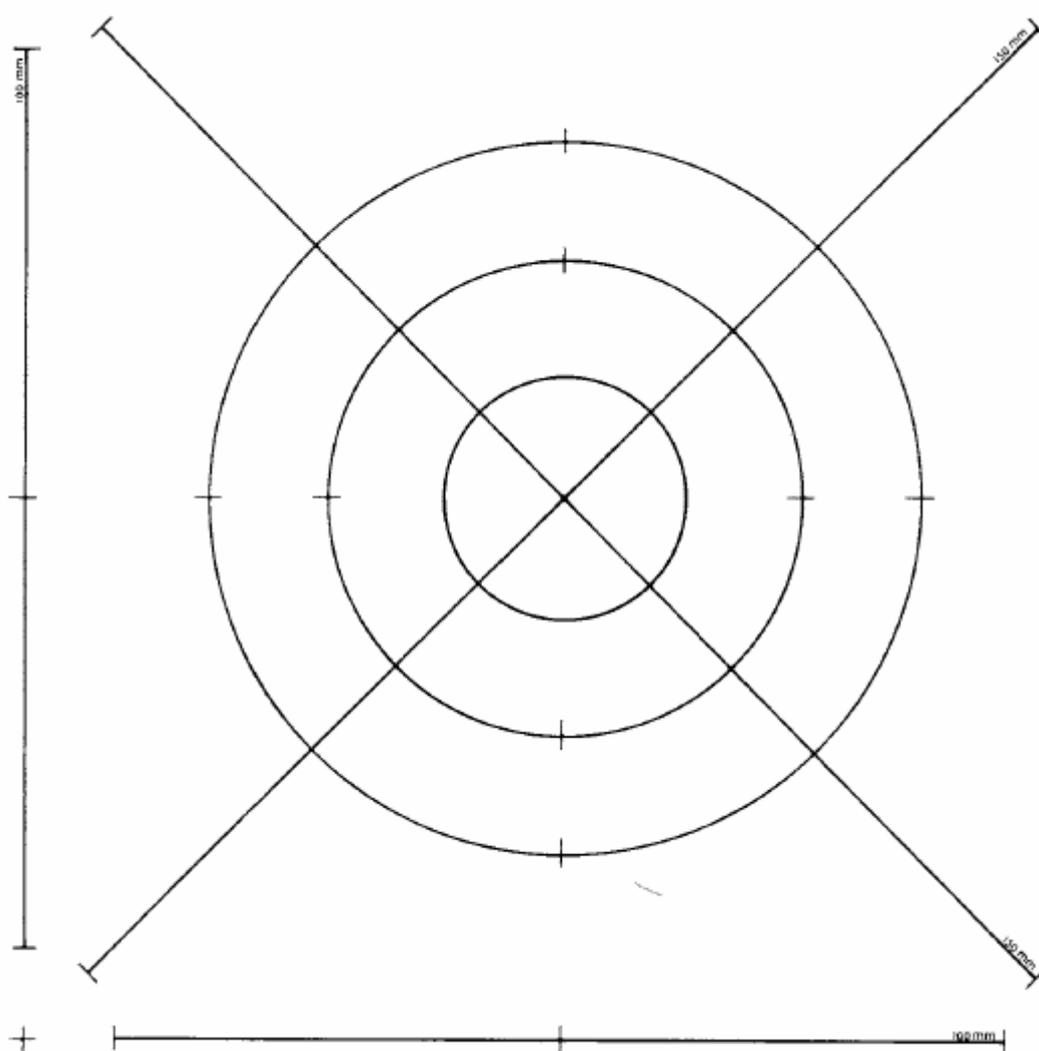


Figura 6.20 - Griglie lineari e circolari per la misura della intercetta media.

La forma di questa disposizione non è critica, a condizione che tutte le porzioni del campo siano misurate con peso approssimativamente uguale; una disposizione di linee che partono da uno stesso punto comune non è quindi appropriata. Il numero di intercette deve essere contato per l'intera disposizione e i valori di N_L e ℓ , determinati per ogni linea, devono essere calcolati come se l'intera disposizione fosse un'unica linea di test.

Per strutture distintamente non equiassiali, come i metalli non eccessivamente lavorati, si possono ottenere maggiori informazioni, facendo determinazioni separate sulle dimensioni, lungo disposizioni di linee parallele che coincidono con tutte e tre le

principali direzioni del campione. Di regola sono usate le sezioni longitudinali e trasversali del campione, la sezione normale deve essere aggiunta quando necessario. Per svincolarsi da eventuali orientazioni dei grani in certe direzioni preferenziali conviene che il percorso lungo il quale vengono contate le intersezioni sia circolare anziché retto (figura 6.20).

6.17. Apparecchiature utilizzate

Per le indagini metallografiche è stato usato il “grande microscopio metallografico universale MM5” prodotto dalla Leitz (figura 6.21).

Questo microscopio di tipo “Le Chatelier” ha le seguenti caratteristiche:

- 6 obiettivi con ingrandimenti: 3.2x, 8x, 16x, 32x, 80x, 160x;
- possibilità di montare oculari con vari ingrandimenti compresi fra 6.3x e 25x;
- osservazioni in campo chiaro, in luce polarizzata, in contrasto di fase e in luce oscura.



Figura6.21. Foto del microscopio metallografico universale Leitz MM5

Su questo microscopio, inoltre, è stata montata una macchina fotografica digitale con risoluzione massima di 5Mpixel prodotta dalla Nikon (modello Coolpix 5000) tramite uno specifico adattatore (Nikon). Questo accessorio ha permesso di acquisire in digitale le micrografie accelerando i tempi e migliorando la qualità della visualizzazione.

6.18. Esecuzione delle prove al microscopio ottico

In questo caso, come per le prove di microdurezza, sono stati ricavati, per troncatura a freddo, una serie di provini successivamente inglobati in resina, lucidati ed attaccati con acido fluoridrico. L'attacco acido, della durata di pochi

secondi, ha lo scopo di mettere in evidenza i bordi dei grani, notoriamente più reattivi, che alla vista appariranno più scuri. I provini così preparati sono stati poggiati sul piano del microscopio, osservati in vari ingrandimenti e ripresi fotograficamente per mezzo della fotocamera digitale montata al microscopio.

6.19. Prove elettrochimiche: Misure di OPC e Potenziodinamiche

Le misure di potenziale a circuito aperto sono state condotte ponendo in contatto il campione con la soluzione salina registrando il potenziale per 60 secondi, valutando così la sua evoluzione naturale.

Le misure di polarizzazione potenziodinamica sono state eseguite a valle delle OCP mantenendo la stessa configurazione.

Una misura potenziodinamica consiste nell'imporre un certo potenziale, rispetto all'elettrodo di riferimento, e quindi misurare la corrente circolante negli elettrodi. Attraverso tale misura è possibile studiare il comportamento di un materiale quando si ossida e passa in soluzione e determinare l'eventuale valore della corrente di passività e dei potenziali di pitting. In altri termini consentono di trovare quale velocità di corrosione corrisponde al metallo che si trovi ad un certo potenziale e a contatto con una determinata soluzione.

Le curve di polarizzazione anodica da un punto di vista teorico le possiamo interpretare come risultante della cinetica di due processi. Consumo di O₂ (catodico) e corrosione del metallo (anodico). La curva di evoluzione di O₂ l'abbiamo ottenuta effettuando una polarizzazione catodica nella stessa soluzione utilizzando come elettrodo di riferimento un provino di Pt.

La scansione anodica è stata effettuata partendo da un potenziale iniziale di $-0,01V$ relativo all'Ocp fino a $-0,500V$ relativo al potenziale dell'elettrodo di riferimento. La

velocità di scansione per le prove potenziodinamiche è stata di 0,5mV/s. Tutti i potenziali sono riferiti all'elettrodo al cloruro d'argento saturo (Ag/AgCl).

6.20. Cella di misura

Si utilizza un sistema a microcella, recentemente implementato, per studiare la resistenza a corrosione delle diverse saldature analizzate in questo lavoro. Tale cella fa uso di un capillare che porta una soluzione, acqua e NaCl al 3,5% in peso mescolata ed areata, direttamente sull'area da testare; per il resto il sistema è equiparabile ad una normale cella a 3 elettrodi (come la cella a beaker) con contro-elettrodo in platino ed elettrodo di riferimento (in questo caso Ag/AgCl).

L'intero sistema di misura e la cella sono mostrati in figura 6.22.

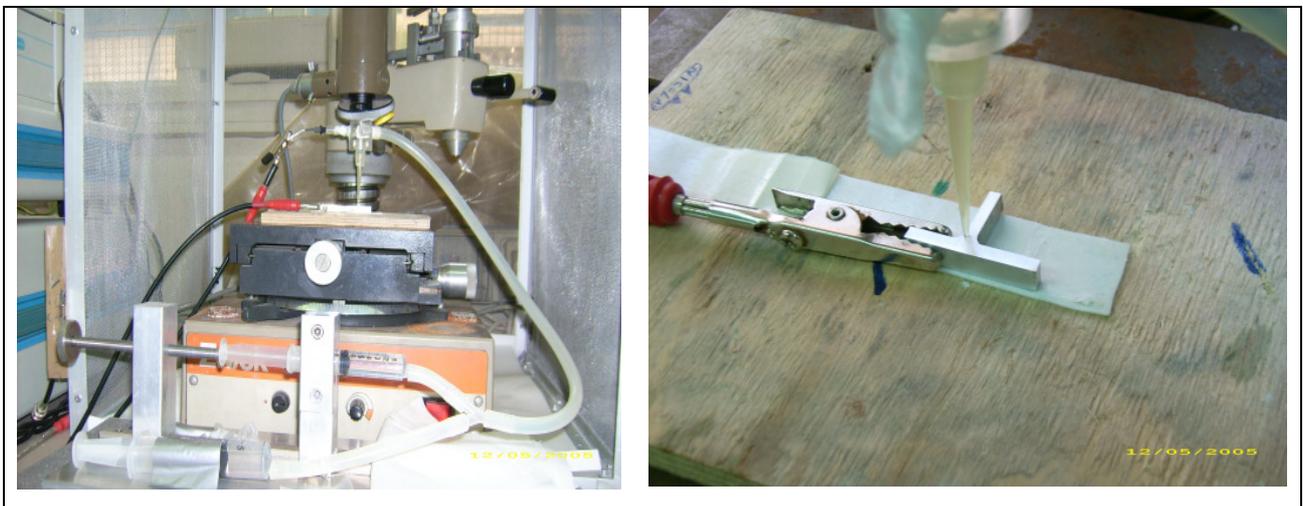


Figura 6.22 Foto del cella a goccia (microcella); il capillare usato in questo caso ha dimensione pari a 0,2 mm², al diametro interno e 1,2 mm² al diametro esterno.

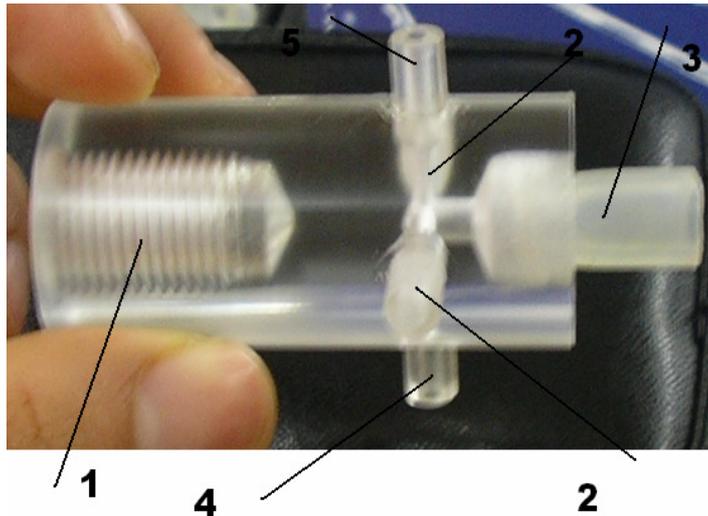


Figura 6.23. Foto della micro cella

- 1. ancoraggio al supporto di movimentazione*
- 2. condotti per l'alloggiamento del controelettrodo di platino*
- 3. condotto per inserimento del puntale*
- 4. condotto per l'alloggiamento dell'elettrodo di riferimento*
- 5. condotto ausiliario*

6.21. Sistema di acquisizione dei dati

Le misure di micropolarizzazione sono state condotte utilizzando un potenziostato/galvanostato Solartron 1287, con fondo scala delle correnti dell'ordine di 10^{-10} Ampere, interfacciato ad un personal computer per mezzo del software di acquisizione Corrware

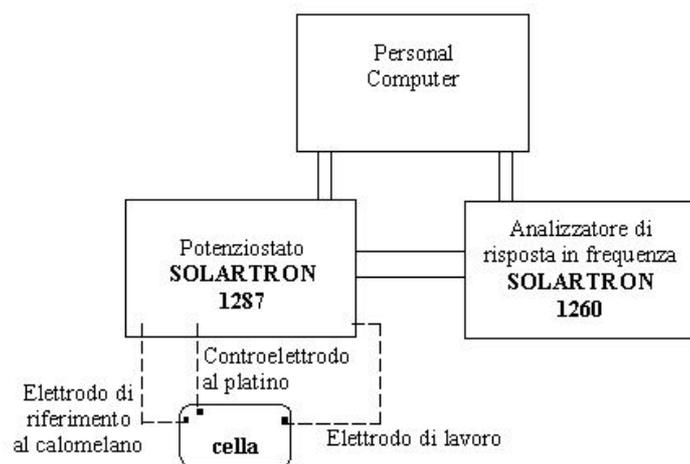


Figura 6.23. Schema del sistema di acquisizione dati

CAPITOLO VII

7.1. Mini-tensile Testing

In tale sperimentazione sono stati condotti test a trazione su miniprovinci estratti dalla Nugget Zone e dalla HAZ al fine di valutare le proprietà meccaniche (carico di snervamento, carico a rottura, allungamento a rottura) separatamente e specificatamente in queste due zone caratteristiche del cordone di saldatura.

In particolare la campagna di prove è stata realizzata eseguendo un DOE (Design Of Experiment) allo scopo di ottenere informazioni sull'influenza di alcuni parametri di processo sulle caratteristiche meccaniche su menzionate dei giunti.

Sono state, inoltre, condotte altre prove di trazione su miniprovinci provenienti e dalla Nugget Zone e dall'HAZ al solo scopo di ottimizzare il carico di snervamento della Nugget Zone utilizzando come procedura quella dello "steepest ascent algorithm".

Questa parte del lavoro, realizzata con il supporto di tecniche DOE e RSM (Response Surface Method), è riportata per esteso in tale capitolo.

E' stato implementato, innanzitutto, un piano fattoriale 2^2 con punto centrale replicato cinque volte e tre misure ripetute per ogni combinazione di parametri di processo al fine di analizzare le performance dei test a trazione effettuati separatamente, come già menzionato, su miniprovinci ricavati dalla Nugget Zone e dalla HAZ, il piano sperimentale è riassunto nella Tab.6.1.

Al fine di evitare errori sistematici l'intera campagna di prove è stata completamente randomizzata.

In più la presenza di misure ripetute permette di realizzare una Weigthed ANOVA.

Le variabili del piano fattoriale sono:

- Ω , la velocità di rotazione dell'utensile (livello basso 1377,5 rpm; livello medio 1800 rpm; livello alto 2222,5 rpm)
- V^{-1} , l'inverso della velocità di avanzamento dell'utensile (basso livello 0,267 s/mm; livello medio 0,4; livello alto 0,533s/mm)

Runs Order	Ω (RPM)	V^{-1} (s/mm)	Plunge depth (mm)	Tilt Angle (°)	Travel Angle (°)
1	1377,5	0,267	2,11	0	1
7	2222,5	0,267	2,11	0	1
6	1377,5	0,533	2,11	0	1
5	2222,5	0,533	2,11	0	1
2	1800,0	0,400	2,11	0	1
3	1800,0	0,400	2,11	0	1
4	1800,0	0,400	2,11	0	1
9	1800,0	0,400	2,11	0	1
8	1800,0	0,400	2,11	0	1

Tabella 6.1 Tabella riassuntiva di un piano fattoriale 2^2 con punto centrale replicato 5 volte

Le altre variabili di processo:

- Profondità di penetrazione (Plunge depth)
- Angolo di inclinazione (Tilt angle)
- Angolo di avanzamento (Travel angle)

Sono state tenute costanti ai valori mostrati in Tab.6.1.

Nei successivi paragrafi analizzeremo separatamente i dati sperimentali della σ_s (Y_s), σ_r (U_s), ε (El) e per la Nugget Zone e per la HAZ. La pianificazione degli esperimenti così come la relativa weighed ANOVA e l'analisi dei residui sono stati condotti attraverso l'uso del MiniTab che è uno dei più comuni software statistici. Gli esperimenti includono anche misure ripetute, sicché la loro presenza consente di effettuare una analisi della variabilità della risposta attraverso una Weighed Regression. Questo è un metodo usato per gestire dati che provengono da osservazioni con disomogeneità della varianza. Dunque se i dati mostrano eteroschedasticità:

- a osservazioni con varianza elevata sono associati piccoli pesi
- a osservazioni con varianza ridotta sono associati grandi pesi.

7.2. Risultati ed interpretazioni dell'ANOVA condotta per la σ_s della Nugget Zone

In tabella 7.2 sono riportati i dati sperimentali (Y_{s1} , Y_{s2} , Y_{s3} , Y_{s4}) rappresentanti i valori di σ_s ottenuti dai test sui miniprovinci estratti dalla Nugget Zone, laddove Y_s sta per Yield strength. Inoltre sempre in tabella sono riportate le relative deviazioni standard ($St Y_s$); le dimensioni campionarie (**dim**); il valore medio delle σ_s ($Av Y_s$); i pesi corretti associati (WGTS_ADJ).

E' importante mettere in evidenza che la colonna chiamata WGTS_ADJ contenente i pesi, vale a dire stime reciproche delle varianze delle medie è stata desunta dall'analisi della variabilità.

Ω [RPM]	V^1 [s/mm]	Y_{s1} [MPa]	Y_{s2} [MPa]	Y_{s3} [MPa]	Y_{s4} [MPa]	$St Y_s$ [MPa]	dim	$Av Y_s$ [MPa]	WGTS_ADJ
1377,5	0,267	372	365	353	*	9,609	3	363,333	0,0390464
2222,5	0,267	361	323	356	*	20,648	3	346,667	0,0084565
1377,5	0,533	349	319	368	*	24,705	3	345,333	0,0059071
2222,5	0,533	402	345	249	343	63,373	4	334,750	0,0011056
1800,0	0,400	353	356	326	*	16,523	3	345,000	0,0063416
1800,0	0,400	356	374	320	*	27,495	3	350,000	0,0063416
1800,0	0,400	360	366	348	*	9,165	3	358,000	0,0063416
1800,0	0,400	342	357	397	338	26,938	4	358,500	0,0084555
1800,0	0,400	355	343	392	*	25,541	3	363,333	0,0063416

Tabella 7.2 Osservazioni sperimentali della σ_s (Y_s)

L'analisi della variabilità relativa ai dati sperimentali della σ_s è mostrata in Tab 7.3.

Questa Analisi calcola e mostra la deviazione standard delle ripetizioni e le analizza per investigare sulle differenze, o effetti dispersivi. Inoltre ci permette di calcolare dei valori, cioè pesi da associare ad ogni osservazione, e quindi di condurre una weigthed ANOVA.

Regression Estimated Effects and Coefficients for Natural Log of Standard dev. YS (coded units)						
Term	Effect	Ratio Effect	Coeff	SE Coeff	T	P
Constant			3.0796	0.1407	321.89	0.00
RPM	0.8733	2.395	0.4367	0.2118	2.0644	0.094
Sec/mm	1.0527	2.865	0.5264	0.2118	2.49	0.055
RPM*sec/mm	0.1084	1.115	0.0542	0.2118	0.26	0.808
R-Sq=72.04%			R-Sq (adj) =55.26%			
Analisys of Variance for Natural Log of Standard dev. US						
Source	DF	Seq SS	Adj SS	Adj MS	F	P
Main Effect	2	6.31907	5.90073	2.9504	5.98	0.047
2-Way Interaction	1	0.03230	0.03230	0.03230	0.07	0.808
Residual Error	5	2.46535	2.46535	0.4931		
Curvature	1	0.13032	0.13032	0.13032	0.22	0.661
Pure Error	4	2.33504	2.33504	0.58.38		
Total	8	8.81672				

Tabella 7.3. Risultati dell'analisi della variabilità della σ_s (Y_s)

Tale analisi stabilisce che soltanto due effetti mostrano un influenza significativa: ω con un p-value di 0,094 e v^{-1} con un p-value di 0,055, mentre non si possono considerare significativi l'effetto di interazione e la curvatura.

La Weigthed ANOVA relativa ai dati sperimentali provenienti dalla σ_s è mostrata in Tab. 7.4. Il modello di regressione presentato in Tab 7.4 è un modello ridotto, dal momento che analisi antecedenti hanno dimostrato che l'effetto di interazione era trascurabile, infatti la statistica di Fisher restituisce un valore pari a 0,09 al quale corrisponde un p-value di 0,782.

Estimated Effects and Coefficients for av. YS (coded units)						
Term	Effect	Coeff	SE Coeff	T	P	
Constant		346.718	3.953	87.71	0.000	
RPM	-15.948	-7.974	3.004	-2.65	0.045	
Sec/mm	-17.026	-8.513	3.413	-2.49	0.055	
Ct Pt		8.469	4.903	1.73	0.145	
S=0.533470	R-Sq=73.27%		R-Sq (adj) =57.24%			
Analisis of Variance av. US						
Source	DF	Seq SS	Adj SS	Adj MS	F	P
Main Effect	2	3.05186	3.70927	1.85463	6.52	0.040
Curvature	1	0.84909	0.84909	0.84909	2.98	0.145
Residual Error	5	1.42295	1.42295	0.28459		
Lack of fit	1	0.03039	0.03039	0.03039	0.09	0.782
Pure Error	4	1.39256	1.39256	0.34814		
Total	8	5.32390				
Estimated coefficient for av. US using data in uncoded units						
Term	Coeff					
Constant	406.294					
RPM	-0.01888					
sec/mm	-64.0086					
Ct Pt	8.46922					

Tabella 7.4. Risultati della weighed analisi della varianza della σ_s (Ys)

L'analisi mostra un p-value associato alla curvatura di 0,145 che consente di accettare l'ipotesi nulla, cioè di assenza della curvatura; il p-value associato agli effetti principali è 0,040 che garantisce la loro significatività; in particolare il p-value relativo a ω è 0,045 e quello relativo a v^{-1} è 0,055, entrambi significativi.

I coefficienti del modello di regressione sono stimati come mostrati in Tab 7.4.

Allo scopo di dimostrare l'adeguatezza del modello è stata condotta un'analisi dei residui.

Tale analisi, che è mostrata in Fig. 7.4, verifica le ipotesi fatte sugli errori, vale a dire che essa assicura che gli errori si distribuiscono come una v.a. gaussiana con media nulla e deviazione standard costante. Inoltre il p-value associato al lack of fit è pari a 0,782 e prova che il modello di regressione utilizzato è adeguato.

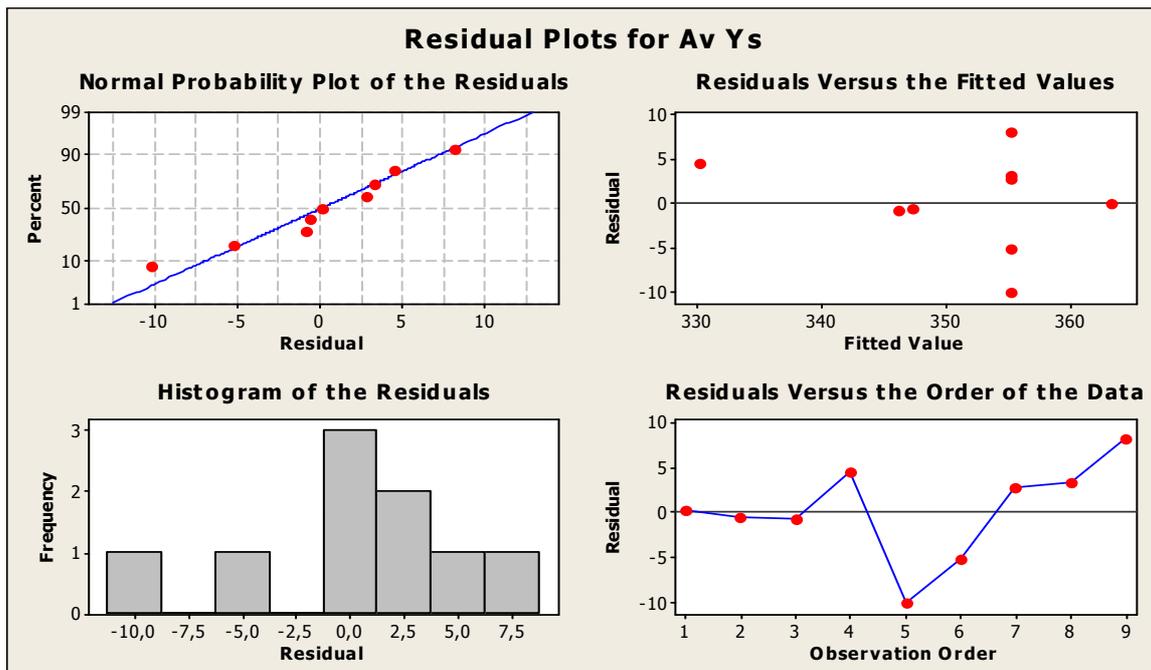


Fig. 7.4 Grafici per l'analisi dei residui della σ_s (Y_s)

7.3. Risultati ed interpretazioni dell'ANOVA condotta per la σ_r della Nugget Zone

In tabella 7.5 sono riportati i dati sperimentali (U_{s1} , U_{s2} , U_{s3} , U_{s4}) rappresentanti i valori di σ_r ottenuti dai test sui mini-provini estratti dalla Nugget Zone, laddove U_s sta per Ultimate strength. Inoltre sempre in tabella sono riportate le relative deviazioni standard ($St U_s$); le dimensioni campionarie (dim); il valore medio delle U_s ($Av U_s$); i pesi corretti associati (WGTS_ADJ).

E' importante mettere in evidenza che la colonna chiamata WGTS_ADJ contenente i pesi, vale a dire stime reciproche delle varianze delle medie è stata desunta dall'analisi della variabilità.

Ω [RPM]	V^{-1} [s/mm]	U_{s1} [MPa]	U_{s2} [MPa]	U_{s3} [MPa]	U_{s4} [MPa]	St U_s [MPa]	dim	Av U_s [MPa]	WGTS_ADJ
1377,5	0,267	502,0	480,0	484,0	*	11,719	3	488,667	0,0324409
2222,5	0,267	431,0	432,5	460,2	*	16,443	3	441,233	0,0082895
1377,5	0,533	444,6	419,5	478,0	*	29,348	3	447,367	0,0026021
2222,5	0,533	435,6	452,0	285,0	392	75,160	4	391,150	0,0008865
1800,0	0,400	491,0	501,4	449,0	*	27,743	3	480,467	0,0046443
1800,0	0,400	496,6	492,5	428,6	*	38,131	3	472,567	0,0046443
1800,0	0,400	456,0	485,7	483,3	*	16,498	3	475,000	0,0046443
1800,0	0,400	475,7	451,8	494,0	*	21,162	3	473,833	0,0046443
1800,0	0,400	472,0	466,8	514,0	*	25,881	3	484,267	0,0046443

Tabella 7.5. Osservazioni sperimentali della σ_r (U_s)

L'analisi della variabilità relativa ai dati sperimentali della σ_r è mostrata in tab. 7.6.

Regression Estimated Effects and Coefficients for Natural Log of Standard dev. US (coded units)						
Term	Effect	Ratio Effect	Coeff	SE Coeff	T	P
Constant			3.2266	0.09095	35.48	0.00
RPM	0.6428	1.902	0.3214	0.13175	2.44	0.059
Sec/mm	1.2221	3.394	0.6111	0.13175	4.64	0.006
RPM*sec/mm	0.3041	1.355	0.1520	0.13175	1.15	0.301
R-Sq=87,80%			R-Sq (adj) =80,48%			
Analisys of Variance for Natural Log of Standard dev. US						
Source	DF	Seq SS	Adj SS	Adj MS	F	P
Main Effect	2	6.61096	5.89698	2.9485	15.46	0.007
2-Way Interaction	1	0.25404	0.25404	0.25404	1.33	0.306
Residual Error	5	0.95375	0.95375	0.1907		
Curvature	1	0.00371	0.00371	0.00371	0.02	0.907
Pure Error	4	0.95004	0.95004	0.2375		
Total	8	7.81875				

Tabella 7.6. Risultati dell'analisi di variabilità della σ_r (U_s)

Tale analisi stabilisce che soltanto due effetti mostrano un'influenza significativa: ω con un p-value di 0,059 e v^{-1} con un p-value di 0,006, mentre non si possono considerare significativi l'effetto di interazione e la curvatura.

La weighted ANOVA relativa ai dati sperimentali provenienti dalla σ_r è mostrata in Tab. 7.7. Il modello di regressione presentato in Tab 7.7 è un modello ridotto dal momento che le analisi precedenti hanno dimostrato che l'effetto di interazione era trascurabile, infatti la statistica di Fisher ad esso associato restituisce un valore pari a 0,41 al quale corrisponde un p-value di 0,558.

Estimated Effects and Coefficients for av. US (coded units)						
Term	Effect	Coeff	SE Coeff	T	P	
Constant		442.97	2.973	148.99	0.000	
RPM	-48.23	-24.12	-1.860	-12.96	0.000	
Sec/mm	-43.49	-21.75	2.798	-7.77	0.001	
Ct Pt		34.26	3.629	9.44	0.000	
S=0.317068	R-Sq=97.93%		R-Sq (adj) =96.68%			
Analisis of Variance av. US						
Source	DF	Seq SS	Adj SS	Adj MS	F	P
Main Effect	2	14.7686	23.6776	11.8388	117.76	0.000
Curvature	1	8.9605	8.9605	8.9605	89.13	0.000
Residual Error	5	0.5027	0.5027	0.1005		
Lack of fit	1	0.0464	0.0464	0.0464	0.41	0.558
Pure Error	4	0.4563	0.4563	0.1141		
Total	8	24.2317				
Estimated coefficient for av. US using data in uncoded units						
Term	Coeff					
Constant	611.113					
RPM	-0.0571					
sec/mm	-163.502					
Ct Pt	34.2595					

Tabella 7.7. Risultati dell'analisi della varianza della σ_r (Us)

L'analisi mostra un p-value associato alla curvatura di 0,001 che dimostra una forte significatività. Il p-value associato agli effetti principali è minore di 0,001 e dimostra

la loro significatività; in particolare il p-value relativo a ω è minore 0,001 e quello relativo a v^{-1} è 0,001, entrambi estremamente significativi.

I coefficienti del modello di regressione sono stimati come mostrati in Tab. 7.7.

Allo scopo di dimostrare l'adeguatezza del modello è stata condotta un'analisi dei residui.

Tale analisi, che è mostrata in Fig 7.5, verifica le ipotesi fatte sugli errori, vale a dire che essa assicura che gli errori si distribuiscono come una v.a. gaussiana con media nulla e deviazione standard costante. E' importante sottolineare che il modello di regressione ottenuto, nonostante presenti un valore accettabile del lack of fit, non è adeguato dal momento che il design utilizzato non permette di stimare gli effetti del secondo ordine che in tal caso l'ANOVA ha dimostrato essere non trascurabili.

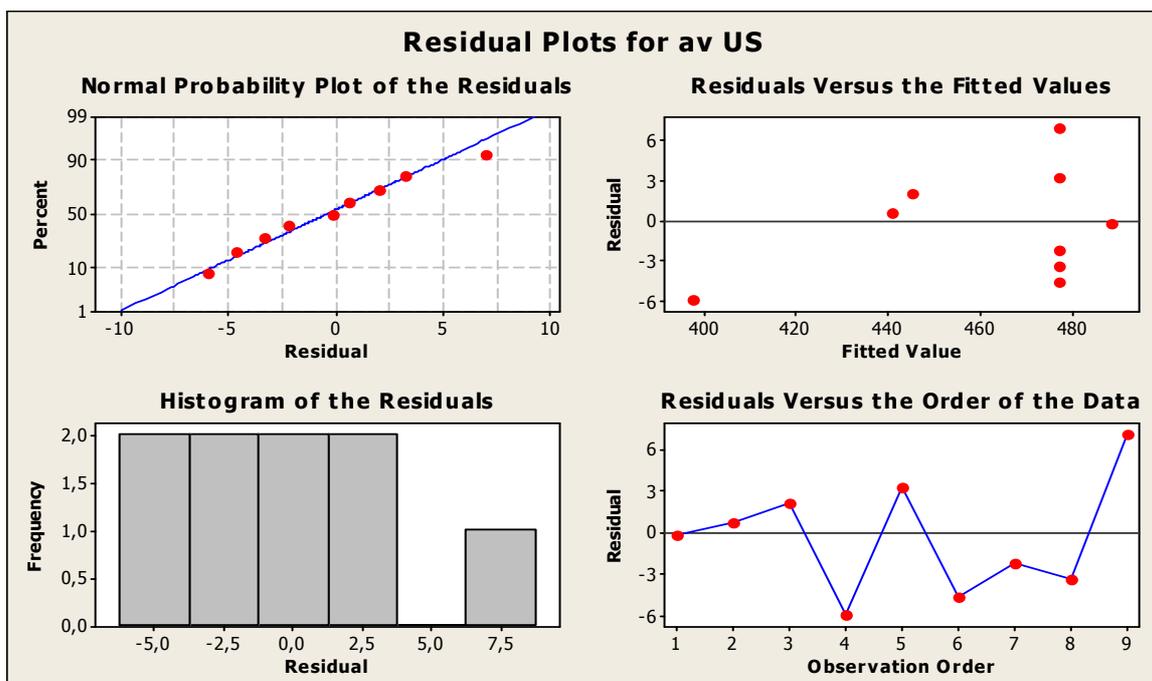


Fig. 7.5. Grafici per l'analisi dei residui della $\sigma_r (Us)$

7.4. Risultati ed interpretazioni dell'ANOVA condotta per la ϵ della Nugget Zone

Un piano fattoriale 2^2 con un punto centrale replicato due volte e tre misure ripetute è stato realizzato per analizzare l'influenza dei fattori sull'allungamento a rottura. In tabella 7.8 sono riportati i dati sperimentali (El_1, El_2, El_3) rappresentanti i valori di σ_r ottenuti dai test sui miniprovinci estratti dalla Nugget Zone, laddove **El** sta per Elongation. Inoltre in tabella sono riportate le relative deviazioni standard (St El); le dimensioni campionarie (dim); il valore medio delle El (Av El); i pesi corretti associati (WGTS_ADJ).

ω [RPM]	V^{-1} [s/mm]	El_1 [%]	El_2 [%]	El_3 [%]	St El[%]	dim	Av El[%]
1377,5	0,267	31,5	30,5	32,0	0,764	3	31,333
2222,5	0,267	9,0	9,0	15,0	3,464	3	11,000
1377,5	0,533	23,0	30,5	27,5	3,775	3	27,000
2222,5	0,533	11,5	4,5	9,0	3,547	3	8,333
1800,0	0,400	33,6	25,0	32,0	4,574	3	30,200
1800,0	0,400	26,0	28,0	31,0	2,517	3	28,333

Tabella 7.8 Osservazioni sperimentali della allungamento a rottura(El)

In tale caso è stato realizzata una semplice ANOVA dal momento che l'analisi della variabilità ha provato che la varianza delle osservazione non dipende significativamente dai fattori presi in considerazione. La ANOVA relativa ai dati sperimentali provenienti dall'allungamento a rottura è mostrata in Tab 7.9.

Estimated Effects and Coefficients for av. EI (coded units)						
Term	Effect	Coeff	SE Coeff	T	P	
Constant		19.417	0.5612	34.60	0.018	
RPM	-19.500	-9.750	0.5612	-17.37	0.037	
Sec/mm	-3.500	-1.750	0.5612	-3.12	0.198	
RPM*sec/mm	0.833	0.17	0.5612	0.74	0.593	
Ct Pt		9.850	1.0891	9.04	0.070	
S=0.619324		R-Sq=99.82%		R-Sq (adj) =99.09%		
Analisis of Variance av. US						
Source	DF	Seq SS	Adj SS	Adj MS	F	P
Main Effect	2	179.250	149.789	74.8944	195.26	0.051
2-way Interaction	1	0.256	0.211	0.2114	0.55	0.593
Curvature	1	31.376	31.376	31.376	81.80	0.070
Residual Error	1	0.384	0.384	0.3836		
Pure Error	1	0.384	0.384	0.3836		
Total	5	211.265				
Estimated coefficient for av. US using data in uncoded units						
Term	Coeff					
Constant	71.5571					
RPM	-0.026049					
Sec/mm	-26.5049					
RPM*sec/mm	0.00741499					
Ct Pt	9.85000					

Tabella 7.9. Risultati dell'analisi della varianza dell'allungamento a rottura

L'analisi mostra un p-value associato alla curvatura di 0,070 che ne prova la significatività. Il p-value associato agli effetti principali è di 0,051; in particolare il p-value relativo a ω è pari a 0,037 che è significativo quello relativo a v^{-1} è pari a 0,198 che non è significativo.

I coefficienti del modello di regressione sono stimati come mostrati in Tab 7.10.

Allo scopo di dimostrare l'adeguatezza del modello è stata condotta un'analisi dei residui.

Tale analisi, che è mostrata in Fig 7.6, verifica le ipotesi fatte sugli errori, vale a dire che essa assicura che gli errori si distribuiscono come una v.a. gaussiana con media nulla e deviazione standard costante. E' importante sottolineare che il modello di regressione ottenuto non è adeguato dal momento che il design utilizzato non permette di stimare gli effetti del secondo ordine che in tal caso l'ANOVA ha dimostrato essere non trascurabili.

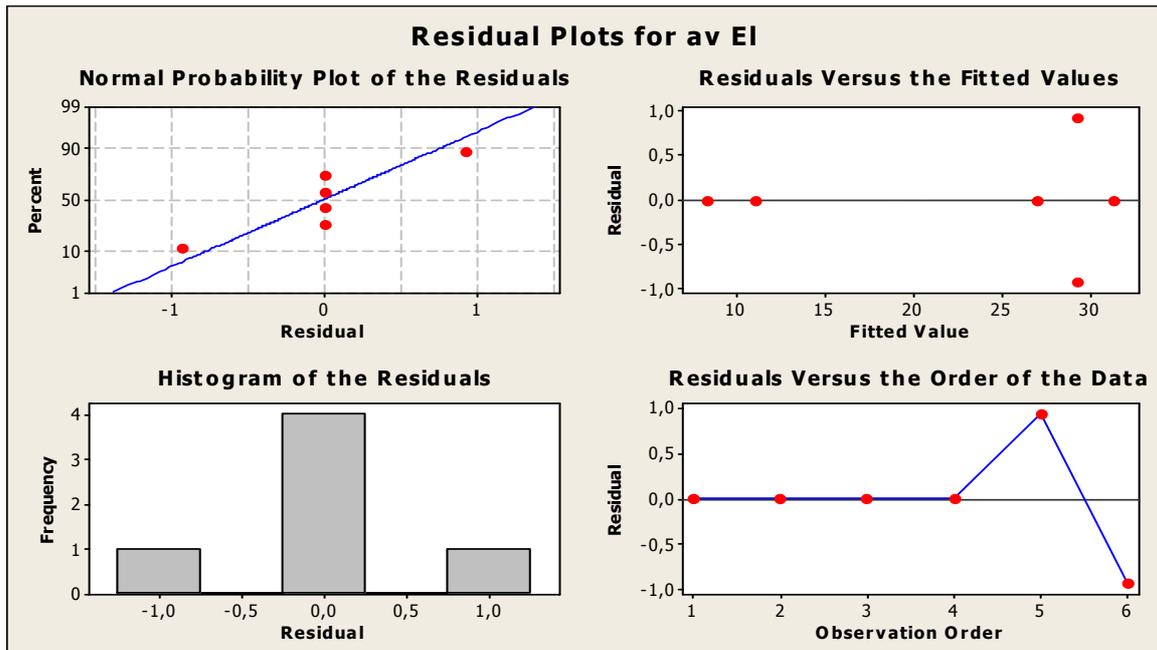


Fig. 7.6. Grafici per l'analisi dei residui dell'allungamento a rottura

7.5. Risultati ed interpretazioni dell' ANOVA condotta per la σ_s , σ_r , ε della HAZ.

In Tab. 7.10 sono riassunti i dati relativi alla media e deviazione standard della σ_s rappresentata in tabella dalla sigla Y_s , alla media e deviazione standard della σ_r rappresentata in tabella dalla sigla U_s alla media e deviazione standard dell' ε rappresentata in tabella dalla sigla El.

Ω [RPM]	V^{-1} [s/mm]	AV. Y_s [MPa]	St. dev Y_s [MPa]	AV. U_s [MPa]	St. dev U_s [MPa]	AV. EI [%]	St. dev EI [%]
1377,5	0,267	332	30,447	432,967	4,479	15,967	0,896
2222,5	0,267	349,667	6,027	451,867	13,460	14,7	1,510
1377,5	0,533	304,333	7,024	434,433	18,073	19,933	2,043
2222,5	0,533	341,333	9,292	433,15	0,636	15,23	1,089
1800	0,4	298,333	17,673	427,61	7,874	16,547	1,560
1800	0,4	336,333	8,021	459,133	6,957	20,87	1,096
1800	0,4	338,333	9,504	452,533	13,720	15,4	3,236
1800	0,4	354,667	28,937	441,767	20,651	15,72	1,996
1800	0,4	328,75	12,868	450,55	12,455	22,835	1,521

Tabella 7.10 Tabella riassuntiva delle osservazioni sperimentali di ε , σ_s , σ_r .

Come per la Nugget Zone, anche per la HAZ sono state realizzate analisi della varianza per tutte le proprietà sopra citate al fine di determinare l'influenza degli effetti su di esse. Tali analisi sembrano provare che le proprietà meccaniche della HAZ sono insensibili alle variazioni delle variabili di processo, almeno nel range di variazioni per esse scelte, dal momento che nessun effetto risulta essere significativo.

7.6. Implementazione dell'algoritmo di salita più ripida

Lo scopo di questo studio è ottimizzare la Superficie di Risposta relativa alla σ_s che è la principale caratteristica meccanica di interesse. Al fine di perseguire tale obiettivo è stato implementato un algoritmo di salita ripida alla σ_s della Nugget Zone. Assumendo che $x_1 = x_2 = \dots = x_i = \dots = x_k = 0$ con $i=1,2,\dots,k$ identificativi dei fattori e $[-1; 0; 1]$ sono le variabili codificate identificative rispettivamente dei livelli basso,

medio, alto dei fattori. La procedura dell'algorithmo può essere descritto dai seguenti steps.

1. Definizione della lunghezza del passo di una delle variabili di processo
2. Calcolo della lunghezza del passo delle altre variabili sarà : $\Delta x_i = \frac{\beta_i}{\beta_j / \Delta x_j}$;
con $i = 1, 2, \dots, k$; e $i \neq j$
3. Conversione della lunghezza del passo Δx_i da variabili codificate a variabili naturali.

E' importante notare che la procedura descritta può essere applicata soltanto nel caso in cui il modello di regressione è di primo grado e non contiene effetti interattivi

Le osservazioni mostrate in Tab 7.11 sono state ottenute implementando l'algorithmo appena menzionato.

Nugget					HAZ				
Ω [RPM]	V^{-1} [s/mm]	Av.YS [MPa]	Av.US [MPa]	Av.EI [%]	Ω [RPM]	V^{-1} [s/mm]	Av.YS [MPa]	Av.US [MPa]	Av.EI [%]
1250	0,241	399,25	511,8	28,75	1250	0,241	370	482,3	19,8
1150	0,213	395,8	507,9	26,36	1150	0,213	368	474,5	20,17
1050	0,184	339,33	453	25,25	1050	0,184	386	491	21,4
950	0,155	368,67	475,6	25,23	950	0,155	405,7	506,25	21,45

Tabella 7.11 Tabella riassuntiva delle osservazioni sperimentali di ϵ , σ_s e σ_r condotte lungo il percorso di salita ripida per Nugget Zone e HAZ.

I risultati ottenuti dall'implementazione dell'algorithmo sono simili a quelli attesi, anche a dimostrazione dell'affidabilità delle precedenti analisi. Il valor medio della σ_s è aumentato da 363,333 MPa ($\Omega=1377,5$; $V^{-1}=0,26741$) a 399,25 MPa per il primo passo ($\Omega=1250$; $V^{-1}=0,241$) e a 395,8 MPa per il secondo passo ($\Omega=1150$; $V^{-1}=0,213$). La regione ottimale probabilmente è compresa tra questi ultimi due valori, pertanto sarebbe necessario realizzare un nuovo central composite design per determinare l'esatta posizione dell'ottimo. Le osservazioni relative agli ultimi due punti del percorso di salita ripida presentano una diminuzione della σ_s suggerendoci

che la regione ottimale è ormai alle spalle. Un comportamento simile si nota per la σ di rottura. Inoltre il percorso di massimo miglioramento della σ_s della Nugget Zone risulta essere anche una delle direzioni di miglioramento della σ_s e della σ_r della HAZ. Infatti sembrerebbe che le proprietà meccaniche dell'HAZ migliorino al “raffreddarsi” del processo.

7.7. Prove di Taglio

La campagna di prove ricopre tutta la casistica di saldature effettuate durante i test a trazione, ma non è stata condotta utilizzando la tecnica del DOE.

Per ogni overlap joint sono stati estratti e testati tre provini, per cui i carichi di rottura espressi in tabella 7.12 rappresentano i valori medi dei test condotti su ogni singola saldatura.

Ω [RPM]	V^{-1} [s/mm]	Shear Testing Results (N)
950	0,155	7433,596
1050	0,184	7531,358
1150	0,213	10125,16
1250	0,241	8394,355
1377.5	0,533	5708,624
1377.5	0,267	7768,978
1800	0,25	7001,34
2222.5	0,533	6682,956
2222.5	0,267	4074,074

Tabella 7.12. Tabella riassuntiva dei valori medi di shear tests

In accordo con i risultati ottenuti dai mini-tensile tests i valori migliori si ottengono in corrispondenza dei primi due punti dell'algoritmo di salita più ripida. Infatti in corrispondenza della saldatura di parametri ($\Omega=1250$; $V^{-1}=0,241$) otteniamo il valore

di rottura a taglio di 8394,355 N e valori delle σ_r per le mini-tentesile tests di Nugget Zone e HAZ rispettivamente pari a 511,8 MPa e 482,3 MPa. E in corrispondenza della saldatura di parametri ($\Omega=1150$; $V^{-1}=0,213$) otteniamo il valore di rottura a taglio di 10125,16 N e valori di σ_r per le mini-tentesile tests di Nugget Zone e HAZ rispettivamente pari a 507,9 MPa e 474,5 MPa.

7.8. Prove di Microdurezza

Riportiamo nei paragrafi seguenti le tabelle relative ai risultati ottenuti dalla misurazione delle impronte lasciate sulla superficie del materiale dal penetratore Vickers e i relativi grafici dei profili della microdurezza.

Nella prima colonna delle tabelle è indicata la posizione dell'impronta rispetto al centro del cordone di saldatura, espressa in mm, che è stata indicata con il valore 0.

La colonna **d1** e **d2**, indicano rispettivamente la dimensione della diagonale orizzontale e verticale dell'impronta. La colonna **dm** mostra il diametro medio ricavato dalla media dei diametri **d1** e **d2**. Infine, la colonna **HV**, ci restituisce la durezza Vickers della singola posizione, calcolata attraverso la formula:

$$HV(kp/mm^2) = 1854.4 \cdot P / d^2$$

Dove **P** è il carico di prova e **d** la dimensione della diagonale media.

Già ad una prima consultazione dei grafici e delle tabelle è possibile rilevare, come ci si aspettava dallo studio della letteratura, tre zone che presentano, a prima vista, valori di microdurezza sensibilmente differenti, alle quali possiamo imputare differenti caratteristiche strutturali e meccaniche.

Ovvero:

Zona 1 : *nugget zone*

Zona 2: zona termo-meccanicamente alterata

Zona 3: zona termicamente alterata

Provino 1 ($\Omega=950\text{rpm}$; $V^{-1}=0,155\text{s/mm}$)

Provino 1 ($\Omega=950\text{rpm}$; $V^{-1}=0,155\text{s/mm}$)				
Impronta	d1	d2	dm	HV
10	61,09	62,19	61,64	146,42
9	61,20	61,38	61,29	148,10
8	60,67	61,13	60,90	150,00
7	59,86	60,49	60,175	153,64
6	59,61	60,32	59,965	154,71
5	60,24	60,35	60,295	153,02
4	61,91	62,22	62,065	144,42
3	62,61	63,67	63,14	139,55
2	62,12	62,68	62,40	142,87
1	61,87	62,68	62,275	143,45
0	62,01	62,37	62,19	143,84
-1	63,82	63,53	63,675	137,21
-2	63,07	63,46	63,265	138,99
-3	63,18	63,78	63,48	138,05
-4	61,09	62,08	61,585	146,68
-5	60,81	61,02	60,915	149,93
-6	59,61	60,49	60,05	154,28
-7	58,94	60,03	59,485	157,22
-8	59,68	61,06	60,37	152,64
-9	61,77	62,90	62,335	143,17

Tabella 7.13 - Risultati test microdurezza Provino 1 ($\Omega=950\text{rpm}$; $V^{-1}=0,155\text{s/mm}$)

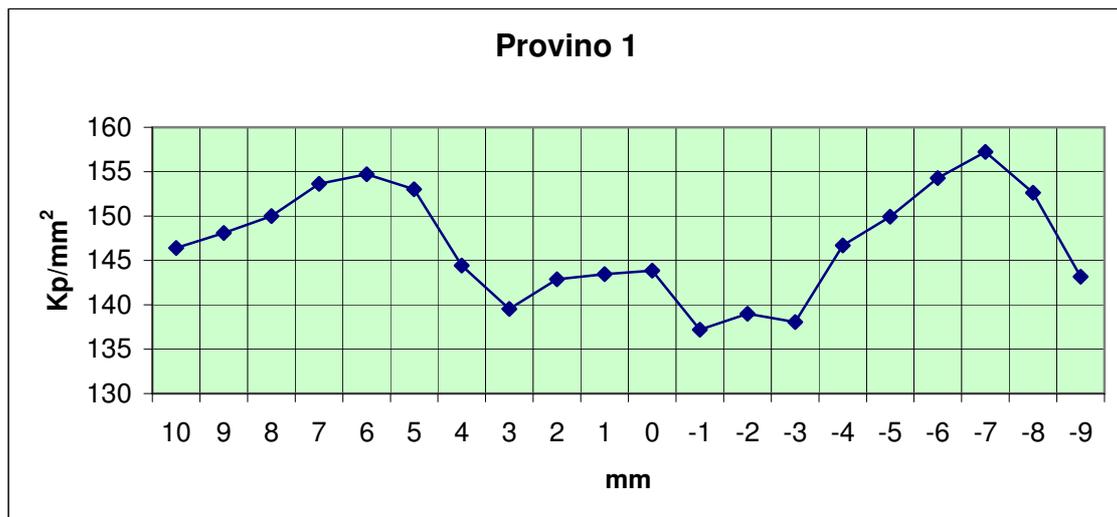


Figura 7.7 – Profilo microdurezza Provino 1 ($\Omega=950\text{rpm}$; $V^1=0,155\text{s/mm}$)

Come mostrato chiaramente dal grafico sopra riportato, per il provino in esame si possono rilevare zone con comportamento differente. In generale, si nota che la *nugget zone* mostra caratteristiche peggiori delle altre zone del cordone di saldatura. Infatti, nella *nugget zone* i valori della durezza rimangono compresi tra 135kp/mm^2 e 145kp/mm^2 . Allontanandosi dal centro del cordone di saldatura, si registra un miglioramento del profilo della durezza. I valori aumentano, attraversando la zona termo-meccanicamente alterata, fino ad arrivare ad un massimo, nella zona termicamente alterata, di circa 155kp/mm^2 . Ai lati del cordone di saldatura, spostandosi verso il materiale base, ma rimanendo ancora nella zona termicamente alterata, notiamo una diminuzione della durezza del materiale.

Provino 2 ($\Omega=1050\text{rpm}$; $V^1=0,184\text{s/mm}$)

Provino 2 ($\Omega=1050\text{rpm}$; $V^1=0,184\text{s/mm}$)				
Impronta	d1	d2	dm	HV
6	60,28	61,52	60,90	150,00
5	59,93	60,49	60,21	153,46
4	61,41	62,47	61,94	145,00
3	62,12	63,99	63,055	139,92

2	62,97	62,65	62,81	141,02
1	63,21	62,47	62,84	140,88
0	60,42	60,70	60,56	151,69
-1	64,59	63,25	63,92	136,16
-2	64,03	64,42	64,225	134,87
-3	63,43	61,94	62,685	141,58
-4	61,80	61,52	61,66	146,32
-5	60,49	60,85	60,67	151,14
-6	60,07	60,10	60,085	154,10
-7	60,70	60,39	60,545	151,76
-8	60,70	60,28	60,49	152,04
-9	59,40	60,88	60,14	153,81

Tabella 7.15 – Risultati test microdurezza Provino 2 ($\Omega=1050\text{rpm}$; $V^l=0,184\text{s/mm}$)

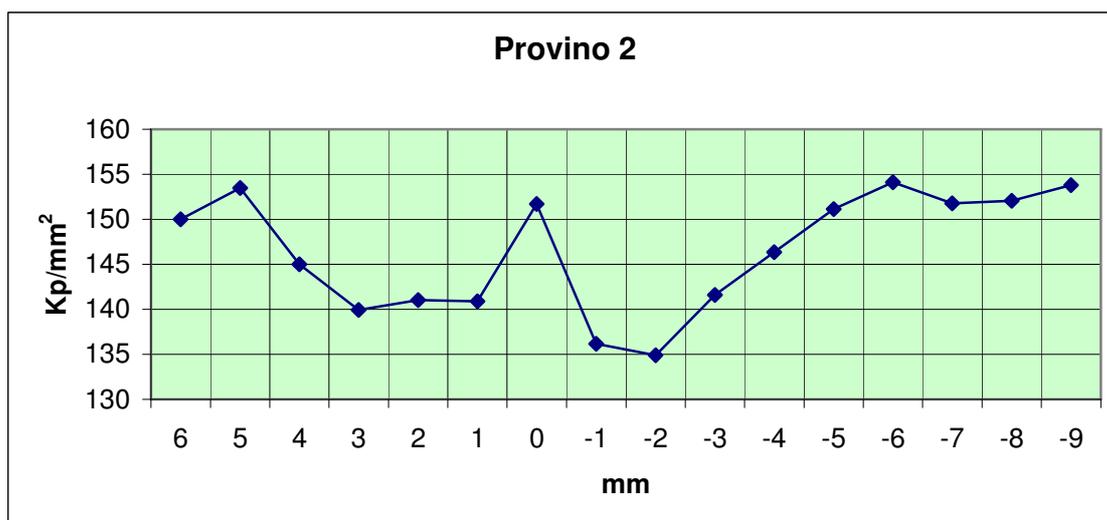


Figura 7.8 – Profilo microdurezza Provino 2 ($\Omega=1050\text{rpm}$; $V^l=0,184\text{s/mm}$)

I parametri di questo provino, velocità di rotazione di 1050rpm e inverso della velocità di avanzamento di 0,184 s/mm, non si discostano eccessivamente da quelli del provino precedentemente analizzato. Anche l'andamento mostrato dal grafico ad esso associato, mostra un comportamento del tutto simile a quello della saldatura precedente, riscontrabile anche nei valori della durezza delle varie zone.

La *nugget zone* mostra le proprietà peggiori. In questa zona, escludendo un unico valore in contrapposizione all'andamento generale, la durezza rimane al di sotto di 145kp/mm^2 . Guardando soprattutto il lato destro del profilo della microdurezza, la zona termicamente alterata mostra i più alti valori della durezza, compresi tra 150kp/mm^2 e 155kp/mm^2 , maggiori anche di quelli della zona termo-meccanicamente alterata.

Provino 3 ($\Omega=1150\text{rpm}$; $V^1=0,213\text{s/mm}$)

Provino 3 ($\Omega=1150\text{rpm}$; $V^1=0,213\text{s/mm}$)				
Impronta	d1	d2	dm	HV
7	62,40	65,83	64,115	135,33
6	66,68	62,84	64,76	132,65
5	68,38	61,84	65,11	131,23
4	62,68	66,71	64,695	132,92
3	61,31	62,93	62,12	144,17
2	59,86	63,78	61,82	145,57
1	61,38	60,17	60,775	150,62
0	59,25	62,72	60,985	149,58
-1	60,21	62,22	61,215	148,46
-2	60,85	62,40	61,625	146,49
-3	62,68	62,90	62,79	141,11
-4	63,39	64,28	63,835	136,52
-5	64,35	64,88	64,615	133,25
-6	61,80	63,67	62,735	141,35
-7	59,75	60,49	60,12	153,92
-8	59,43	61,34	60,385	152,57
-9	60,07	61,84	60,955	149,73

Tabella 7.16 - Risultati test microdurezza Provino 3 ($\Omega=1150\text{rpm}$; $V^1=0,213\text{s/mm}$)

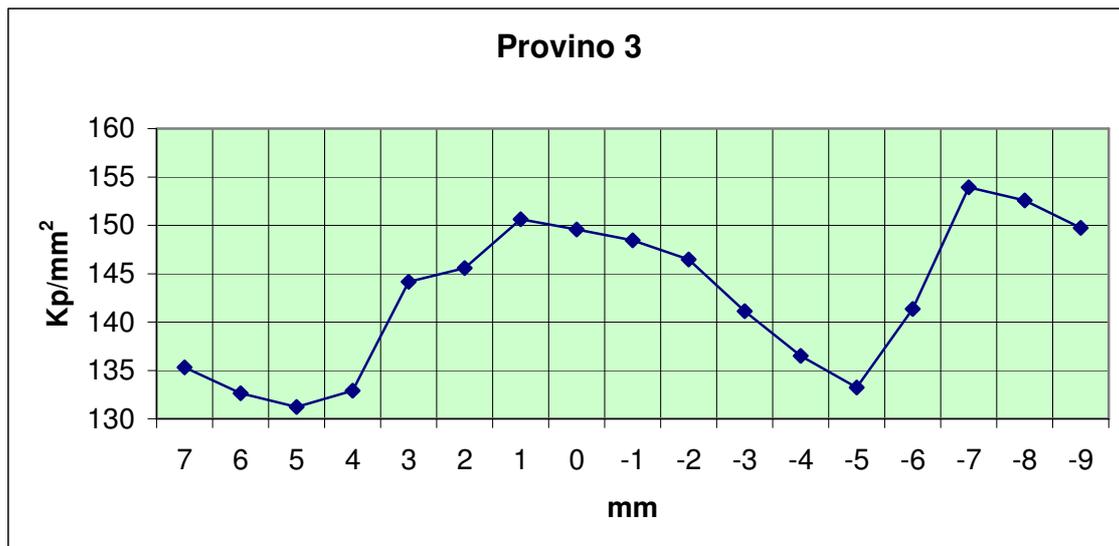


Figura 7.9 – Profilo microdurezza Provino 3 ($\Omega=1150rpm$; $V^{-1}=0,213s/mm$)

Il provino che andiamo ora ad esaminare è di una saldatura effettuata con velocità di rotazione di 1150rpm e inverso della velocità di avanzamento pari a 0,213. Il comportamento riscontrato da questa saldatura differisce parzialmente da quello mostrato dalle precedenti. La zona termicamente alterata rimane quella a durezza maggiore, come risulta dal lato destro del grafico, con un valore poco inferiore a 155kp/mm². La lunghezza d'indagine non è stata sufficiente a mostrare questo comportamento anche per il lato sinistro della saldatura. La zona termo-meccanicamente alterata ha mostrato le proprietà peggiori; infatti, valori poco superiori 130kp/mm² si rilevano da entrambi i lati della saldatura. La *nugget zone* continua ad avere, anche per questa combinazione di parametri di saldatura, durezza inferiore alla zona termicamente alterata. Anche se, i valori delle durezza di questa regione, compresi tra 140kp/mm² e 150kp/mm², non sono inferiori di molto rispetto alla zona termicamente alterata.

Provino 4 ($\Omega=1250rpm$; $V^{-1}=0,241s/mm$)

Provino 4 ($\Omega=1250\text{rpm}$; $V^{-1}=0,241\text{s/mm}$)				
Impronta	d1	d2	dm	HV
7	59,86	60,74	60,30	153,00
6	60,78	59,82	60,30	153,00
5	58,48	59,50	58,99	159,87
4	59,82	61,20	60,51	151,94
3	59,08	59,29	59,185	158,82
2	65,12	65,37	65,245	130,69
1	63,43	64,17	63,80	136,67
0	63,64	63,67	63,655	137,30
-1	64,59	61,98	63,285	138,91
-2	62,72	63,53	63,125	139,61
-3	61,23	61,34	61,285	148,12
-4	58,65	59,64	59,145	159,03
-5	57,20	58,44	57,82	166,41
-6	58,23	59,15	58,69	161,51
-7	57,63	59,54	58,585	162,09

Tabella 7.17 - Risultati test microdurezza Provino 4 ($\Omega=1250\text{rpm}$; $V^{-1}=0,241\text{s/mm}$)

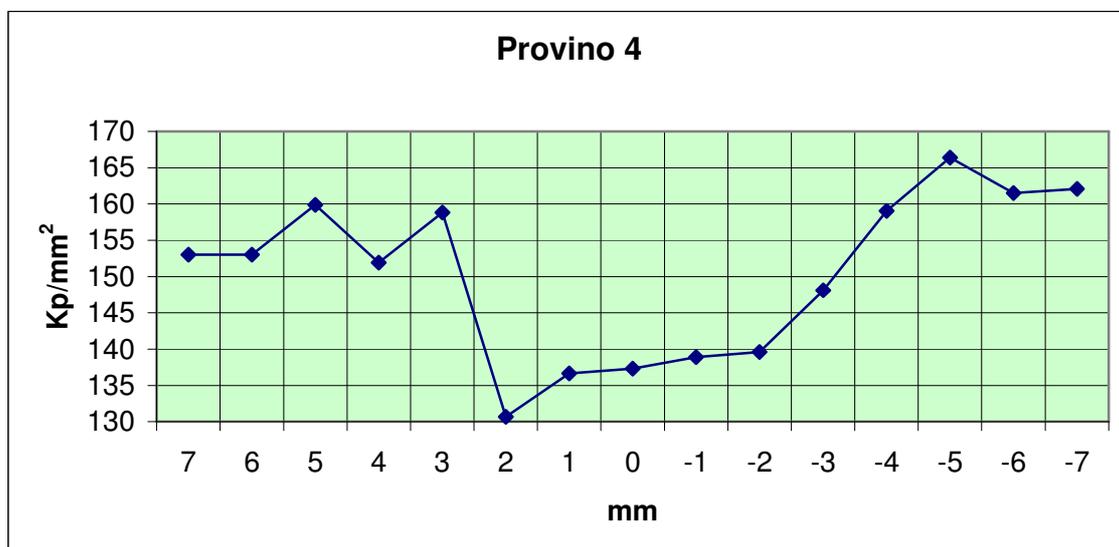


Figura 7.10 - Profilo microdurezza Provino 4 ($\Omega=1250\text{rpm}$; $V^{-1}=0,241\text{s/mm}$)

Per questa saldatura, eseguita con una velocità di rotazione di 1250rpm e inverso della velocità di avanzamento pari a 0,241s/mm, si osserva ancora un

comportamento delle diverse regioni della saldatura analogo a quelle precedentemente analizzate. La *nugget zone* rimane la regione a durezza inferiore. Dalla tabella si leggono valori che caratterizzano questa zona compresi tra 130kp/mm² e 140kp/mm². Allontanandosi dal centro del cordone di saldatura, il profilo della microdurezza mostra un netto miglioramento della proprietà del materiale. La zona termo-meccanicamente alterata e la zona termicamente alterata mostrano caratteristiche pressoché paragonabili e decisamente migliori della *nugget zone*. I valori della durezza in queste due regioni sono costantemente superiori a 150kp/mm², raggiungendo anche valori più alti di 160kp/mm².

Provino 5 ($\Omega=1377,5\text{rpm}$; $V^{-1}=0,533\text{s/mm}$)

Provino 5 ($\Omega=1377,5\text{rpm}$; $V^{-1}=0,533\text{s/mm}$)				
Impronta	d1	d2	dm	HV
12	61,31	66,86	64,085	135,46
11	59,18	63,25	61,215	148,46
10	58,58	60,92	59,75	155,83
9	59,08	62,79	60,935	149,83
8	58,90	61,52	60,21	153,46
7	59,01	61,52	60,265	153,18
6	59,86	61,45	60,655	151,21
5	62,90	62,61	62,755	141,26
4	62,08	63,32	62,70	141,51
3	64,38	63,57	63,975	135,93
2	62,22	63,07	62,645	141,76
1	60,53	62,90	61,715	146,06
0	62,33	65,55	63,94	136,08
-1	63,53	66,15	64,84	132,32
-2	65,16	70,75	67,955	120,47
-3	69,79	76,58	73,185	103,87
-4	71,74	82,38	77,06	93,68
-5	64,17	67,14	65,655	129,06
-6	59,54	61,06	60,30	153,00

Tabella 7.18 - Risultati test microdurezza Provino 5 ($\Omega=1377,5\text{rpm}$; $V^{-1}=0,533\text{s/mm}$)

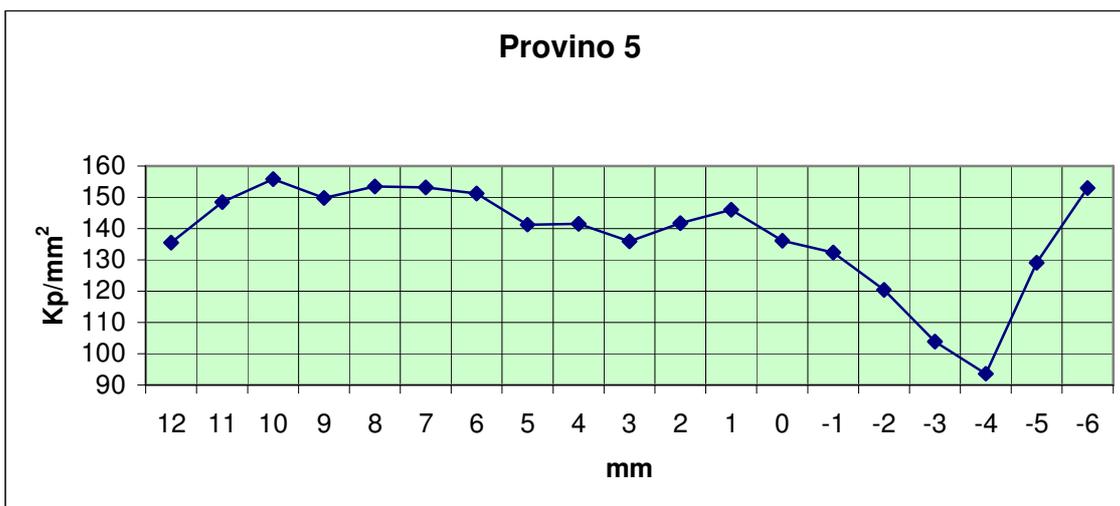


Figura 7.11 – Profilo microdurezza: Provino 5 ($\Omega=1377,5rpm$; $V^{-1}=0,533s/mm$)

La saldatura in esame ha mostrato, come si vede dal grafico, un andamento del profilo della microdurezza differente per i due lati del cordone di saldature. Anche la *nugget zone* è caratterizzata da valori della durezza abbastanza variabili che vanno da un massimo di $146.6kp/mm^2$ a un minimo di $120.47kp/mm^2$. Nella zona termo-meccanicamente alterata si riscontrano comportamenti differenti: nel lato destro della saldatura si ha un notevole peggioramento delle proprietà del materiale che raggiunge il valore minimo della durezza ($93.68kp/mm^2$); nel lato sinistro della saldatura si registrano valori molto più alti e l'andamento segue quello della zona termicamente alterata. Per quest'ultima regione del cordone di saldatura, la durezza si mantiene intorno ad un valore di $150kp/mm^2$. Infine, spostandosi verso il materiale base, nel lato sinistro del cordone si nota una nuova parziale perdita di durezza.

Provino 6 ($\Omega=1377,5rpm$; $V^{-1}=0,267s/mm$)

Provino 6 ($\Omega=1377,5rpm$; $V^{-1}=0,267s/mm$)				
Impronta	d1	d2	dm	HV
9	71,63	67,00	69,315	115,79
8	70,64	69,44	70,04	113,41
7	72,30	70,25	71,275	109,51

6	69,65	71,63	70,64	111,49
5	69,79	69,61	69,70	114,51
4	63,82	66,36	65,09	131,31
3	61,87	62,33	62,10	144,26
2	59,75	60,35	60,05	154,28
1	59,79	59,33	59,56	156,82
0	59,29	60,39	59,84	155,36
-1	59,82	60,03	59,925	154,92
-2	58,76	60,21	59,485	157,22
-3	59,15	60,78	59,965	154,71
-4	62,86	63,53	63,195	139,3
-5	64,38	65,69	63,035	131,53
-6	64,06	66,82	65,44	129,91

Tabella 7.19 - Risultati test microdurezza Provino 6 ($\Omega=1377,5rpm$; $V-l=0,267s/mm$)

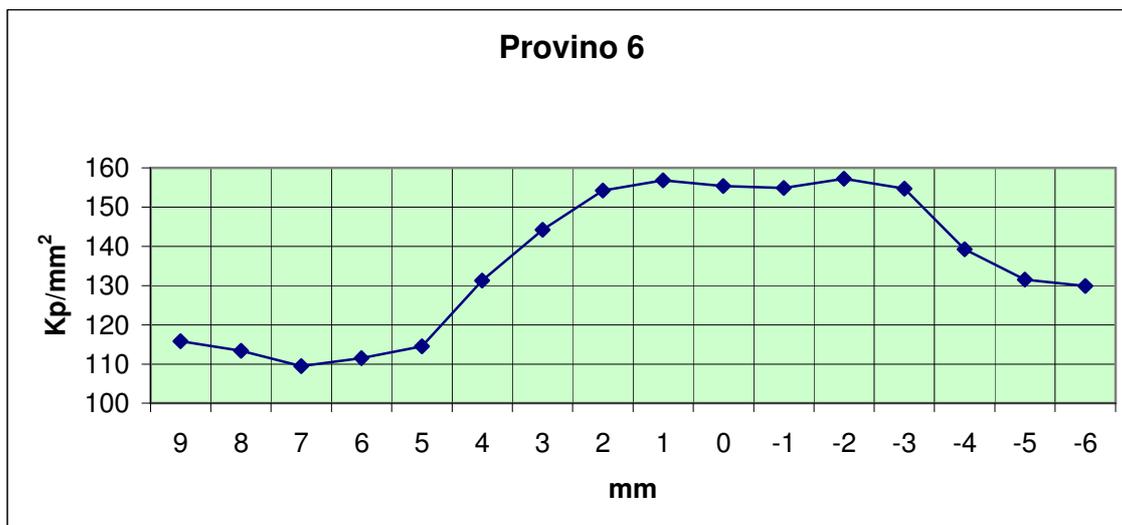


Figura 7.12 – Profilo microdurezza Provino 6 ($\Omega=1377,5rpm$; $V-l=0,267s/mm$)

Rispetto al precedente, per questo provino la velocità di rotazione è invariata, mentre l'inverso della velocità di avanzamento è $0,267s/mm$, ottenendo, in questo modo, un indice molto più basso di calore pari a circa la metà di quello precedente. L'andamento dei profili della microdurezza mostrato dalle due saldature è nettamente differente.

Il grafico ricavato per questo provino mostra chiaramente che la regione con migliori caratteristiche risulta essere la *nugget zone*, per la quale si leggono dalla tabella valori compresi tra 150kp/mm^2 e 160kp/mm^2 . La durezza tende poi a diminuire allontanandosi dal centro del cordone, attraversando la zona termo-meccanicamente alterata, fino ad arrivare alla zona termicamente alterata dove si registrano i valori più bassi (109.51kp/mm^2). Il materiale, nel lato sinistro della saldatura, sembra tendere ad un recupero delle proprietà, avvicinandosi al materiale base. Tuttavia, la lunghezza di indagine non è stata sufficiente a rilevare con precisione questo comportamento.

Provino 7 ($\Omega=1800\text{rpm}$; $V^1=0,4\text{s/mm}$)

Provino 7 ($\Omega=1800\text{rpm}$; $V^1=0,4\text{s/mm}$)				
Impronta	d1	d2	dm	HV
8	59,33	60,85	60,09	154,07
7	58,94	60,92	59,93	154,89
6	59,15	61,27	60,21	153,46
5	61,69	61,16	61,425	147,45
4	61,62	61,77	61,695	146,16
3	62,37	63,50	62,935	140,46
2	62,05	62,90	62,475	142,53
1	60,78	61,06	60,92	149,90
0	61,55	61,69	61,62	146,51
-1	61,23	61,94	61,585	146,68
-2	63,43	61,45	62,44	142,69
-3	63,53	64,35	63,94	136,08
-4	63,07	64,10	63,585	137,60
-5	61,52	62,15	61,835	145,50
-6	60,28	59,75	60,015	154,46
-7	59,89	59,82	59,855	155,28

Tabella 7.21 - Risultati test microdurezza Provino 7 ($\Omega=1800\text{rpm}$; $V^1=0,4\text{s/mm}$)

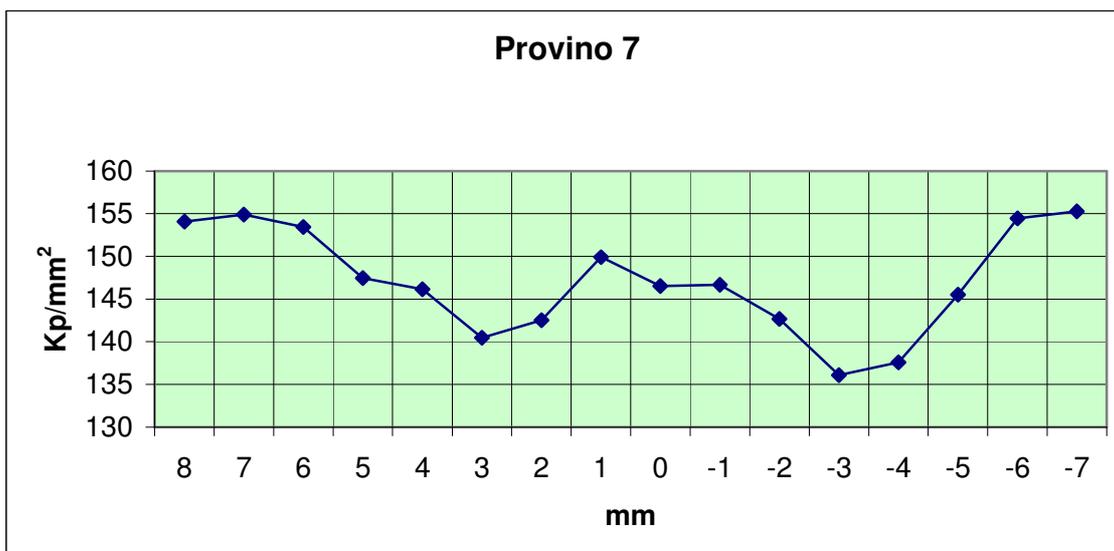


Figura 7.13 - Profilo microdurezza: Provino 7 ($\Omega=1800\text{rpm}$; $V^1=0,4\text{s/mm}$)

E' possibile notare dal grafico come i valori più bassi della durezza, poco superiori a 136kp/mm^2 , si registrano nella zona termo-meccanicamente alterata. La durezza, all'interno della *nugget zone* mostra valori superiori con un massimo di circa 150kp/mm^2 . Raggiungendo la zona termicamente alterata, le proprietà del materiale migliorano fino a raggiungere valori poco inferiori a 155kp/mm^2 .

Provino 8 ($\Omega=2222,5\text{rpm}$; $V^1=0,267\text{s/mm}$)

Provino 8 ($\Omega=2222,5\text{rpm}$; $V^1=0,267\text{s/mm}$)				
Impronta	d1	d2	dm	HV
9	60,67	62,83	61,75	145,90
8	70,25	67,67	68,96	116,98
7	69,90	70,18	70,04	113,41
6	68,31	70,96	69,635	114,73
5	69,33	70,50	69,915	113,81
4	67,74	67,63	67,685	121,43
3	64,63	65,72	65,175	130,97
2	61,34	61,41	61,375	147,69
1	60,00	60,92	60,46	152,19
0	61,20	59,54	60,37	152,64
-1	59,79	61,09	60,44	152,29

-2	60,28	60,35	60,315	152,92
-3	61,27	59,47	60,37	152,64
-4	62,40	63,96	63,18	139,37
-5	65,87	67,99	66,93	124,19
-6	67,35	70,85	69,10	116,51
-7	63,96	65,94	64,95	131,88
-8	62,19	64,66	63,425	138,29

Tabella 2.22 - Risultati test microdurezza Provino 8 ($\Omega=2222,5rpm$; $V-l=0,267s/mm$)

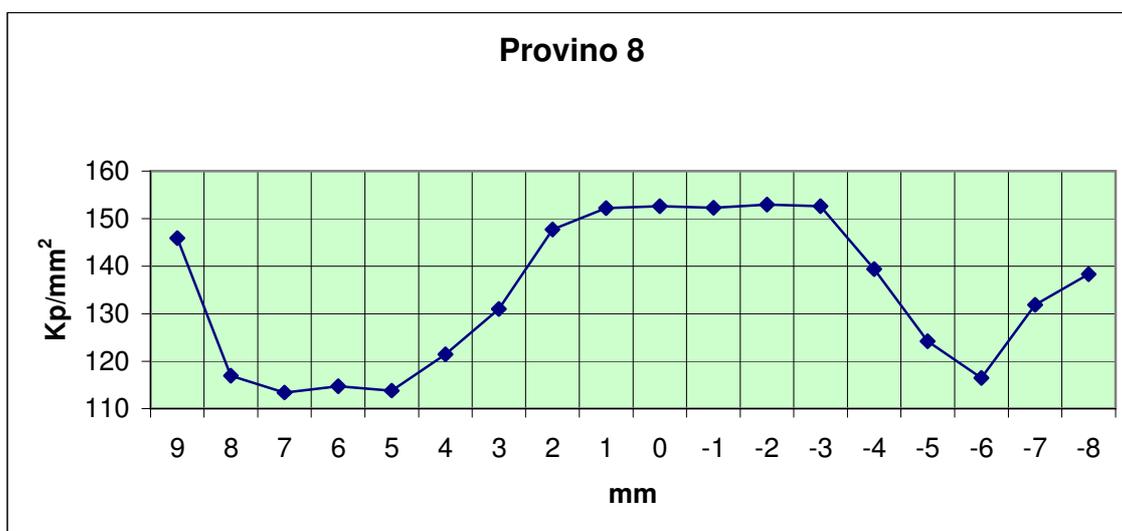


Figura 7.14 – Profilo microdurezza Provino 8 ($\Omega=2222,5rpm$; $V-l=0,267s/mm$)

I parametri di processo utilizzati per questa saldatura sono: velocità di rotazione pari a 2222.5rpm e inverso della velocità di avanzamento pari a 0,267s/mm.

L'andamento della durezza all'interno del cordone di saldatura, come si vede dal grafico su riportato, mostra un comportamento nettamente differente delle varie regioni del cordone di saldatura. Infatti, si può notare come la durezza della zona centrale del cordone sia nettamente superiore a quella della zone periferiche. La *nugget zone* mostra valori della durezza costantemente superiori a 150kp/mm². Ai bordi della nugget zone, passando attraverso la zona termo-meccanicamente, alterata si ha una caduta del profilo della microdurezza. I valori più bassi, leggendo la tabella, si registrano nella zona termicamente alterata: compresi tra 110kp/mm² e 120kp/mm².

Il materiale, avvicinandosi al materiale base, presenta un recupero della durezza su entrambi i lati della saldatura.

Provino 9 ($\Omega=2222,5\text{rpm}$; $V^1=0,533\text{s/mm}$)

Provino 8 ($\Omega=2222,5\text{rpm}$; $V^1=0,533\text{s/mm}$)				
Impronta	d1	d2	dm	HV
7	64,24	67,35	65,795	128,51
6	65,37	67,39	66,38	126,26
5	64,59	67,00	65,795	128,51
4	62,97	65,51	64,24	134,81
3	60,53	61,34	60,935	149,83
2	59,11	61,45	60,28	153,10
1	63,57	63,46	63,515	137,90
0	62,54	63,36	62,95	140,39
-1	59,43	60,35	59,89	155,10
-2	59,71	59,75	59,73	155,93
-3	61,52	61,38	61,45	147,33
-4	63,50	65,23	64,365	134,28
-5	64,88	66,43	65,655	129,06
-6	63,39	67,32	65,355	130,25
-7	61,38	63,89	62,635	141,80

Tabella 7.23 - Risultati test microdurezza Provino 9 ($\Omega=2222,5\text{rpm}$; $V^1=0,533\text{s/mm}$)

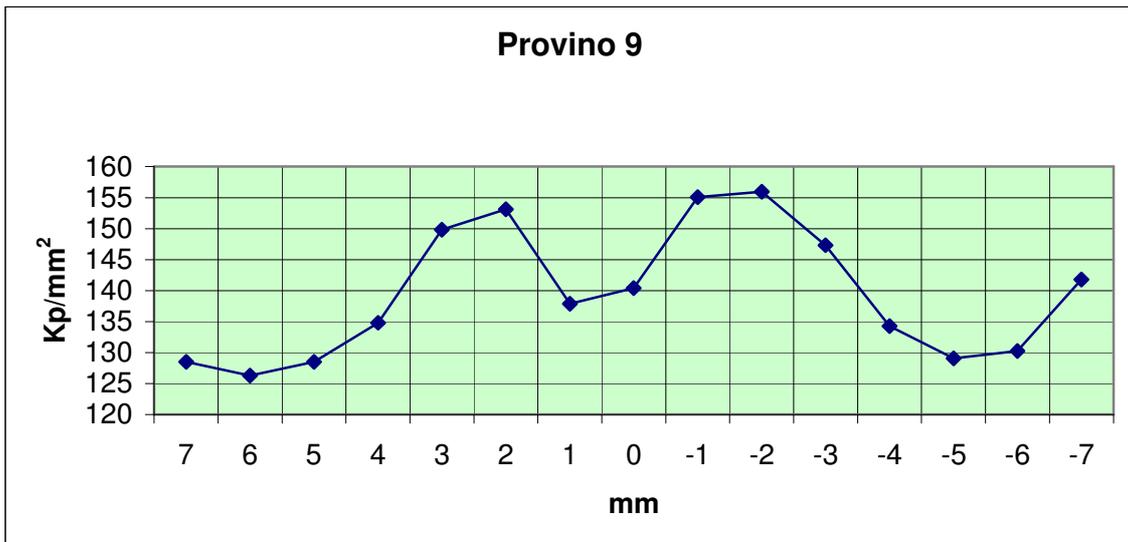


Figura 7.15 - Profilo microdurezza *Provino 9* ($\Omega=2222,5rpm$; $V^l=0,533s/mm$)

Per quest'ultimo provino, rispetto al precedente, la velocità di rotazione è sempre di 2222,5rpm, mentre l'inverso della velocità di avanzamento è pari a 0,533s/mm.

L'indice di calore, nonostante un aumento della velocità di traslazione, rimane notevolmente elevato anche per questa saldatura. Infatti, anche l'andamento riscontrato è analogo alla precedente. Anche per questa saldatura, la durezza maggiore viene rilevata nella *nugget zone* che, a meno di due valori più bassi (140.39kp/mm² e 137.90kp/mm²), mostra massimi superiori a 155kp/mm². A partire dai limiti della *nugget zone*, il profilo della microdurezza subisce una graduale caduta dei valori, fino a raggiungere la durezza minima nella zona termicamente alterata con valori compresi tra 125kp/mm² e 130kp/mm². Il lato destro della saldatura mostra anche un recupero delle proprietà del materiale andando verso il materiale base.

7.9. Considerazioni sulla campagna di microdurezze

In sintesi, le prove di microdurezza sui provini analizzati, sottolineano un cambiamento delle zone a miglior comportamento meccanico, passando da saldature che mostrano migliori proprietà di durezza nella *nugget zone* a saldature che mostrano migliori proprietà di durezza nella HAZ. Fondamentalmente, i profili della microdurezza, mostrati dai nove provini esaminati, sono classificabili in due categorie. Una, cui appartengono le saldature “calde”, ovvero quelle i cui parametri di processo portano ad un notevole sviluppo di calore durante la saldatura. Ed una seconda, nella quale rientrano le saldature con uno sviluppo di calore più limitato. Ricordiamo che lo sviluppo di calore del processo di saldatura può essere valutato tramite l’indice di calore, definito dalla seguente formula:

$$HI = \frac{rpm^2}{(inch/min) \times 10000}$$

Tale indice aumenta con l’incremento della velocità di rotazione dell’utensile a costante velocità di traslazione e decresce all’aumentare della velocità di traslazione a costante velocità di rotazione dell’utensile.

Per i processi con alto indice di calore, la zona a più alta durezza è la *nugget zone*. Le zone termo-meccanicamente alterate e quelle termicamente alterate mostrano proprietà meccaniche inferiori.

Nelle saldature “fredde” si riscontra un’inversione di tendenza. La TMAZ, ma soprattutto la HAZ, presentano durezza maggiore rispetto alla *nugget zone*.

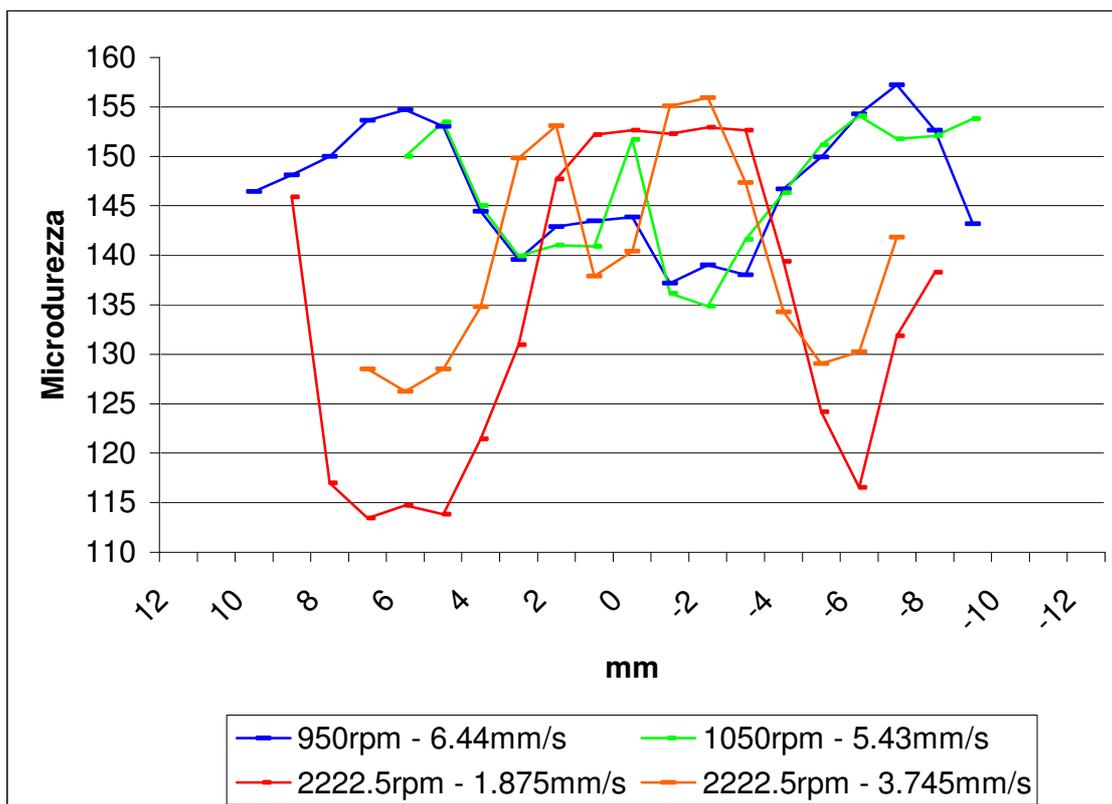


Figura 7.16 - Variazione delle proprietà di saldature con differenti parametri di processo

Come mostrato dalla figura 7.16, il cambiamento nelle proprietà di durezza tra la zona termicamente alterata e la nugget zone avviene con il passaggio da una saldatura con alto sviluppo di calore ad una con indice di calore basso. Infatti, nella figura, vengono confrontati i profili di durezza delle saldature con parametri di processo tali da ottenere i più alti indici di calore, con quelli delle saldature a più basso indice di calore. Appare evidente che, per le saldature caratterizzate da indici di sviluppo di calore più bassi, si registra un miglioramento della durezza nella zona termicamente alterata, dove vengono rilevati valori maggiori di quelli della Nugget Zone. In generale pur non essendoci un'esatta corrispondenza per tutte le saldature testate le prove di trazione confermano quanto già mostrato della prove di microdurezza riguardo al comportamento meccanico della *nugget zone* e della zona termicamente alterata, in relazione alla variazione dei parametri di processo della saldatura.

Consideriamo, ad esempio, i valori della tensione di snervamento e della resistenza ultima di una saldatura che possiamo considerare fredda, come quella caratterizzata dalla velocità di rotazione di 950rpm e dall'inverso della velocità di avanzamento di 0,155s/mm. E' possibile notare come, anche per le prove di trazione, la zona termicamente alterata (Yield strength: 405,7MPa; Ultimate strength: 475,6MPa) mostri proprietà migliori di quelle caratterizzanti la *nugget zone* (Yield strength: 368,7MPa; Ultimate strength: 475,6MPa). Analogamente, anche i test riguardanti un'altra saldatura a basso sviluppo di calore, quella di parametri ($\Omega=1150\text{rpm}$; $V^1=0,213\text{s/mm}$), confermano l'andamento delle caratteristiche meccaniche appena descritto.

Per un processo i cui parametri portano ad un indice di calore più elevato, si registra un cambiamento della zona con migliori proprietà meccaniche. Infatti, per la saldatura realizzata con velocità di rotazione di 1377,5rpm e inverso della velocità di avanzamento pari a 0,267s/mm, riscontriamo valori superiori nella *nugget zone* (Yield strength: 363,3MPa; Ultimate strength: 488,7MPa) rispetto a quelli evidenziati dalla zona termicamente alterata (Yield strength: 332MPa; Ultimate strength: 433MPa).

7.10. Analisi difettologica

Una volta ottenuti i provini si è effettuata su di essi una prima ispezione visiva del cordone di saldatura, avvalendosi dell'ausilio di un microscopio ottico. L'osservazione dei cordoni di saldatura dei provini è stata eseguita al fine di individuare eventuali difetti macroscopici presenti sulla superficie di questi.

Già conoscendo, alla luce delle informazioni presenti in letteratura, i tipici difetti che ci si aspettava di riscontrare all'interno del cordone, si è focalizzata l'attenzione sulla ricerca di quelli sottoelencati:

→ Asimmetria del cordone di saldatura

- Porosità (micro e macro)
- Inclusioni
- Cricche
- Incollature

Le indagini sulla presenza di difetti, all'interno della sezione trasversale di saldatura, sono state effettuate per ogni provino ed hanno dimostrato l'ottima qualità delle saldature, infatti è stata rilevata la presenza di microporosità per uno solo dei provini, ovvero il provino caratterizzato dai seguenti parametri: velocità di rotazione 2222,5rpm e inverso della velocità di avanzamento 0,267s/mm; come mostrato nelle figura 7.17 e 7.18.



Figura 7.17 - Macrografia della sezione trasversale del giunto (222,5rpm - 1,875mm/s)

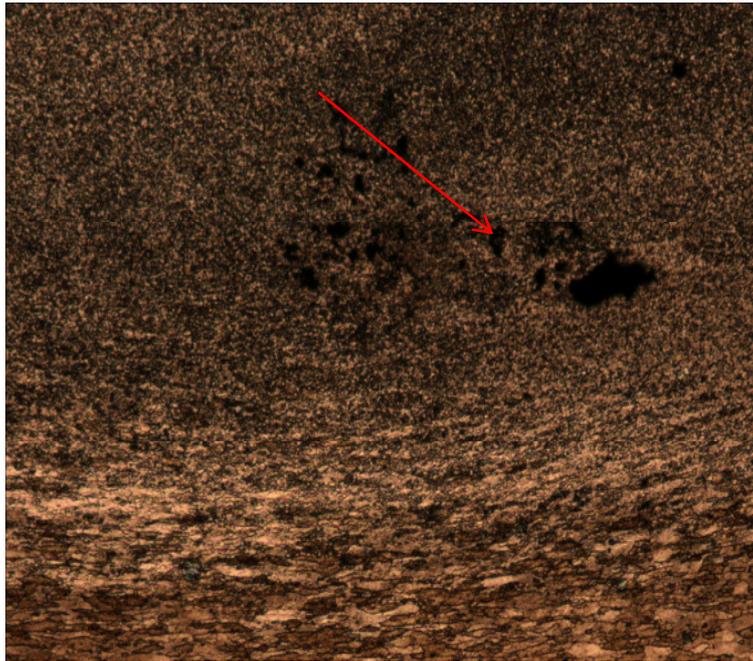


Figura 7.18 - Ingrandimento della microporosità presente nel giunto(222,5rpm - 1,875mm/s)

La presenza di questo difetto è una probabile indicazione della scadente qualità microstrutturale di questo provino, caratterizzato da un'alta generazione di calore durante la saldatura, infatti il suo indice di calore è risultato essere il più alto; questo potrebbe anche spiegare l'alta dispersione dei risultati delle prove di trazione.

7.11. Hook's Defect Investigation

Lo studio dello strato d'ossido che si frappone tra le due piastre di materiale merita una più approfondita analisi; questo comunemente chiamato Hook's defect a causa della sua forma somigliante ad un uncino. L' Hook's defect deve essere preso in seria considerazione in quanto rappresenta un'assottigliamento della sezione resistente e quindi potrebbe influenzare alcune proprietà meccaniche quali ad esempio la capacità della saldatura a resistere a taglio. Al fine di investigare l'influenza di tale difetto sulla resistenza a taglio della saldatura abbiamo considerato quali misure di interesse la minima distanza tra il film di ossido e la superficie della saldatura, sia superiore sia inferiore, di ogni lato carico durante la prova di taglio esattamente come mostrato in figura 7.19.

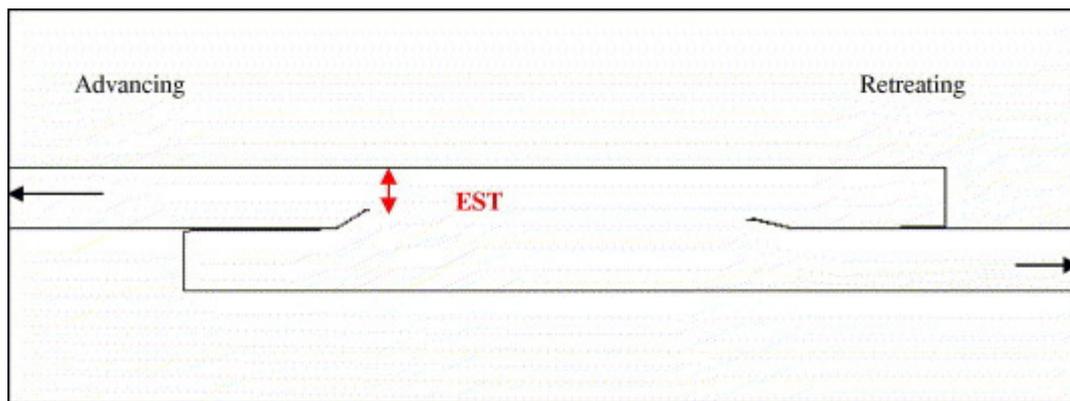


Fig 7.19 Rappresentazione schematica dell'Hooking defect per un simple lap joint

Le misure caratteristiche dell'Hook's defect sono mostrate in tabella 7.24.

rpm	s/mm	loaded A.S. thickness (mm)	loaded R.S. thickness (mm)
950	0,155	0,12	0,12
1050	0,184	0,11	0,12
1150	0,213	0,114	0,116
1250	0,241	0,09	0,12
1377,5	0,533	0,074	0,12
1377,5	0,267	0,032	0,12
2222,5	0,533	0,044	0,12
2222,5	0,267	0,08	0,12

Table 7.24 Minimum hook' distances measured on Advancing and Retreating

Ad ogni modo tale analisi non ha rivelato una evidenza statistica nella correlazione tra Hook's defect e capacità di resistenza a taglio, dal momento che l'analisi di regressione ha mostrato un bassissimo indice di correlazione ($R^2=0,102$ and $R^2(\text{adj.})=0$) e l'ANOVA ha mostrato un'influenza non significativa.

7.12. Dimensionamento dei grani

Conformemente con la procedura descritta nel capitolo precedente, il numero di dimensione dei grani della Nugget Zone è stato determinato utilizzando il metodo generale dell'intercetta, le misure ottenute sono riportate nella tabella 7.25.

Rpm	mm/s	G
950	0,155	18,160
1050	0,184	17,784
1150	0,213	17,966
1250	0,241	17,913
1377	0,533	17,589
1377	0,267	17,953
1800	0,4	17,578
2222,5	0,533	17,485
2222,5	0,267	17,589

Tabella7.25 - Numero ASTM di dimensione grano della nugget zone

I dati in tabella sembrano mostrare una decrescita della dimensione dei grani per saldature caratterizzate da un'alta generazione di calore. Al fine di evidenziare questo comportamento, sono stati effettuati dei raffronti tra le dimensioni del grano stimate e l'indice di calore.

Il confronto tra le dimensioni dei grani e l'indice di calore è riportato nella seguente tabella:

Rpm	mm/s	G	HI
950	0,155	18,160	5,710
1050	0,184	17,784	8,350
1150	0,213	17,966	11,664
1250	0,241	17,913	15,749
1377	0,533	17,589	42,841
1377	0,267	17,953	21,421
1800	0,4	17,578	54,864
2222,5	0,533	17,485	111,523
2222,5	0,267	17,589	55,762

Tabella 7.26 - Confronto tra dimensione grani e indice di calore

Dalla tabella è possibile notare che esiste una buona correlazione tra i due parametri, in altre parole risulta rilevante l'influenza dell'indice di calore sulle dimensioni medie dei grani. Infatti un'analisi di regressione condotta tra le caratteristiche dimensione media dei grani e indice di calore ha mostrato un buon indice di correlazione ($R^2=0,68$, R^2 (adj.)= $0,63$), mentre l'analisi della varianza ha mostrato che tra le due caratteristiche vi è un'influenza significativa mostrando un p-value pari a 0,012.

Si può quindi affermare che, quanto più è grande la generazione di calore durante la saldatura, tanto maggiore risulta essere la dimensione media dei grani di ricristallizzazione nella nugget zone.

7.13. Benchmarking

Al fine di dimostrare le elevate prestazioni meccaniche della Tecnologia FSW è stato anche condotto un Benchmarking dei valori di σ_s e σ_r ottenuti dalle mini-tensile tests. In tabella 7.27 sono mostrati i valori medi di σ_s , σ_r , ϵ relativi al materiale tal quale, mentre in tabella 7.28 vengono mostrati i valori del benchmarking per l'HAZ e infine in tabella 7.29 vengono mostrati i valori del benchmarking per la Nugget Zone.

BASE MATERIAL	AVARAGE VALUES
ULTIMATE STRENGTH	497,367
YELD STRENGTH	396,833
ELONGATION	24,333

Table 7.27. Results of base metal tensile properties.

rpm	mm/s	Yield strength(MPa)	Ultimate strength (MPa)	Elongation (%)	Ratio YS	Ratio US	Ratio EI
1250	0,241	370	482,3	19,8	0,932	0,970	0,814
1150	0,213	368	474,5	20,2	0,927	0,954	0,829
1050	0,184	386	491	21,4	0,973	0,987	0,880
950	0,155	405,7	506,25	21,4	1,022	1,018	0,882
1377,5	0,533	304,3	434,4	19,9	0,767	0,873	0,820
1377,5	0,267	332	433	16	0,837	0,870	0,656
2222,5	0,533	341,3	433,1	15,2	0,860	0,871	0,626
2222,5	0,267	349,7	451,9	14,7	0,881	0,908	0,604
1800	0,4	298,3	427,6	16,5	0,752	0,860	0,680
1800	0,4	336,3	459,1	20,9	0,847	0,923	0,858
1800	0,4	338,3	452,5	15,4	0,853	0,910	0,633
1800	0,4	354,7	441,8	15,7	0,894	0,888	0,646
1800	0,4	328,7	450,5	22,8	0,828	0,906	0,938

Table 7.28. Benchmarking of HAZ tensile properties.

rpm	mm/s	Yeld strength (Mpa)	Ultimate strength (MPa)	Elongation	Ratio YS	Ratio US	Ratio EI
1250	0,241	399,25	511,75	28,75	1,006	1,029	1,181
1150	0,213	395,8	507,88	26,36	0,997	1,021	1,083
1050	0,184	339,333	452,95	25,25	0,855	0,911	1,038
950	0,155	368,667	475,6	25,233	0,929	0,956	1,037
1377,5	0,533	345,333	447,3667	27	0,870	0,899	1,110
1377,5	0,267	363,333	488,667	31,333	0,916	0,982	1,288
2222,5	0,533	334,75	391,15	8,333	0,844	0,786	0,342
2222,5	0,267	346,667	441,2333	11	0,874	0,887	0,452
1800	0,4	345	480,4667	30,2	0,869	0,966	1,241
1800	0,4	350	472,5667	28,333	0,882	0,950	1,1644
1800	0,4	358	475		0,902	0,955	
1800	0,4	358,5	473,833		0,903	0,953	
1800	0,4	363,333	484,2667		0,916	0,974	

Table 7.29 Benchmarking of Nugget Zone tensile properties.

Il benchmarking delle prestazioni meccaniche σ_s e σ_r è stato condotto utilizzando la seguente procedura.

Relativamente a σ_s viene scelta quale saldatura migliore quella che presenta il valore $\max(\min(\sigma_{si \text{ HAZ}}; \sigma_{si \text{ Nugget Zone}}))$ con $i=1, \dots, 9$ dove i rappresenta il tipo di saldatura.

Relativamente a σ_r viene scelta quale saldatura migliore quella che presenta il valore $\max(\min(\sigma_{ri \text{ HAZ}}; \sigma_{ri \text{ Nugget Zone}}))$ con $i=1, \dots, 9$ dove i rappresenta il tipo di saldatura.

Concordemente con la menzionata procedura la migliore performance contestualmente sia per σ_s sia per σ_r è stata realizzata dalla saldatura di parametri ($\Omega=1250\text{rpm}$; $V^{-1}=0,241\text{s/mm}$) presentando un best ratio value per σ_s di 0,932 e un best ratio value di per σ_r di 0,970.

7.14. Prove elettrochimiche

Per ognuno dei quattro provini e per ognuna delle singole zone del cordone sono state ripetute le prove, per tre volte in tempi diversi, al fine di poter confrontare e confermare i dati ottenuti.

Quindi si presentano nel seguito alcuni schemi delle curve ottenute per due tipologie di confronto.

Confronto per parametri di processo

Si procede ad un'analisi delle curve, relative alle tre zone d'interesse, ottenute sul singolo provino. Quindi ad una caratterizzazione e valutazione elettrochimica relativa ad ogni saldatura caratterizzata da un determinato set di parametri di processo. In seguito saranno riportati i valori medi relativi ai potenziali di libera corrosione e pitting che nel caso delle leghe di alluminio spesso coincidono, nel caso in esame sia nella lega base e sia nel cordone di saldatura continuiamo a riscontrare questo fenomeno.

Caratterizzazione giunto di parametri di processo ($\Omega=950\text{rpm}$; $V^{-1}=0,155\text{s/mm}$)

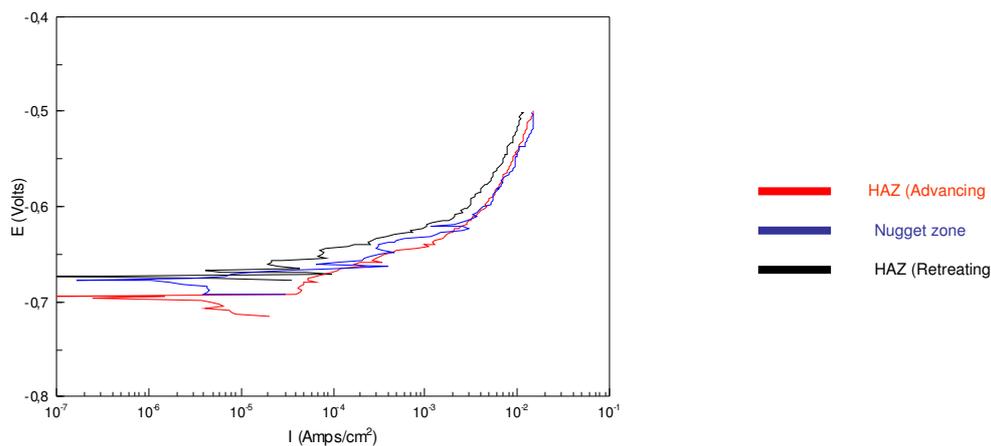


Figura 7.20 grafico curve di polarizzazione anodica del giunto ($\Omega=950\text{rpm}; V^1=0,155\text{s/mm}$)

A seguito delle misurazioni eseguite si riportano i valori medi e le deviazioni standard riscontrate sulle tre zone del cordone di saldatura del giunto di parametri di processo ($\Omega=950\text{rpm}; V^1=0,155\text{s/mm}$)

	media(V)	Dev.stand.
HAZ (Advancing side)	-0,6473	0,00643
HAZ (Retreating side)	-0,6257	0,00611
Nugget zone	-0,6233	0,0095

Tabella 7.30 Potenziali di pitting del giunto ($\Omega=950\text{rpm}; V^1=0,155\text{s/mm}$)

Dopo un'attenta analisi delle curve e dei valori relativi al potenziale di pitting possiamo dire che non si riscontrano particolari differenze nelle proprietà elettrochimiche delle varie zone del cordone.

Caratterizzazione giunto di parametri di processo ($\Omega=1050\text{rpm}; V^1=0,179\text{s/mm}$)

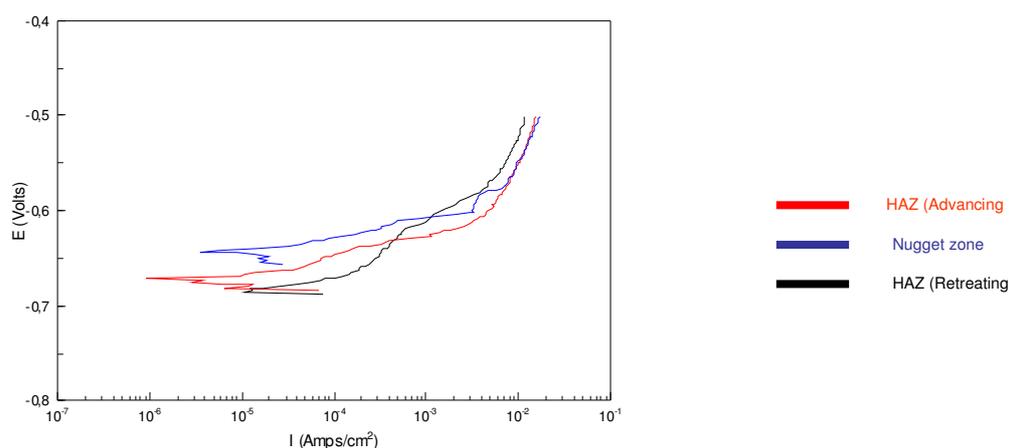


Figura 7.21 grafico curve di polarizzazione anodica del giunto ($\Omega=1050\text{rpm}$; $V^{-1}=0,179\text{s/mm}$)

A seguito delle misurazioni eseguite si riportano i valori medi e le deviazioni standard riscontrate sulle tre zone del cordone di saldatura del giunto di parametri di processo ($\Omega=1050\text{rpm}$; $V^{-1}=0,179\text{s/mm}$):

	media(V)	dev.stand.
HAZ (Advancing side)	-0,6257	0,02421
HAZ (Retreating side)	-0,622	0,02066
Nugget zone	-0,6353	0,00551

Tabella 7.31 Potenziali di pitting del giunto ($\Omega=1050\text{rpm}$; $V^{-1}=0,179\text{s/mm}$)

Dopo aver analizzato i risultati riscontriamo un'uguaglianza di risultati per quanto riguarda le due zone termicamente alterate, mentre per la nugget zone si riscontrano valori di potenziale di pitting più alti di 20-30 mV.

Tale risultato indica un miglioramento delle caratteristiche elettrochimiche di tale zona.

Caratterizzazione giunto di parametri di processo ($\Omega=1150\text{rpm}$; $V^{-1}=0,208\text{s/mm}$)

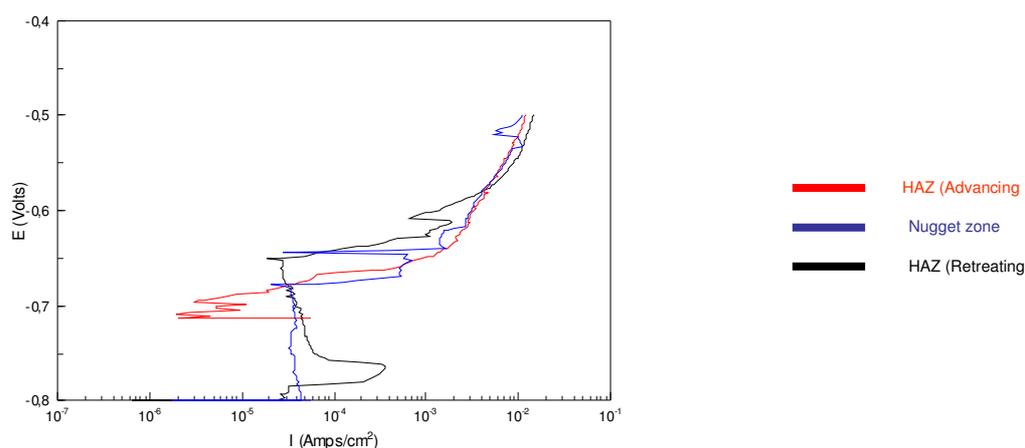


Figura 7.22 grafico curve di polarizzazione anodica del giunto ($\Omega=1150\text{rpm}$; $V^l=0,208\text{s/mm}$)

A seguito delle misurazioni eseguite si riportano i valori medi e le deviazioni standard riscontrate sulle tre zone del cordone di saldatura del giunto di parametri di processo ($\Omega=1150\text{rpm}$; $V^l=0,208\text{s/mm}$):

	media(V)	dev.stand.
HAZ (Advancing side)	-0,6397	0,02665
HAZ (Retreating side)	-0,659	0,01136
Nugget zone	-0,598	0,03704

Tabella 7.32 Potenziali di pitting del giunto ($\Omega=1150\text{rpm}$; $V^l=0,208\text{s/mm}$)

Dall'analisi delle curve ottenute si denota una maggiore instabilità nella formazione dei potenziali di pitting, ma con una sostanziale uniformità di comportamento elettrochimico delle varie zone del cordone.

Caratterizzazione giunto di parametri di processo ($\Omega=1250\text{rpm}$; $V^l=0,238\text{s/mm}$)

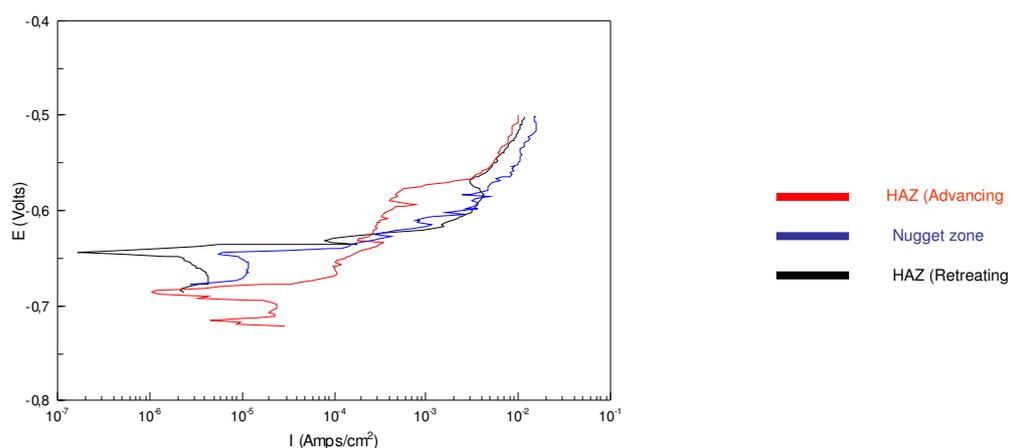


Figura 7.23 grafico curve di polarizzazione anodica del giunto ($\Omega=1250\text{rpm}; V^1=0,238\text{s/mm}$)

A seguito delle misurazioni eseguite si riportano i valori medi e le deviazioni standard riscontrate sulle tre zone del cordone di saldatura del giunto di parametri di processo ($\Omega=1250\text{rpm}; V^1=0,238\text{s/mm}$):

	media(V)	dev.stand.
HAZ (Advancing side)	-0,609	0,03897
HAZ (Retreating side)	-0,6113	0,01136
Nugget zone	-0,623	0,01803

Tabella 7.33 Potenziali di pitting del giunto ($\Omega=1250\text{rpm}; V^1=0,238\text{s/mm}$)

Analizzando valori e curve possiamo notare sensibili miglioramenti per la nugget e la HAZ (Retreating side) e valori stabili nella HAZ (Advancing side) . Solo in quest'ultima zona si può leggere nella curva una sorta di passività, che comunque non è stata riscontrata nelle altre due prove per la stessa zona.

Confronto per zone

In questo caso si metteranno a confronto le curve ottenute, nei quattro differenti casi, relative alle tre zone del cordone di saldatura prese singolarmente. Al fine di valutare un'eventuale sovrapponibilità di risultati o evidenziare un'evoluzione crescente o

decescente, dei valori di potenziali di pitting, al variare dei parametri di processo nella realizzazione delle saldature.

caratterizzazione della HAZ (Advancing side)

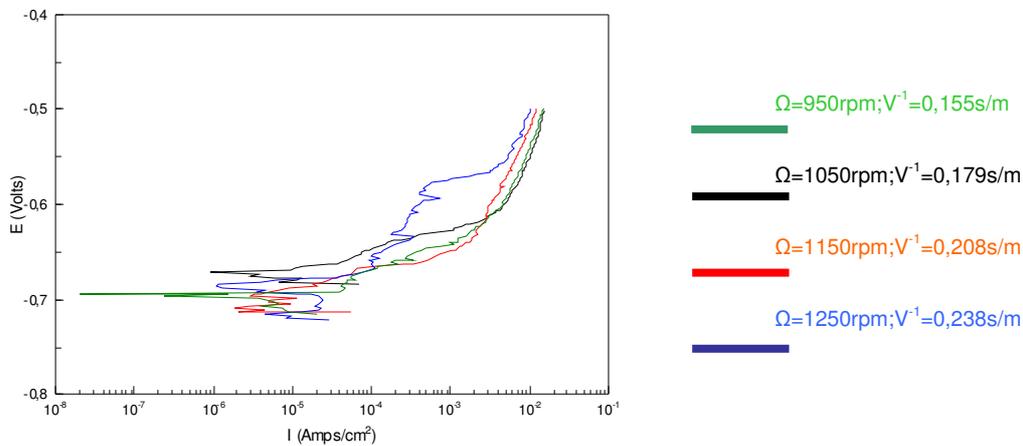


Figura 7.24 grafico curve di polarizzazione anodica dell'HAZ (Retreating zone)

Riportiamo in uno schema i valori medi e deviazioni standard del potenziale di pitting relativi all'HAZ (Advancing side) dei quattro provini ottenuti con diversi parametri di processo :

HAZ (Advancing side)	950	1050	1150	1250
Avarage pitting value	-0,6473	-0,6257	-0,6397	-0,609

Tabella 2.34 Potenziali medi di pitting per HAZ (Advancing side)

Osservando curve e risultati possiamo dire che questi sono sostanzialmente sovrapponibili, quindi possiamo concludere dicendo che la variazione dei parametri di processo non influenzano le caratteristiche elettrochimiche dell'HAZ (Advancing side) quali ad esempio il potenziale di pitting.

Caratterizzazione della HAZ (Retreating side)

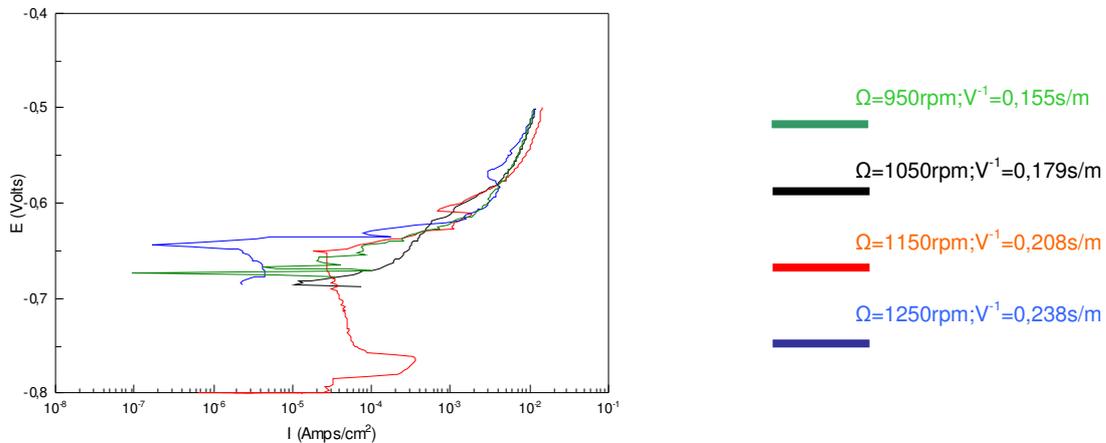


Figura7.25 grafico curve di polarizzazione anodica dell'HAZ (Retreating side)

Riportiamo in uno schema i valori medi e deviazioni standard del potenziale di pitting relativi alla HAZ (Retreating side) dei quattro provini ottenuti con diversi parametri di processo :

HAZ (Retreating side)	950	1050	1150	1250
Avarage pitting value	-0,6257	-0,622	-0,659	-0,6113
St. deviation pitting value	0,00611	0,02066	0,01136	0,01595

Tabella 7.35 Potenziali medi e deviazioni standard di pitting per HAZ (Retreating side)

Si può vedere, soprattutto dalle curve, come le caratteristiche elettrochimiche (potenziale di pitting) migliorino al variare dei parametri di processo. In particolare si può affermare che tali proprietà migliorino proporzionalmente all'aumentare del calore generato durante il processo di saldatura. Dunque a saldature “più calde” corrispondono caratteristiche elettrochimiche migliori.

Caratterizzazione della Nugget zone

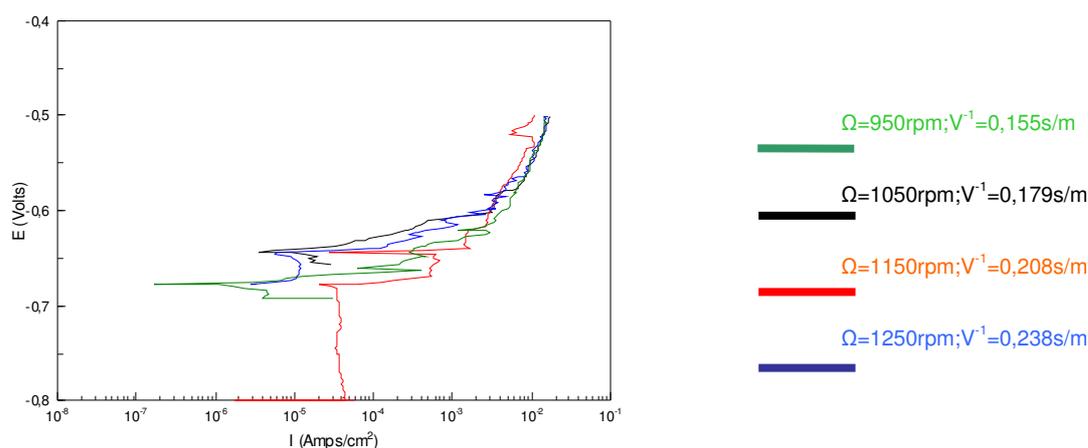


Figura 7.26 grafico curve di polarizzazione anodica dell'HAZ (Retreating side)

Riportiamo in uno schema i valori medi e deviazioni standard del potenziale di pitting relativi alla Nugget zone dei quattro provini ottenuti con diversi parametri di processo :

Nugget zone	950	1050	1150	1250
Avarage pitting value	-0,6233	-0,6353	-0,598	-0,623
St. deviation pitting value	0,0095	0,00551	0,03704	0,01803

Tabella 7.36 Potenziali medi e deviazioni standard di pitting per Nugget Zone

Anche in questo caso il materiale sembra non risentire delle variazioni nei parametri di processo, solo in un caso, serie 1150, il materiale reagisce positivamente arrivando a potenziali di pitting molto prossimi a quelli del materiale base.

7.15. Considerazioni sulle prove di corrosione

Dopo aver attentamente analizzato i risultati ottenuti possiamo dedurre come le caratteristiche elettrochimiche (potenziale di pitting) migliorino al variare dei parametri di processo. In particolare si può affermare che tali proprietà migliorino

proporzionalmente all'aumentare del calore generato durante il processo di saldatura. Dunque a saldature "più calde" corrispondono caratteristiche elettrochimiche migliori.

In secondo momento sono state condotte le stesse prove precedentemente descritte su del materiale base, ovvero su parte del provino esterno al cordone di saldatura, e si è individuato un valore medio del potenziale di pitting pari a -0,581 V .

Confrontando quindi il valore del potenziale di pitting della lega base con i valori ricavati per le zone modificate a seguito del processo di saldatura si riscontra un lieve peggioramento delle proprietà elettrochimiche denotate dall'abbassamento del potenziale di circa 50 – 60 mV .

Da tale considerazione si può concludere, in primo luogo, che il decadimento dovuto alla corrosione delle zone termicamente alterate non è tale da alterare il comportamento del giunto nella sua interezza, inoltre è da escludere la possibilità di accoppiamento galvanico fra le diverse zone del cordone di saldatura e fra quest'ultimo con il materiale base per la esigua differenza tra i loro potenziali.

POTENZIALI DI PITTING

	ADVANCING					NUGGET					RETREITING				
	1	2	3	M	DEV.STA	1	2	3	M	DEV.STA	1	2	3	M	DEV.STA
950	-0,65	-0,652	-0,64	-0,6473	0,00643	-0,633	-0,623	-0,614	-0,6233	0,0095	-0,631	-0,627	-0,619	-0,6257	0,00611
1050	-0,643	-0,636	-0,598	-0,6257	0,02421	-0,635	-0,63	-0,641	-0,6353	0,00551	-0,644	-0,619	-0,603	-0,622	0,02066
1150	-0,629	-0,67	-0,62	-0,6397	0,02665	-0,584	-0,57	-0,64	-0,598	0,03704	-0,672	-0,651	-0,654	-0,659	0,01136
1250	-0,652	-0,599	-0,576	-0,609	0,03897	-0,618	-0,643	-0,608	-0,623	0,01803	-0,607	-0,598	-0,629	-0,6113	0,01595
M	-0,630416667					-0,619916667					-0,6295				
DEV.STA	0,027424138					0,023066932					0,022378967				
BASE	1	2	3	M	DEV.STA										
	-0,577	-0,577	-0,589	-0,581	0,00693										

Tabella 7.37 sintesi dei valori medi e dev. Standard dei valori di potenziali di pitting per l'intero set di saldature

Conclusioni

Al termine di tutte le considerazioni effettuate, possiamo in fine trarre le conclusioni cui siamo giunti attraverso lo studio effettuato in questo lavoro.

Riguardo la parte inerente lo studio della letteratura, è stato possibile comprendere con chiarezza la significativa influenza che la distribuzione delle temperature esercita sull'evoluzione microstrutturale del materiale. Inoltre, come l'andamento dei profili termici temporali, che si generano durante un processo di saldatura FSW, sia l'elemento determinante per le caratteristiche della microstruttura del giunto in termini di dimensioni dei grani, forma dei bordi dei grani, *coarsening* e dissoluzione dei precipitati. I parametri di maggior influenza sulla distribuzione delle temperature sono la velocità di rotazione e la velocità di traslazione dell'utensile. Le combinazioni di questi due parametri hanno caratterizzato le nove saldature oggetto di questo studio.

Dal dimensionamento dei grani eseguito sulla *nugget zone* di ciascuna saldatura, si è avuta una conferma sperimentale delle supposizioni fatte a valle dello studio della letteratura. Sono state riscontrate dimensioni maggiori dei grani di ricristallizzazione nelle saldature realizzate con un notevole sviluppo di calore. Ovvero, nei processi con un alto rapporto tra la velocità di rotazione dell'utensile e la velocità di traslazione.

La campagna di microdurezze ha evidenziato due diversi comportamenti meccanici delle saldature. Per i processi con basso indice di calore, la zona presentante migliori proprietà meccaniche del materiale è stata quella termicamente alterata, che ha mostrato durezza maggiore rispetto alla *nugget zone*. Nelle saldature ad alto sviluppo di calore si è registrato un'inversione di tendenza, infatti, per la *nugget zone* sono stati ottenuti valori della durezza maggiori della zona termicamente alterata.

L'andamento delle prove di microdurezza è stato confermato dai risultati di test di trazione eseguiti su mini-specimens prelevati dalla *nugget zone* e dalla *HAZ*.

Inoltre l'analisi di benchmarking ha dimostrato che la migliore performance contestualmente sia per σ_s sia per σ_r è stata realizzata dalla saldatura di parametri

($\Omega=1250\text{rpm}$; $V^{-1}=0,241\text{s/mm}$) presentando un best ratio value per σ_s di 0,932 e un best ratio value di per σ_r di 0,970.

In accordo con i risultati ottenuti dai minitensile tests i valori migliori della resistenza al taglio si ottengono in corrispondenza dei primi due punti dell'algoritmo di salita più ripida e cioè per le saldature di parametri:

1. ($\Omega=1250\text{rpm}$; $V^{-1}=0,241\text{s/mm}$)
2. ($\Omega=1150\text{rpm}$; $V^{-1}=0,213\text{s/mm}$) .

La spiegazione del comportamento meccanico mostrato dalle saldature in esame, può essere trovata nella differenza microstrutturale di tali saldature. I fattori che determinano la variazione delle proprietà meccaniche, sono la distribuzione e la densità dei precipitati in seguito alla dissoluzione o al *coarsening* degli stessi.

Mentre risulta evidente che, fenomeni stereologici non abbiano una influenza significativa sul comportamento meccanico del materiale. Infatti, la regola di Hall-Petch, secondo la quale a grani più piccoli corrispondono migliori proprietà meccaniche, è stata smentita dai risultati delle prove e dal dimensionamento dei grani della *nugget zone*. Neanche l'Hook's defect sembra influenzare significativamente la capacità del giunto a resistere a taglio, smentendo nuovamente le ipotesi teorizzate.

Pertanto si può concludere che, un cambiamento nei parametri di processo della saldatura, porta inevitabilmente alla formazione di differenti profili termici temporali, questo induce, di conseguenza, significative differenze nelle composizioni dei precipitati, dove alcune di queste risultano essere più indurenti delle altre.

Per contro le caratteristiche elettrochimiche (potenziale di pitting) migliorano al variare dei parametri di processo. In particolare si può affermare che tali proprietà migliorino proporzionalmente all'aumentare del calore generato durante il processo di saldatura. Dunque a saldature "più calde" corrispondono caratteristiche elettrochimiche migliori. Relativamente alle diverse zone microstrutturali del cordone di saldatura si riscontra un lieve peggioramento delle proprietà elettrochimiche delle HAZ rispetto al materiale base denotate dall'abbassamento del potenziale di circa 50 – 60 mV. Questo decadimento dovuto alla corrosione delle zone termicamente

alterate non è tale da alterare il comportamento del giunto nella sua interezza, inoltre è da escludere la possibilità di accoppiamento galvanico fra le diverse zone del cordone di saldatura con il materiale base per la esigua differenza tra i loro potenziali.

BIBLIOGRAFIA

- [1] W.M. Thomas, E.D. Nicholas, J.C. Needham, M.G. Murch, P. Templesmith, C.J. Dawes, G.B. Patent Application No.9125978.8 (December 1991).
- [2] C. Dawes, W. Thomas, TWI Bulletin 6, November/December 1995, p. 124.
- [3] B. London, M. Mahoney, B. Bingel, M. Calabrese, D. Waldron, in: Proceedings of the Third International Symposium on Friction Stir Welding, Kobe, Japan, 27–28 September, 2001.
- [4] C.G. Rhodes, M.W. Mahoney, W.H. Bingel, R.A. Spurling, C.C. Bampton, Scripta Mater. 36 (1997) 69.
- [5] G. Liu, L.E. Murr, C.S. Niou, J.C. McClure, F.R. Vega, Scripta Mater. 37 (1997) 355.
- [6] K.V. Jata, S.L. Semiatin, Scripta Mater. 43 (2000) 743.
- [7] S. Benavides, Y. Li, L.E. Murr, D. Brown, J.C. McClure, Scripta Mater. 41 (1999) 809.
- [8] L.E. Murr, Y. Li, R.D. Flores, E.A. Trillo, Mater. Res. Innovat. 2 (1998) 150.
- [9] Y. Li, E.A. Trillo, L.E. Murr, J. Mater. Sci. Lett. 19 (2000) 1047.
- [10] Y. Li, L.E. Murr, J.C. McClure, Mater. Sci. Eng. A 271 (1999) 213.
- [11] H.B. Cary, Modern Welding Technology, Prentice-Hall, New Jersey, 2002.
- [12] C.J. Dawes, W.M. Thomas, Weld. J. 75 (1996) 41.
- [13] Z.Y. Ma, R.S. Mishra, M.W. Mahoney, Acta Mater. 50 (2002) 4419.
- [14] M.W. Mahoney, C.G. Rhodes, J.G. Flintoff, R.A. Spurling, W.H. Bingel, Metall. Mater. Trans. A 29 (1998) 1955
- [15] L.E. Murr, G. Liu, J.C. McClure, J. Mater. Sci. 33 (1998) 1243.
- [16] Y.S. Sato, H. Kokawa, M. Enmoto, S. Jogan, Metall. Mater. Trans. A 30 (1999) 2429.
- [17] W. Tang, X. Guo, J.C. McClure, L.E. Murr, J. Mater. Process. Manufact. Sci. 7 (1998) 163.
- [18] Y.J. Kwon, N. Saito, I. Shigematsu, J. Mater. Sci. Lett. 21 (2002) 1473.
- [19] J.A. Wert, Scripta Metall. 15 (1981) 445.
- [20] G.W. Lorimer, in: K.C. Russell, H.I. Aaronson (Eds.), Precipitation Processes in Solids, Met. Soc. AIME, Warrendale, PA, 1978, p. 87.
- [21] R.H. Brown, L.A. Willey, in: K.R. Van Horn (Ed.), Aluminum, vol. 1: Properties, Physical

Metallurgy, and Phase Diagrams, ASM, Metals Park, OH, 1967, p. 31.

- [22] Y.S. Sato, M. Urata, H. Kokawa, *Metall. Mater. Trans. A* 33 (2002) 625.
- [23] T. Hashimoto, S. Jyogan, K. Nakata, Y.G. Kim, M. Ushio, in: *Proceedings of the First International Symposium on Friction Stir Welding*, Thousand Oaks, CA, USA, June 14–16, 1999.
- [24] B. Heinz, B. Skrotzki, *Metall. Mater. Trans. B* 33 (6) (2002) 489.
- [25] J.Q. Su, T.W. Nelson, R.S. Mishra, M.W. Mahoney, *Acta Mater.* 51 (2003) 713.
- [26] Y.J. Kwon, I. Shigematsu, N. Saito, *Scripta Mater.* 49 (2003) 785.
- [27] K.V. Jata, K.K. Sankaran, J.J. Ruschau, *Metall. Mater. Trans. A* 31 (2000) 2181.
- [28] M. James, M. Mahoney, in: *Proceedings of the First International Symposium on Friction Stir Welding*, Thousand
- [29] Y.S. Sato, H. Kokawa, M. Enmoto, S. Jogan, T. Hashimoto, *Metall. Mater. Trans. A* 30 (1999) 3125.
- [30] Y.S. Sato, H. Kokawa, M. Enmoto, S. Jogan, T. Hashimoto, *Metall. Mater. Trans. A* 32 (2001) 941