

UNIVERSITA' DEGLI STUDI DI NAPOLI

“FEDERICO II”



Dottorato di Ricerca in

Ingegneria dei Materiali e della Produzione

Indirizzo Tecnologie e Sistemi di Produzione

XXIII Ciclo

**STUDIO DI GIUNTI FRICTION STIR WELDING SU LEGHE DI
ALLUMINIO INNOVATIVE DI INTERESSE AERONAUTICO: ANALISI
DELLE PROPRIETA' MECCANICHE E DELLO SCC**

Coordinatore
Ch.mo Prof. Giuseppe Giorleo

Candidato
Ing. Ciro Bitondo

Tutor
Ch.mo Ing. Antonino Squillace

ANNO ACCADEMICO 2010 - 2011

*A Rosaria
ed
alla mia famiglia*

Desidero ringraziare tutte le persone che mi hanno sostenuto e seguito in questi anni:

il Prof. Squillace che mi ha guidato durante il triennio del dottorato, il Prof. Giorleo ed il Prof. Bellucci per avermi dato la possibilità di conoscere i molteplici aspetti della ricerca scientifica;

gli amici del laboratorio di Trattamenti Superficiali: Mario, Gaspare, Attilio, Antonello, Cinzia, Marco, Gianni, Valentina che mi hanno sopportato per tutto questo tempo, dalla tesi di laurea fino al dottorato, con i quali ho condiviso esperienze e problemi non necessariamente legati alla ricerca;

un ringraziamento particolare va a mio padre, mia madre, mio fratello e mia sorella, che mi hanno consentito di affrontare questo percorso di studi così lungo e complicato, prima con la Laurea ed ora con il Dottorato, sono sempre stati presenti, pronti a incoraggiarmi e infondermi fiducia;

infine, un ringraziamento speciale è per Rosaria, la persona che accompagna e allietta la mia vita da 11 anni, ha condiviso con me le soddisfazioni, i momenti lieti così come quelli meno lieti della carriera di studente e di dottorando.

Grazie a tutti voi

INDICE

Capitolo 1 - Introduzione	1
1. Introduzione	2
Capitolo 2 – Friction Stir Welding - Alluminio	9
2. FSW premessa	10
2.1. Utensile	11
2.2. Configurazioni di saldatura	14
2.3. Flusso del materiale	15
2.3.1. Tracciatura con marker	15
2.3.2. Tracciatura con materiali dissimili	16
2.3.3. Modellazione del flusso di materiale	16
2.4. Evoluzione micro strutturale	18
2.5. Proprietà meccaniche	19
2.5.1. Tensioni residue	19
2.5.2. Microdurezze	20
2.5.3. Resistenza meccanica	21
2.5.4. Resistenza a fatica	21
2.5.5. Resistenza alla corrosione	22
2.6. Alluminio	23
2.6.1. Proprietà fisiche, meccaniche e tecnologiche	24
2.6.2. Leghe di Alluminio	27
2.6.3. Classificazione delle leghe di alluminio: generalità	28
2.6.3.1. Designazioni convenzionali	30
2.6.3.2. Designazione delle leghe leggere da fonderia (UNI 3039)	30
2.6.3.3. Designazione delle leghe da lavorazione plastica (UNI 3565)	31
2.6.4. Modifiche strutturali delle leghe di alluminio	33
2.6.5. Modificazione strutturale per via termica: bonifica	35
2.6.6. Tempra strutturale o di solubilizzazione	36
2.6.7. Interpretazione dei fenomeni connessi con la riprecipitazione	37
2.6.8. Designazione dei trattamenti termici di tempra	40
Capitolo 3 – Corrosione dell'Alluminio: generalità e fondamenti teorici	42
3.1. Introduzione	43
3.2. Morfologia dei fenomeni corrosivi	43
3.2.1. Corrosione generalizzata	43

3.2.2 Corrosione localizzata	43
3.2.3 Corrosione selettiva:	44
3.3 La velocità di corrosione	46
3.4 Corrosione a umido e corrosione a secco	47
3.5 Meccanismo elettrochimico	48
3.5.1 Prima esperienza di Evans	49
3.5.2 Seconda esperienza di Evans	50
3.6. Corrosione per pitting: generalità	51
3.7. Reazioni anodiche	53
3.8. Processi d'innesco	54
3.9. Reazioni catodiche	56
3.10. Fattori promotori di pitting	57
3.11. Meccanismo del pitting	58
3.12. Pitting dell'alluminio	59
Capitolo 4 – Stress Corrosion Cracking SCC	61
4.1. Introduzione	62
4.2. Morfologia e condizioni di insorgenza	62
4.3. Innesco e propagazione delle cricche in relazione al fenomeno di corrosione sotto sforzo.	62
4.4. Aspetti meccanici	64
4.4.1. Fattore di intensità degli sforzi KI e tenacità del materiale KIC	65
4.4.2. Avanzamento per tensiocorrosione delle cricche e fattore di intensità degli sforzi di soglia KISCC	66
4.4.3. KISCC proprietà intrinseca dell'accoppiamento materiale metallico - ambiente	66
4.4.4. Velocità di avanzamento della cricca e fattore di intensità degli sforzi.	67
4.5. Fattori ambientali	68
4.6. Fattori metallurgici	70
4.7 Meccanismo della corrosione sotto sforzo	72
4.7.1 Influenza degli sforzi sulla corrosione (Grain boundary precipitation)	72
4.7.2 Come la frattura meccanica può essere facilitata dalla presenza di un ambiente aggressivo (Infragilimento da idrogeno, Hydrogen embrittlement)	73
4.7.3 Classificazione dei meccanismi secondo Parkins	73
Capitolo 5 – Materiali e Metodi	75
5. Materiali e metodi	76
5.1. Prove Meccaniche Statiche	77

5.2. FSW, rilevazione Forze e Temperature	77
5.2.1. Impostazione dei sensori di forze e temperatura	78
5.2.2. Forze	80
5.3 ANOVA	81
5.4. Misure Elettrochimiche: Potenziodinamiche	86
5.4.1. Generalità sulla velocità di corrosione	86
5.4.2. Fondamenti teorici	86
5.4.3. Principi di spettroscopia di impedenza elettrochimica	88
5.4.3.1. <i>Teoria delle misure</i>	89
5.5. Stress Corrosion Cracking - SCC	93
5.5.1 Macchina di prova per SCC	93
Capitolo 6 – Risultati sperimentali: AA6056 T4, AA 2139 T3	98
6. AA 6056 T78	99
6.1 AA 6056 T78 - Anova	102
6.1.1 UTS	102
6.1.2 YS	104
6.1.3 RESA UTS	107
6.1.4 RESA YS	108
6.2. AA 2139 T8	109
6.2.1 Temperature	112
6.2.1.1 <i>Temperatura: Anova</i>	112
6.2.2 Forze	115
6.2.2.1 <i>Forze: Anova – 2139 T8</i>	116
6.2.3. Proprietà meccaniche	120
6.2.4. Proprietà meccaniche – Anova 2139 T8	124
6.2.4.1 UTS	124
6.2.4.2 YS	129
6.2.4.3 <i>Allungamento A%</i>	135
6.2.4.4 <i>Ottimizzazione di YS e UTS per 2139 T8</i>	140
6.2.5 Dimensione dei grani – AA 2139 T8	143
6.2.5.1 <i>Analisi del Nugget Superiore (NU)</i>	143
6.2.5.2 <i>Analisi del nugget inferiore</i>	147
6.2.5.3 <i>Analisi della TMAZ</i>	151
6.2.5.4 <i>Analisi della HAZ</i>	155
6.2.6. Analisi della microdurezza – AA 2139 T8	159
6.2.6.1 <i>Analisi del nugget superiore</i>	159
6.2.6.2 <i>Analisi del nugget inferiore</i>	163
6.2.6.3 <i>Analisi della TMAZ</i>	167
6.2.6.4 <i>Analisi della HAZ</i>	171

Capitolo 7 – Risultati sperimentali: AA2198 T3	176
7. AA 2198 T3	177
7.1 Temperature	179
7.2. Forze	182
7.2.1 Forze: Anova – 2198 T3	183
7.3 Proprietà meccaniche	187
7.4 Proprietà meccaniche – Anova 2198 T3	191
7.4.1 UTS	191
7.4.2 YS	196
7.4.3 Allungamento A%	200
7.4.4 Ottimizzazione di YS e UTS per 2198 T3	206
7.5 Analisi Metallografica	209
7.6. Microdurezze AA 2198 T3	211
7.6.1. Microdurezze, Anova – AA 2198 T3	217
7.6.1.1. ZTA A	217
7.6.1.2. ZTMA A	220
7.6.1.3. NUGGET	222
7.6.1.4. ZTMA R	226
7.6.1.5. ZTA R	227
7.6.1.6. Conclusioni Anova	229
7.7. Conclusioni	231
7.7.1 Anova 2198 T3 e 2139 T8	232
7.7.1.1 Temperatura	232
7.7.1.2 Forze	233
7.7.1.3 Proprietà Meccaniche	233
7.7.1.4 Sviluppi Futuri	235
7.7.1.5 Considerazioni finali	236
Capitolo 8 – Stress Corrosion Cracking SCC: Risultati	241
8. Premessa	242
8.1. Materiali	243
8.2. Giunti FSW	243
8.3. Prova di SCC	243
8.4. Risultati sperimentali	244
8.4.1. Macroscopia	244
8.4.1.1. AA 2024 T3	245
8.4.1.2. AA 2139 T3	246
8.4.1.3. AA 2198 T3	248
8.4.1.4. AA 6056 T4	250
8.4.2. Micrografia	252

8.4.2.1. AA 2024 T3	252
8.4.2.2. AA 2139 T3	254
8.4.2.3. AA 2198 T3	258
8.4.2.4. AA 6056 T4	261
8.4.3. Corrosione: considerazioni sull'Elettrochimica	263
8.4.3. Conclusioni	266
8.5. Considerazioni	266
8.6. Comparazione tra SCC e Corrosion Cracking	269
8.6.1. Materiali	269
8.6.2. Risultati sperimentali	269
8.6.3. Macroscopia	269
8.6.4. Microscopia	272
8.6.4.1 AA2024 T3	272
8.6.4.2. AA2139 T3	273
8.6.4.3. AA2198 T3	274
8.6.4.4. AA6056 T4	275
8.7. Conclusioni	276
Bibliografia	277

Capitolo 1

Introduzione

1. Introduzione

L'innovazione tecnologica è fondamentale per lo sviluppo di un paese, sia dal punto di vista economico che sociale, basta pensare a come sarebbe la nostra vita quotidiana senza tante creazioni, invenzioni frutto della ricerca, che semplificano e agevolano ogni nostra azione. Si può spaziare dai semplice elettrodomestici, ai sistemi di comunicazione (TV, Telefoni, HiFi, PC, ...) per i quali sono state raggiunte procedure, funzioni e dimensioni che pochi decenni fa sembravano fantascienza, oppure si può pensare a come sono evoluti nel tempo i mezzi di trasporto (Auto, Treni, Navi, Aerei), che hanno raggiunto livelli avanzatissimi di prestazioni, confort e design: appunto tecnologia. Tutto questo è frutto del lavoro di tantissime persone in tutto il mondo che studiano e lavorano per realizzare dei prodotti a contenuto tecnologico sempre più elevato, che consentono di soddisfare le esigenze crescenti di una società che si proietta in un futuro non molto lontano e che non vuole attendere troppo per trarne dei benefici.

In questa ottica si inserisce l'operato di tante imprese, che per conquistare fette di mercato sempre più ampie, punta sull'innovazione tecnologica, ovvero cerca di creare dei prodotti sempre più compatti, meno pesanti ed altrettanto efficienti di quelli attualmente disponibili, quindi sempre più avanzati.

Questo lavoro focalizzerà l'attenzione su prodotti e processi innovativi di aziende del settore aeronautico, che guidate sempre dalle leggi di mercato, sono alla ricerca di tecniche e materiali che possono fornire una risposta più decisa alle problematiche inerenti i prodotti finali. Nell'aviazione lo sviluppo tecnologico è sempre molto forte, ciò non preclude la possibilità di poter crescere ulteriormente. I problemi in questo campo sono legati soprattutto all'andamento del mercato del petrolio, infatti gli enormi consumi di carburante dei velivoli, influenzano pesantemente i costi di esercizio da parte dei vettori, che per tale motivo chiedono ai costruttori di poter ovviare, dal punto di vista tecnologico, almeno in parte tali problemi.

I costruttori, dal canto loro, fundamentalmente devono far fronte ad una duplice tipologia di problemi: realizzare materiali innovativi sempre più prestanti e tecniche di giunzione altrettanto nuove che si possano applicare con successo ai suddetti materiali. L'obiettivo è la riduzione di peso del velivolo, utilizzando materie e tecniche in grado di alleggerire la struttura, è possibile raggiungere velocità più elevati a parità di carburante consumato, oppure ancora meglio è poter realizzare la stessa velocità con un minor consumo di carburante, lasciando inalterati gli standard di sicurezza richiesti dalle normative vigenti.

I materiali testati sono tanti, si va dai metalli come le leghe di Alluminio e Titanio, ai compositi costituiti da fibre di carbonio (o vetro) e resine polimeriche, a strutture sandwich ottenute dalla combinazione delle precedenti (inizialmente Glare e successivamente FML). L'alluminio è entrato negli aerei già dalla loro nascita, ma negli anni '30, dopo la scoperta della possibilità di migliorare le caratteristiche meccaniche delle sue leghe mediante invecchiamento e la realizzazione del processo di anodizzazione, ha cominciato ad essere molto usato anche per parti strutturali.

Il futuro va verso l'implementazione simultanea di tali materiali nelle strutture degli aeromobili, ognuno utilizzato secondo le proprie caratteristiche peculiarità (di leggerezza e resistenza), in una parte differente della struttura del velivolo.

La storia dell'alluminio nelle realizzazioni di tipo aeronautico si contraddistingue da diverse fasi che possono essere brevemente riassunte:

- 1) 1925; 1934; 1943. Dall'epoca pre-alluminio in Europa alle costruzioni-record italiane (prototipi del tipo MC 72) e alle più significative costruzioni militari di serie: MC 205 "Veltro", nel 1939 - 1942/43.
- 2) 1943 ÷ 2004. La versatilità delle leghe di alluminio nel secondo dopo guerra (esempi dettagliati per quanto riguarda l'impianto alare). La suddivisione fra leghe di prima e seconda generazione (trattamenti mono e di-isotermici) prime realizzazioni con i compositi a matrice polimerica.
- 3) 1986 ÷ 2004. L'alleanza divenuta strategica fra leghe di alluminio ed i materiali compositi non metallici. I velivoli di nuova concezione e la crisi energetica (Piaggio P180 - "Avanti")
- 4) Le costruzioni spaziali e l'uso delle leghe di Al al massimo dettaglio nei particolari del 1° Stadio del Saturno V ("Programma Apollo")
- 5) (1999 ÷ 2003) Le leghe di alluminio avio e la "seconda aeronautica": la costruzione degli stampi per plastica.

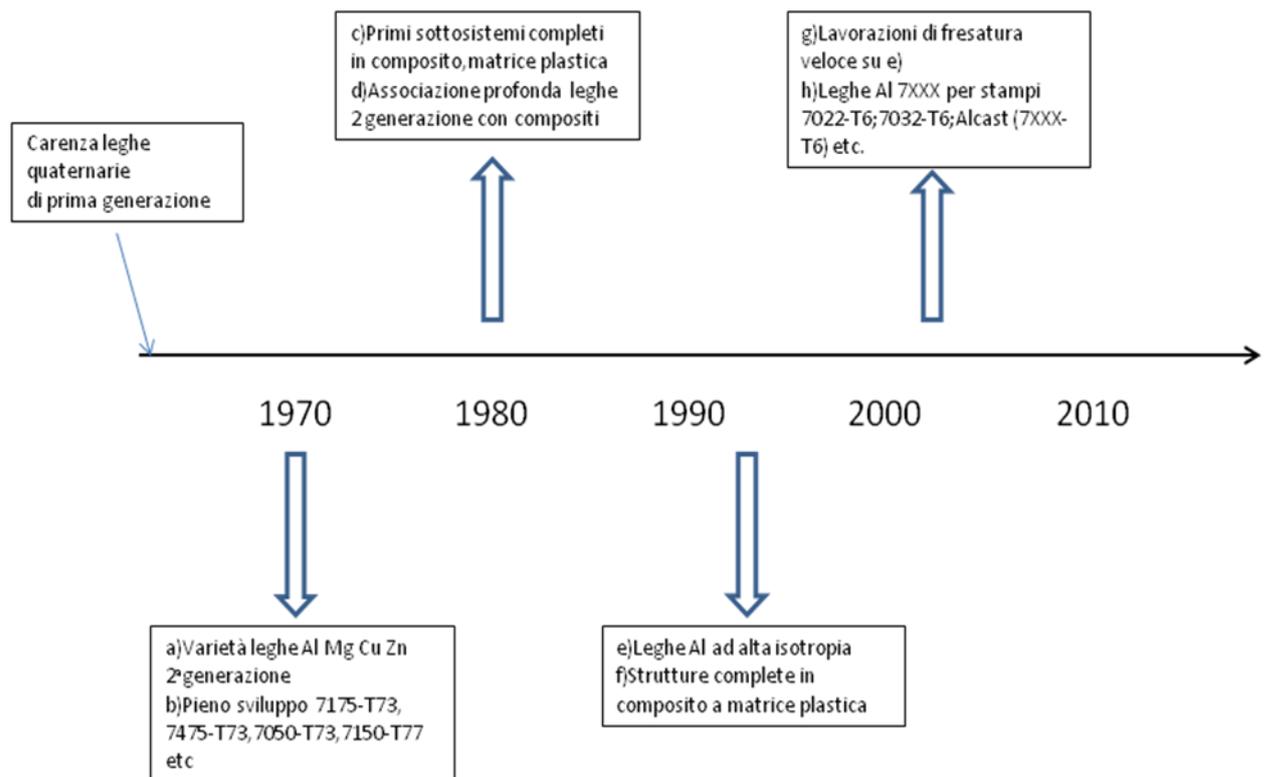


Figura 1.1 - Evoluzione delle caratteristiche e degli impieghi delle leghe di alluminio

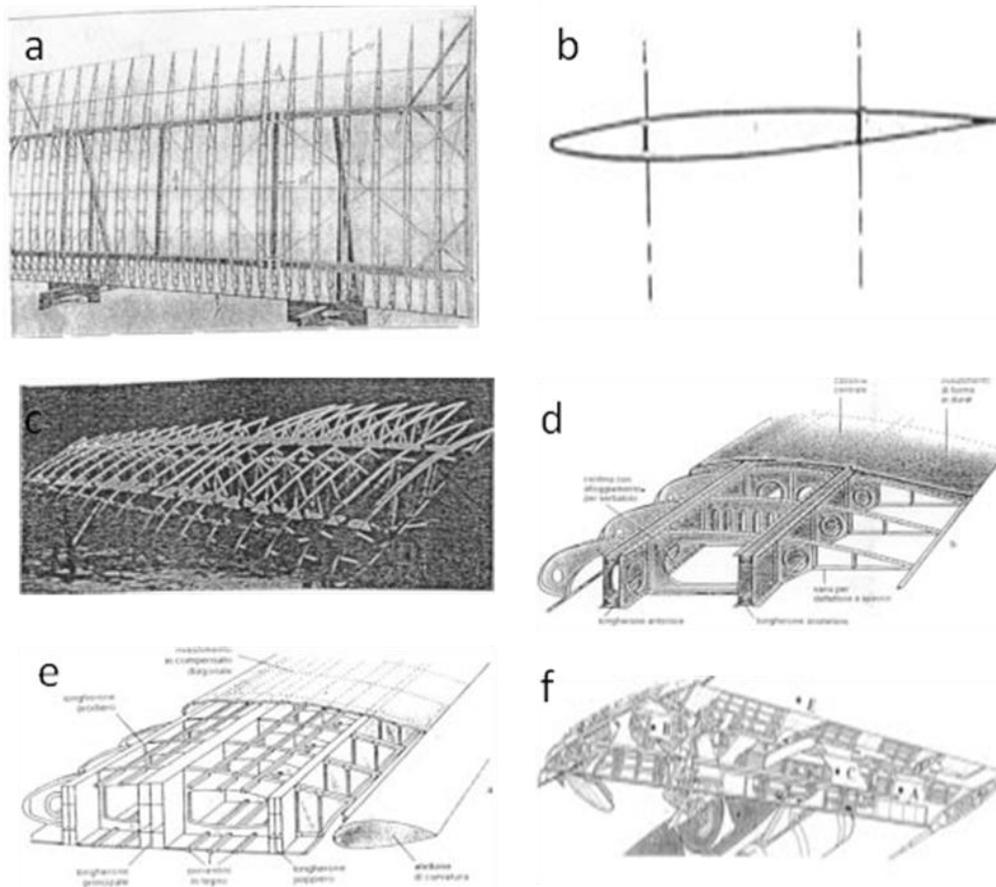


Figura 1.2. - Riepilogo di alcuni schemi costruttivi – materiali metallici e non metallici - riferiti alle sezioni dell'ala. Suddivisione in due grandi periodi: schemi (a), (b), (c), (d) e, in parte, (e) per gli anni 1925/1934/1943; schemi (e) e (f) per gli anni 1943÷2004.

(a) Ala biplano tela + metallo con scheletro metallico a tre longheroni (in vista a sinistra) da rivestirsi in tessuto ("textile skin").

Presenza cavi di controventatura. Tele cucite e loro "finiture in opera" (vedi (b)). Vedere anche le Figure 1 e 2; (b) Ala biplano tela + metallo con ossatura (scheletro) metallico (in vista a sinistra): a due longheroni da rivestirsi in tessuto ("textile skin").

Presenza controventatura.

Tele cucite: lino, seta, cotone. Rivestimento delle tele: emailite;

(c) Ala monopiano integralmente non metallica. Profilo medio-spesso, materiali legno massello intagliato e fogli di compensato.

Longheroni: in legno in numero di tre;

(d) Ala "monopiano" integralmente metallica in leghe Al, per velivolo da record. Profilo molto sottile controventato a metà circa dell'apertura dell'ala. Rigidità flessionale data anche da due leggeri longheroni ad I in lega 2XXX T4 o 2XXX T3.

Lamiera di lega Al 2XXX; confronta Figura 4 (1934);

(e) Ala monopiano integralmente metallica in leghe Al a spessore fra medio e consistente (ovviamente senza controventatura).

Realizzata secondo due varianti:

- "Low performance": skin dural a basso snervamento, longheroni 2014 T6 (prima del 1943)

- "High performance": skin dural ad alto snervamento, longheroni 7075 T6 (dopo il 1943)

(f) Ala monopiano integralmente metallica per velivolo militare. Spessore: medio. Si distinguono:

- A longherone anteriore lega Al

- B longherone posteriore lega Al

- C rivestimento alare (skin) lega Al

- D alettone

- E ipersostentatore
(1950 ÷ 1975).

La Tabella 1.1 mette in evidenza come in un moderno aeroplano la percentuale di alluminio arrivi anche oltre l'80%.

Tabella 1.1 – Composizione della struttura di un moderno aereo

Aereo	Alluminio % in peso	Acciaio % in peso	Titanio % in peso	Compositi % in peso	Altro % in peso
Boeing 747	81	13	4	1	1
Boeing 757	78	12	6	3	1
Boeing 767	80	14	2	3	1
Boeing 777	70	11	7	11	1
DC-10	78	14	5	1	2
MD-11	76	9	5	8	2
MD-12	70	8	4	16	2



a)



b)

Figura 1.3 – a) Boeing 777, b) Boeing 747

Come mostrato nella seguente Figura 1.4, le prime leghe usate erano quelle commercialmente indicate come durallumini, ovvero leghe Alluminio-Rame, denominate con codice 2xxx dalla Aluminium Association; nel tempo lo sviluppo di leghe con caratteristiche meglio adattabili all'uso aeronautico ha fatto sì che anche le leghe 7xxx, Alluminio-Zinco, si ritagliassero uno spazio sempre più grande. Negli ultimi anni, con l'aumentare della richiesta di materiali altamente performanti e leggeri, si stanno imponendo anche le leghe che contengono piccole percentuali di Litio. All'Alluminio si è andato affiancando l'utilizzo del Titanio, soprattutto per ovviare ai problemi legati all'accoppiamento con i materiali compositi, tali materiali sono sempre più impiegati in ambito aerospaziale, quindi è stato necessario adoperare un materiale che fosse affine al composito, pur conservando le peculiarità di resistenza e leggerezza che compete ad un struttura aeronautica.

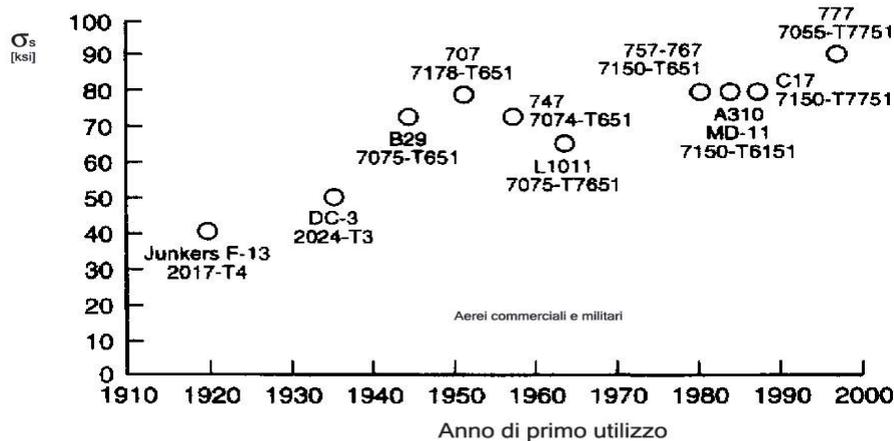


Figura 1.4 – Utilizzo delle leghe di alluminio in aeronautica

Di pari passo ai materiali sono stati sviluppati adeguati processi di saldatura, si è passati dalle tecniche TIG, MIG fino ad arrivare alle prime applicazioni attraverso il Laser Beam Welding (LBW), queste tecniche sono oggi molto diffuse in tutti i settori della produzione industriale. Le imprese aeronautiche invece hanno riscontrato notevoli difficoltà nell'applicare tali tecniche ai materiali di interesse, infatti sia le leghe di Alluminio che di Titanio, in seguito alle sollecitazioni termiche cui sono sottoposti, non forniscono delle giunzioni sufficientemente resistenti, in alcuni casi non è proprio possibile realizzare la saldatura. In corrispondenza delle elevate temperature raggiunte con le attuali tecniche di saldatura, l'Al ed il Ti ossidano molto velocemente, i rispettivi ossidi (Al_2O_3 e TiO_2) formano un sottilissimo strato superficiale di estrema durezza, che si oppone alla realizzazione del giunto, formando una netta superficie di separazione fra i metalli da saldare. Inoltre tali tecniche richiedono un grande dispendio di energia, in particolare quella basata sulla tecnologia Laser. Il Laser Beam Welding (LBW), che ha risolto molti problemi legati alle precedenti tecniche, ma non è un metodo esente da difetti. Infatti il Laser richiede una quantità di energia molto grande, e necessita della regolazione di molteplici parametri, legati al Laser (Potenza, Focale, distanza focale) ed al processo (gas di apporto, velocità della saldatura), per l'ottenimento di una giunzione priva di difetti microstrutturali. La LBW è una tecnica che non ha permesso la realizzazione di giunti fra alcune leghe di Alluminio e Titanio di recentissimo sviluppo, tali leghe necessitano quindi di una tecnica ancora diversa e sempre più innovativa.

Si è reso necessario studiare ed utilizzare una nuova tecnica di saldatura, il The Welding Institute (TWI) di Cambridge ha realizzato un processo di saldatura a freddo denominato Friction Stir Welding (FSW) [1], che consente di produrre giunti con materiali che non sarebbe stato possibile realizzare con le tecniche classiche.

Dei confronti fra TIG e FSW sono stati realizzati, sulla AA204 T3 [2], e su una Al-4.5Mg-0.26Sc alloy [3], da tali ricerche si evince che i giunti realizzati FSW presentano una resistenza meccanica più elevata di quelli TIG, nel caso della 2024 T3, inoltre, risulta superiore anche la resistenza alla corrosione

del giunto FSW. Un confronto tra FSW e MIG [4 -5], condotto su leghe di alluminio serie 6xxx, evidenzia la maggiore resistenza meccanica ed a fatica dei giunti realizzati mediante FSW, dimostrando che la microstruttura fine che si realizza nel cordone di saldatura conferisce una resistenza del giunto superiore.

Quindi, è chiaro che le FSW sono caratterizzate da una resistenza più elevata che nelle tecniche tradizionali.

Questa tecnica di saldatura è caratterizzata da numerosi parametri, molti studi sono stati condotti per comprenderne l'influenza sulle proprietà. Uno dei parametri da esaminare è la geometria dell'utensile: [6] si è studiato l'influenza della superficie dell'utensile e si è dimostrato che un utensile con geometria tronco conica liscia è in grado di realizzare dei giunti con un numero estremamente ridotto di difetti, quindi più prestanti. Una ricerca più sistematica sull'effetto della geometria dell'utensile è stato condotto da D.G. Hattingh e al. [7], che hanno ampliato la tipologia di utensili, mostrando l'efficacia e proporzionando adeguatamente la geometria detta Tri-Flute. Cavaliere, Squillace e Panella [8] mostrano per la AA6082, che la velocità di rotazione dell'utensile dovrebbe garantire il minore apporto calorico possibile per migliorare il giunto.

Un'altre importante parametro è la configurazione della saldatura, cioè è possibile realizzare giunti a sovrapposizione (Lap-Joint), anche con materiali dissimili come fatto da Cavaliere Panella [9], che hanno analizzato l'effetto della posizione dell'utensile sulla resistenza a fatica del giunto a sovrapposizione tra la AA 2024 T3 e la 7075 T6, e con Squillace [10] si è completata l'analisi delle proprietà meccaniche di tali giunti. Mats Ericsson [11] dimostra che per la configurazione Lap-Joint della AA 6082, si richiede una adeguata scelta dei parametri dell'utensile e del processo per massimizzare le prestazioni meccaniche, Mustafa Kemal Kulekci [12] cerca di trovare una relazione tra le geometria dell'utensile, le proprietà del processo con la resistenza a fatica della AA5754 saldata Lap.

Molti dei problemi legati alla FSW, sono legati alla presenza di tensioni residue sul cordone, tali tensioni si generano all'atto della saldatura a causa dello shock termico cui è sottoposto il materiale, V.M. Linton [13] ha analizzato l'effetto dei trattamenti termici su AA serie 7xxx, mostrando che l'invecchiamento ha un effetto benefico solo sulla Nugget zone, contrario sulla zona termicamente alterata (HAZ). Fratini [14], mette a punto una semplice tecnica sperimentale per analizzare le tensioni residue nel giunto.

Un aspetto importante delle proprietà di tali giunzioni, è la resistenza alla corrosione, infatti la diversa struttura del cordone dal materiale base crea una microcella galvanica, questo può dare origine a fenomeni corrosivi più o meno violenti. Quindi molti studi sono stati condotti per analizzare tale fenomeno, [15] [16] [17] sono state analizzate le caratteristiche alla corrosione di differenti leghe di Alluminio e si è provato a confrontare quanto accade per la FSW con alte tecniche di saldatura, così come fatto da Squillace De Fenzo Giorleo Bellucci [2], che dimostrano l'efficacia della FSW sulla TIG, per la AA2024 T3, anche dal punto di vista della resistenza alla corrosione.

La corrosione, non interviene in maniera esclusiva sulle proprietà dei metalli quando questi sono posti in esercizio, le nuove leghe e le nuove tecniche di saldatura sono orientate alla realizzazione di strutture complesse, e spesso assumono una funzione statica. Su tali struttura sono presenti elevate

sollecitazioni meccaniche, che in determinate condizioni ambientali possono aggravare ulteriormente le proprietà dei materiali adottati. Esiste infatti una sinergia fra le sollecitazioni meccaniche ed i fenomeni corrosivi, questi effetti, presi singolarmente potrebbero non arrecare alcun danno, al contrario simultaneamente concorrono in un processo che prende il nome di Stress Corrosion Cracking (SCC). La SCC viene analizzata con tecniche differenti, che tengono conto della geometria dei provini, dell'applicazione del carico (assiale, flettente), e del metodo di applicazione dell'ambiente corrosivo (primo, durante o dopo l'applicazione del carico). Studi sono stati condotti da Zucchi [18] sulla AA5083, P. Bala Srinivasan [19] ha analizzato l'effetto dello SCC su giunti dissimili saldati FSW di AA7075 – AA6056, test analoghi sono condotti su altre leghe leggere come per il MG saldato FSW [20].

Le caratteristiche da analizzare nel processo FSW sono molte, per poter comprendere completamente come ogni fattore sia in grado di influenzare le proprietà dei giunti, è necessario procedere con un approccio sistematico, adoperando con delle tecniche per la pianificazione sperimentale, che vanno sotto il nome di Design of Experiments (DoE). [21], [7] [22] [23] [24] molte delle ultime ricerche condotte sulla FSW hanno basato la sperimentazione e quindi la programmazione dei test secondo i DoE, è stato così possibile delineare delle leggi di influenza dei fattori analizzati di volta in volta sulle proprietà esaminate.

In questa tesi, si andrà ad analizzare i comportamenti di nuove leghe di Alluminio di interesse aeronautico, in particolare si avrà cura di verificarne la saldabilità mediante FSW ed eventualmente si cercheranno le condizioni che massimizzino le proprietà meccaniche dei giunti così realizzati.

Capitolo 2

Friction Stir Welding

-

Alluminio

2. FSW Premessa

La difficoltà riscontrata nel realizzare delle giunzioni fra alcuni materiali tecnologicamente avanzati, ha condotto allo studio e la realizzazione di una nuova tecnica di saldatura: la Friction Stir Welding (da ora in poi FSW) [1, 25]. Questa tecnica introduce una importantissima innovazione rispetto alle altre metodologie citate nel precedente paragrafo: infatti è un processo allo stato solido, il materiale viene plasticizzato e rimescolato da un utensile realizzando la giunzione fra due materiali. L'utensile, con una geometria generalmente cilindrica, viene posto in rotazione e fatto affondare nei metalli da saldare, inizialmente si incontra una certa resistenza ma lentamente le forze di attrito che si generano, producono una quantità di calore che inizia a rammollire il materiale, a questo punto l'utensile avanza lungo la direzione di saldatura rimescolando il materiale. Uno schema del processo è riportato in Figura 2.1.

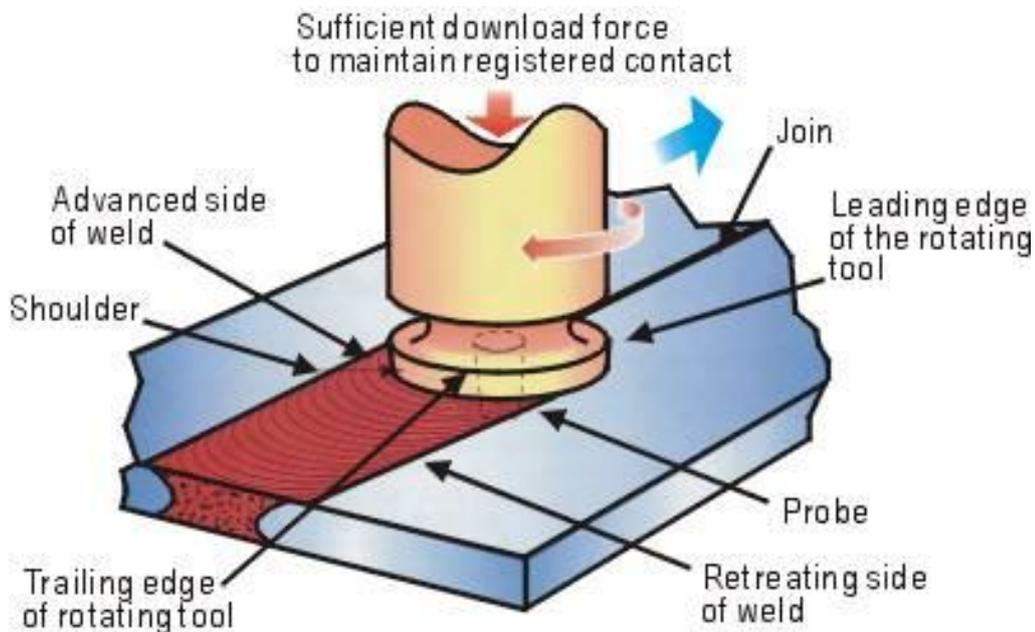


Figura 2.1 – Schema del processo di saldatura FSW

Il processo è intrinsecamente asimmetrico, in quanto l'utensile è sottoposto ad un moto rigido composto da una rotazione intorno al proprio asse (orario o antiorario) ed una traslazione orizzontale. Ad una estremità del cordone di saldature, la velocità periferica di rotazione è concorde con la velocità di avanzamento, tale posizione prende il nome di "Advance side", viceversa, nella posizione diametralmente opposta le suddette velocità saranno discordi, in questo caso si parla di "Retreating side".

2.1. Utensile

L'utensile è costituito da due elementi, una punta detta "pin" che può assumere differenti geometrie (cilindrica, tronco-conica, paletta, etc), e da uno spallamento chiamato "shoulder" cui compete la generazione di calore per attrito, strisciando sul materiale da saldare (Figura 2.2 e Figura 2.3). Il contatto iniziale dell'utensile avviene attraverso il pin, in questa fase si iniziano a generare le prime forze di attrito, quindi le prime aliquote di calore. Affondando il pin il materiale inizia a rimescolarsi localmente. Infine lo shoulder viene poggiato e lievemente affondato sulla superficie, svolgendo la duplice funzione di riscaldare e contenere il materiale che ora è elasticizzato. In questo modo l'utensile adempie all'importante funzione di fornire il calore necessario per il processo, simultaneamente svolge un'ulteriore funzione: il rimescolamento del materiale, creando un opportuno flusso. A tal proposito, per favorire la movimentazione del materiale si può utilizzare un pin filettato, oppure si può variare l'angolo di inclinazione dell'utensile. L'utensile filettato migliora il flusso del materiale, simultaneamente offre una superficie di contatto più elevata che garantisce una maggiore quantità di calore fornito per attrito [26].

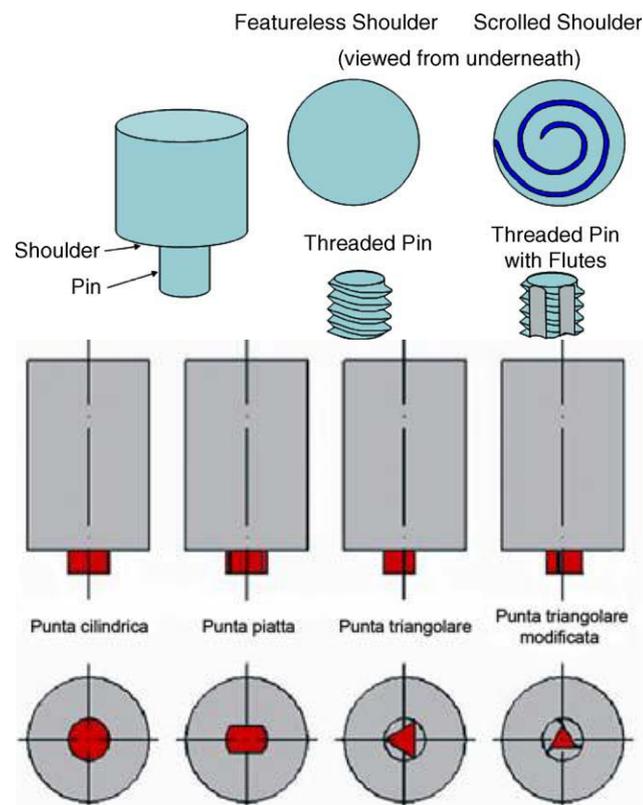


Figura 2.2 – Utensili con pin a differente geometria: cilindrici, filettati, con flutti, piatti, triangolari

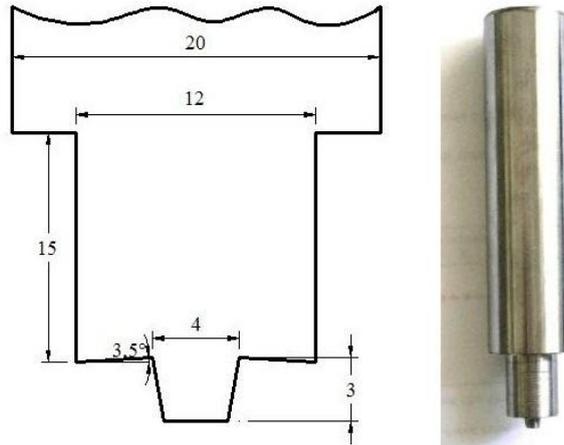


Figura 2.3 – Utensile troco-conico per FSW

La geometria dell'utensile influisce notevolmente sul flusso di materiale, quindi se ne condiziona di pari modo la microstruttura della parte di materiale plasticizzato e le relative proprietà meccaniche, nonché influenza la potenza necessaria alla macchina operatrice e da non trascurare l'uniformità del giunto saldato. Per questo motivo si realizzano sempre nuovi utensili, caratterizzati da opportune geometrie volte ad ottimizzare il processo di saldatura [30-32], così come sono state studiate delle geometrie idonee per la realizzazione di giunti in configurazione lap oppure T [27-29]. Recentemente sono stati introdotti numerosi miglioramenti al design degli utensili, fra i tanti ideati dal TWI se ne riportano alcuni in Figura 2.4. Da tale immagine risaltano l'utensile Whorl e MX Triflute, che presentano un pin filettato dal volume inferiore del pin cilindrico, il profilo conico impone una componente delle forze e del moto verticale che favorisce il rimescolamento [27,45]. Inoltre i flutti presenti nell'MX Triflut, aumentano la superficie di contatto con il materiale, in questo modo aumenta la quantità di calore prodotta per attrito e aumenta il rammollimento, questa maggiore plasticizzazione del materiale consente di ridurre simultaneamente la forza nella direzione di avanzamento dell'utensile e la coppia torcente [27,45], questo consente di operare con velocità doppie rispetto a quelle utilizzate con i pin classici. Gli utensili Cilindrico, Whorl e MX Triflute sono ideali per realizzare saldature in configurazione butt-joint, mentre non sono efficaci per la configurazione lap-joint, infatti producono un assottigliamento della lastra superiore e intrappolano l'ossido superficiale all'interfaccia fra i materiali. Conseguentemente sono stati studiati altri pin per i lap-joint: Flared Triflute e A-skew che riescono a frammentare tale ossido e movimentando una quantità maggiore di materiale, realizzano una saldatura più ampia di quella ottenuta in configurazione butt-joint [46]. È dimostrato che esiste una asimmetria nel processo, sia per quanto riguarda il flusso termico che il flusso materiale intorno al pin, in particolare lo spostamento di materiale avviene preferenzialmente nel retreating-side [47-51]. Per questo motivo il TWI ha prodotto un altro utensile, il Re-stir, che realizza una inversione periodica del moto di rotazione, ovviando in parte al problema legato all'asimmetria del processo.

Tool	Cylindrical	Whorl™	MX triflute™	Flared triflute™	A-skew™	Re-stir™
Schematics						
Tool pin shape	Cylindrical with threads	Tapered with threads	Threaded, tapered with three flutes	Tri-flute with flute ends flared out	Inclined cylindrical with threads	Tapered with threads
Ratio of pin volume to cylindrical pin volume	1	0.4	0.3	0.3	1	0.4
Swept volume to pin volume ratio	1.1	1.8	2.6	2.6	Depends on pin angle	1.8
Rotary reversal Application	No Butt welding; fails in lap welding	No Butt welding with lower welding torque	No Butt welding with further lower welding torque	No Lap welding with lower thinning of upper plate	No Lap welding with lower thinning of upper plate	Yes When minimum asymmetry in weld property is desired

Figura 2.4 – Nuovi utensili realizzati dal TWI

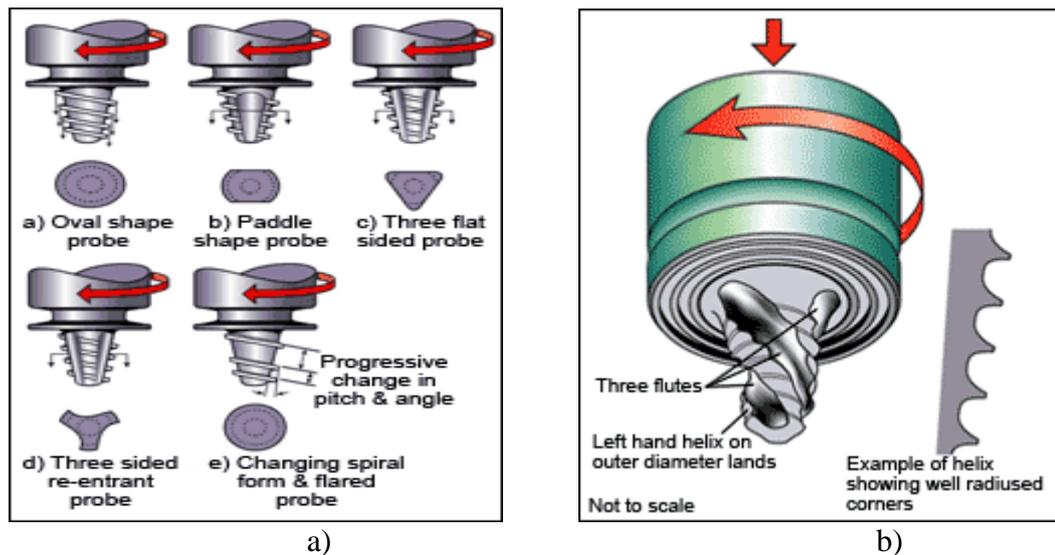


Figura 2.5 – a) Varianti dell'utensile tipo Whorl™, b) Tipico utensile MX-Triflute™

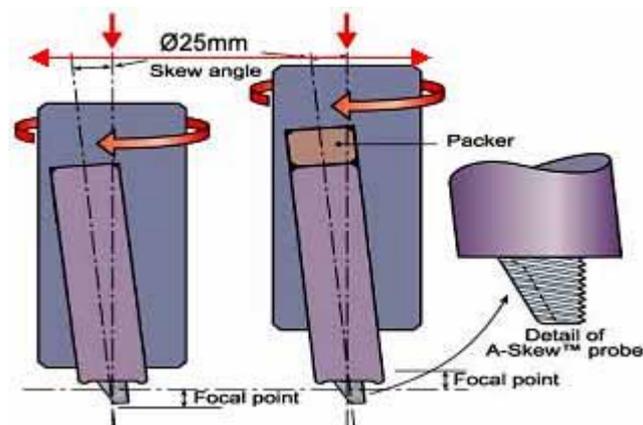


Figura 2.6 – Principio di base dell'utensile tipo Skew-Stir™

Gli utensili con pin cilindrico e conico non riescono a garantire una perfetta miscelazione nella direzione verticale, creando una wormhole alla base della TMAZ in advancing-side, una zona di separazione marcata fra il materiale base ed il cordone di saldatura, questo tipo di difetto può essere ovviato utilizzando un pin filettato [52-54]. Un altro importante parametro che influenza il processo FSW è l'angolo di inclinazione della superficie conica rispetto all'asse del pin, che per le leghe di Alluminio serie 7xxx, sembra essere pari a $\approx 40^\circ$ [55].

Un problema legato al processo è l'usura dell'utensile, in particolare lavorando su leghe molto dure che comportano il raggiungimento di temperature molto alte per poter plasticizzare. Ad esempio il Titanio fonde a 1941 °K, ed è stato saldato con successo con la FSW usando un utensile al carburo di titanio sinterizzato TiC. È stato realizzato un modello, nel quale si è reso necessario preriscaldare la zona antistante l'utensile per poter ridurre gli effetti dell'usura [56], inoltre si è introdotto un sistema di raffreddamento ad acqua per contenere le elevate temperature raggiunte. L'usura è un tema che comunque merita un maggiore approfondimento.

2.2. Configurazioni di saldatura

Le grandi forze in gioco richiedono che i materiali siano ancorati saldamente, è necessario predisporre degli adeguati sistemi di fissaggio e ancoraggio, questi possono essere semplicemente di tipo meccanico oppure ancora più sofisticati di tipo idraulico, che trattengono il materiale applicando delle pressioni $P < 1 \text{atm}$ (vuoto). La difficoltà nel dover realizzare sistemi di afferraggio specifici per ogni differente geometria che può assumere un materiale, è uno degli elementi che rendono svantaggiosa tale tecnica di saldatura.

Le configurazioni più diffuse e semplici da realizzare sono le Butt e le Lap Joint, la prima presenta due lastre di materiale affacciate l'una all'altra, che vengono fatte combaciare. L'utensile presenta un pin profondo poco meno dello spessore della lastra, per consentire allo shoulder di poggiare sulla superficie realizzando la massima penetrazione, senza incorrere nel "difetto" del mancato affondamento che riduce la effettiva sezione della saldatura. Non si rende necessaria nessuna particolare preparazione superficiale delle facce da congiungere. Nel secondo caso invece si procede sovrapponendo parzialmente le due lastre, ricorrendo a dei sostegni, facendo affondare l'utensile fino a toccare la lastra inferiore. Ulteriori configurazioni sono possibili, come illustrato in Figura 2.7.

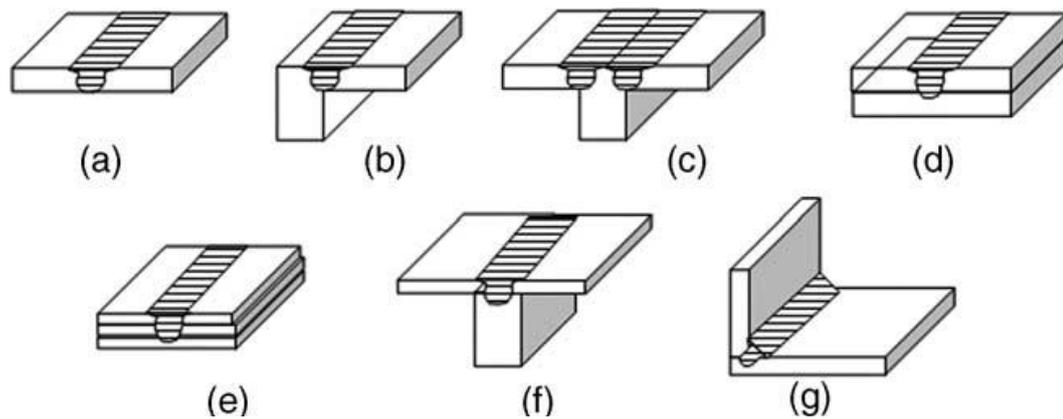


Figura 2.7 – Configurazioni per saldature FSW (a) square butt, (b) edge butt, (c) T butt joint, (d) lap joint, (e) multiple lap joint, (f) T lap joint, and (g) fillet joint.

2.3. Flusso del materiale

La FSW realizza una deformazione plastica del materiale e un notevole incremento della temperatura all'esterno ed all'interno della zona coinvolta dal passaggio dell'utensile. Questo ha come conseguenza una significativa evoluzione microstrutturale, che contempla 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.

La geometria dell'utensile influenza notevolmente il flusso di materiale, però spesso nei lavori scientifici non si descrive accuratamente l'utensile, tantomeno i parametri del processo, così non è facile assemblare e correlare le informazioni disponibili.

2.3.1. Tracciatura con Marker

Una tecnica diffusa è quella che utilizza dei marker: marker insert technique (MIT), si innestano nel materiale da saldare della parti di un altro materiale, che consentono di comprendere quale possa essere il flusso del materiale semplicemente osservando la loro disposizione in seguito alla saldatura, in quanto lasciano una traccia che definisce un preciso percorso del materiale rimescolato. Come markers spesso si usano delle leghe di alluminio, test sono stati condotti su molteplici materiali: leghe di alluminio [33-35], lamine di rame [36], acciaio [37,38], Al-SiCp e Al-W composito [39,40], e Fili di Tungsteno [41]. Da [33-35] emerge che il flusso non è simmetrico e che solo una parte del materiale in advancing-side ritorna nella posizione originaria, il materiale viene spostato dietro al più per una distanza pari al diametro del pin ed esiste una netta divisione fra advancing e retreating side. Inoltre [36-38,40], non tutto il materiale coinvolto nel processo viene stirato, ma è come se fra l'utensile e la superficie inferiore del materiale da saldare si realizzasse una camera di estrusione, inoltre il materiale più distante dal pin viene

spostato più lontano rispetto a quello che si trova al centro della linea di giunzione.

2.3.2. Tracciatura con materiali dissimili

Un metodo differente per studiare il flusso del materiale consiste nell'utilizzare due materiali dissimili, potendo così distinguere nettamente il comportamento di ognuno di loro. È emerso che si può distinguere una zona in cui i due materiali sembrano ben dispersi l'uno nell'altro, ma più importante ancora è una zona costituita da lamine avvolte a spirale, che non sono nettamente distinguibili ma non ci permettono di considerare tale zona perfettamente miscelata [41-44]. Quindi è presumibile che il moto sia più complesso di una semplice estrusione, simultaneamente il materiale segue il moto rotante del pin (il fenomeno si amplifica adoperando un angolo di tilt ampio).

2.3.3. Modellazione del flusso di materiale

Molti studi sono stati condotti per comprendere quale fosse il flusso del materiale durante il processo di saldatura [57-67], sono stati proposti diversi modelli Fem che hanno mostrato dei risultati sempre più vicini a quanto osservato nei giunti reali. È stato analizzato un modello con Computational Fluid Dynamics (CFD) code, Fluent [59] che ha permesso di fare un grosso passo in avanti nella simulazione del flusso di materiale, un modello Termodinamico (STIR 3D) [60-61], in cui si applicano i principi della termodinamica, basato sull'ipotesi del trasferimento del calore generato per attrito in dissipazione viscosa del calore.

Una interpretazione più efficace per descrivere il flusso di materiale è stata proposta da Abergast [67], ha ipotizzato che la microstruttura finale del giunto è frutto di una estrusione e di una forgiatura: durante il processo si distinguono 5 zone caratteristiche, i) la zona di preriscaldamento, che si affaccia all'utensile sul lato anteriore, ii) iniziale deformazione del materiale, iii) la zona di estrusione che è movimentata dalla rotazione del pin, iv) la zona di forgiatura in cui il materiale viene spinto verso il retro dell'utensile, v) ed una zona di raffreddamento (Figura 2.8)

Il confronto fra la superficie della TMAZ prevista dal modello del flusso con le osservazioni macrostrutturali mostra che combaciano molto bene [69], si riscontra un buon accordo fra i valori dei momenti torcenti misurati con un dinamometro e quelli ottenuti dal modello per l'acciaio inossidabile 304L [47] (Figura 2.9), acciaio al Mn 1018 [48] e Ti-6Al-4V [70], questo dimostra l'utilità del modello per comprendere il processo FSW. Quindi il momento torcente è una misura dello shear stress sull'utensile e quindi dello shear stress sul materiale che è responsabile della generazione di calore e del flusso plastico.

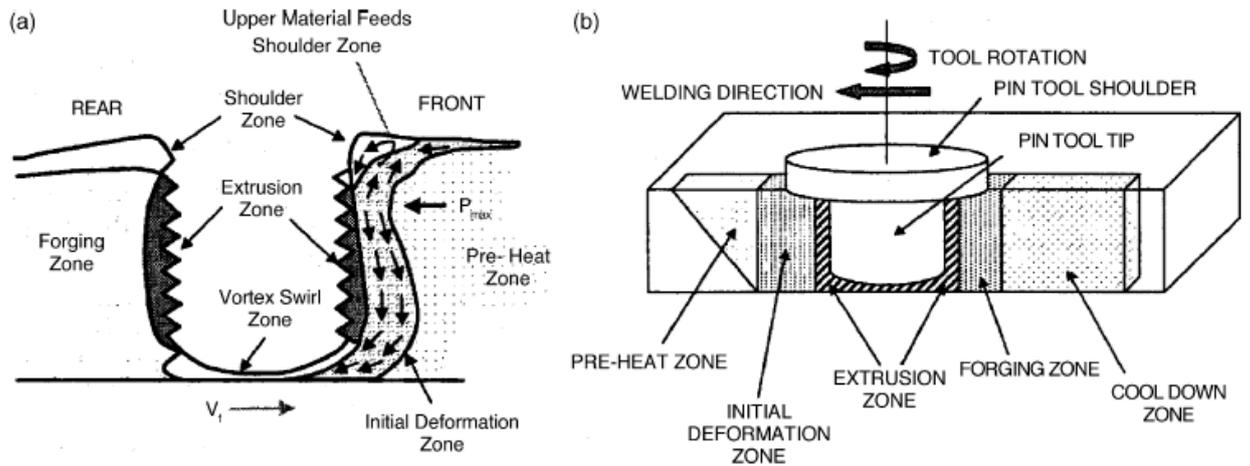


Figura 2.8 – a) flusso del materiale e b) zone metallurgiche caratteristiche del processo FSW

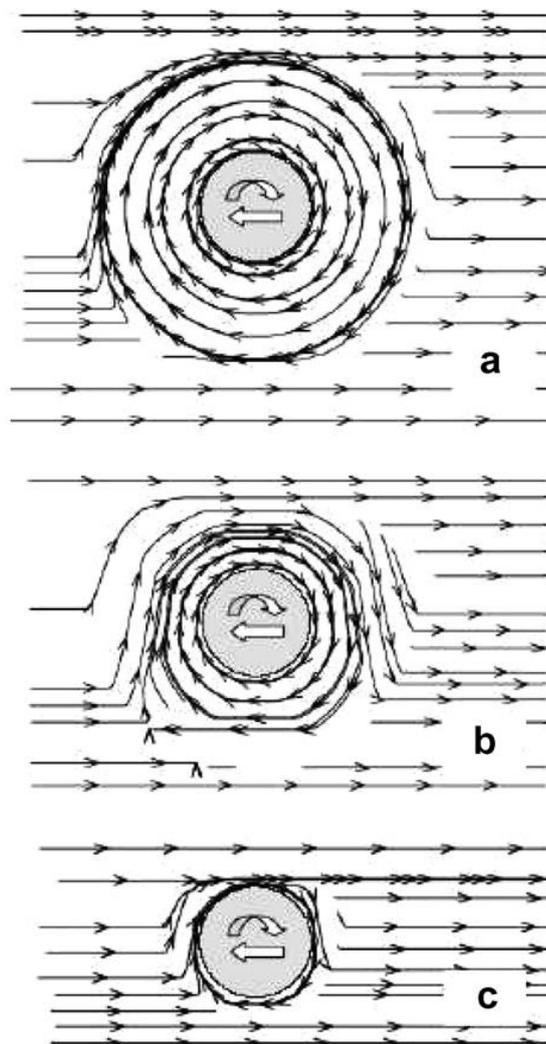


Figura 2.9 – Linee di flusso su differenti piani orizzontali (a) 0.35 mm, (b) 1.59 mm and (c) 2.28 mm al di sotto della superficie per una piastra di acciaio inox 304 di spessore 3.18 mm. Welding speed 4 mm s⁻¹ con rotazione dell'utensile a 300 rpm [47].

Si è verificato che la geometria dell'utensile influenza significativamente il processo FSW [52-56], un utensile cilindrico o tronco conico realizza un

giunto esente d difetti, ma il rimescolamento non è ottimale se la superficie è liscia.

Mahoney [68] ha descritto come sono distribuite le temperature all'interno del giunto (Figura 2.10), mostrando come il materiale sia più caldo in corrispondenza dello shoulder rispetto al pin, e come la temperatura decresce rapidamente spostandosi verso l'esterno del materiale.

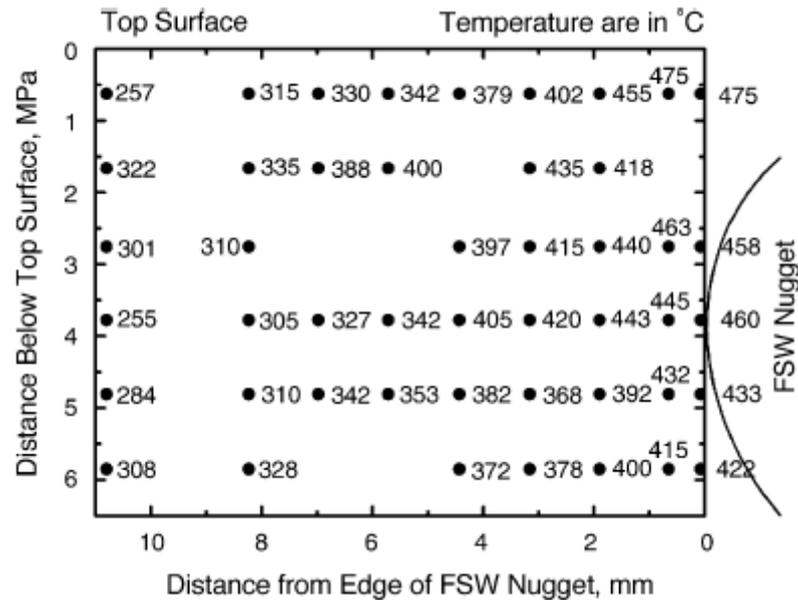


Figura 2.10 – Distribuzione dei picchi di temperatura intorno all'utensile per AA7075 T651

2.4. Evoluzione micro strutturale

La struttura classica del materiale sottoposto ad un processo di FSW è riportata in Figura 2.11, il processo è ovviamente asimmetrico, si distinguono la Nugget zone: la parte investita dal pin, le TMAZ (Zone termomeccanicamente alterate) in Advancing ed in Retreating, infine vi sono le HAZ (zone termicamente alterate).

La geometria del Nugget può cambiare al variare della velocità di rotazione dell'utensile, come mostrato in Figura 2.12.

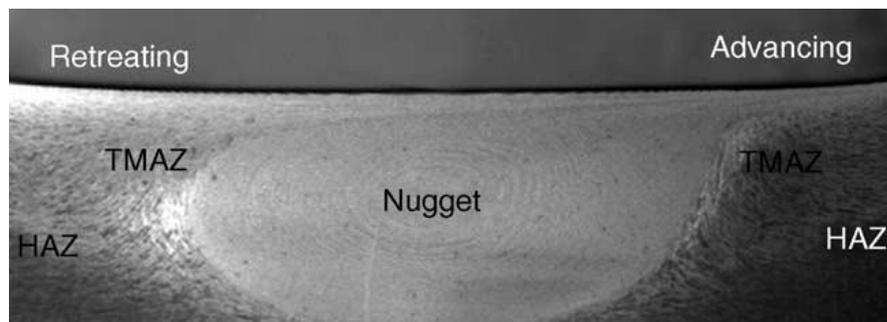


Figura 2.11 – Macrografia tipica delle zone caratteristiche di un FSP su AA7075 T651

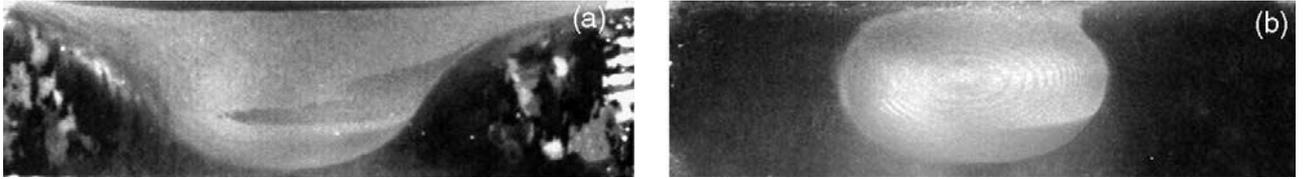


Figura 2.12 - Effect of processing parameter on nugget shape in FSP A356:
 (a) 300 rpm, 51 mm/min and (b) 900 rpm, 203 mm/min (standard threaded pin)

Le dimensioni dei grani sono fortemente influenzate dai parametri del processo, la parte della Nugget è completamente ricristallizzata e presenta grani a sezione praticamente circolare con dimensioni inferiori ai $10\mu\text{m}$. La HAZ si presenta con i grani caratteristici del materiale base, mentre la TMAZ è una striscia sottile di grani che si sono deformati durante il processo seguendo le linee di flusso (Figura 2.13).

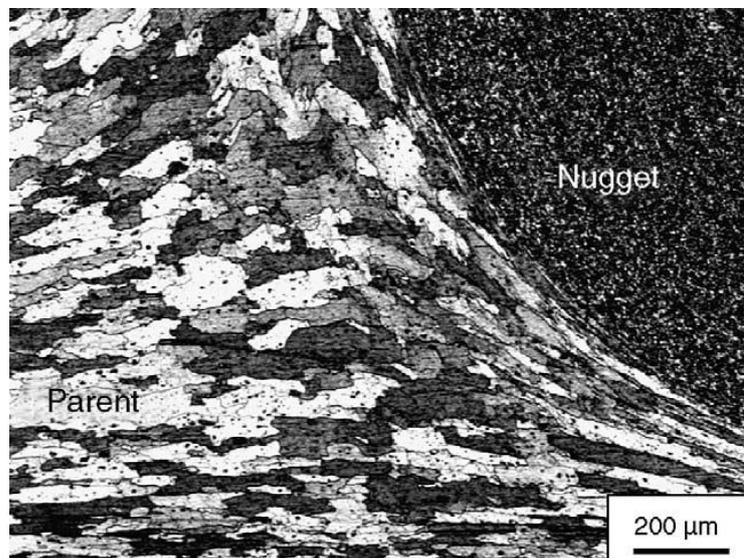


Figura 2.13 - Microstructure of thermo-mechanically affected zone in FSP 7075Al

2.5. Proprietà meccaniche

2.5.1. Tensioni Residue

Il principale problema legato a questo tipo di saldatura è legato alla presenza di tensioni residue, queste si generano a causa delle forti variazioni di temperature generate durante la saldatura, come si vede in Figura 2.14, le zone critiche sono rappresentate dalle TMAZ, proprio dove si realizza una discontinuità nel flusso di materiale.

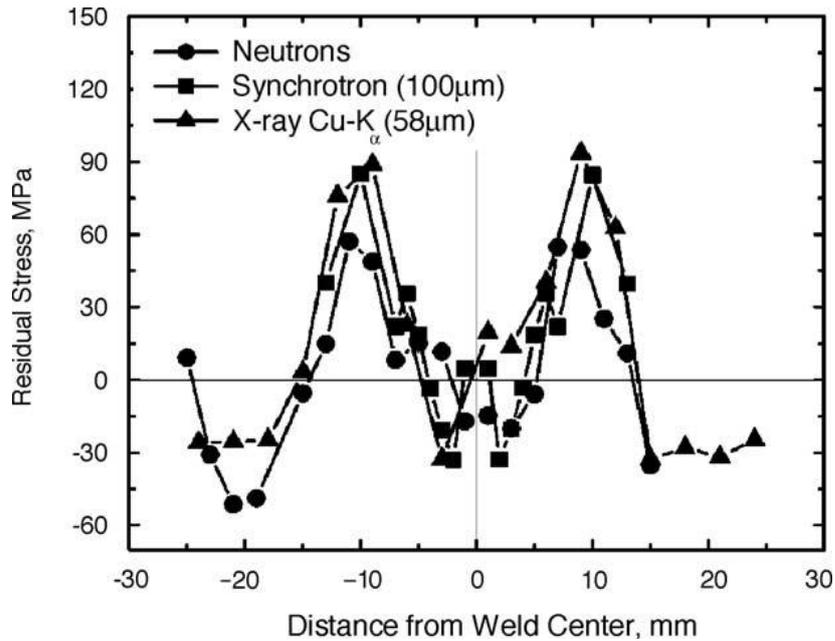


Figura 2.14 – Andamento caratteristico delle tensioni residue sul giunto FSW

2.5.2. Microdurezza

Facendo delle mappe di micro durezza (Vickers), si ricavano delle misure come quelle riportate in Figura 2.15, si vede chiaramente che il cordone ha proprietà più scadenti del materiale base, si rilevano due picchi di minimo in corrispondenza delle TMAZ, mentre in corrispondenza del Nugget si osserva un recupero della durezza.

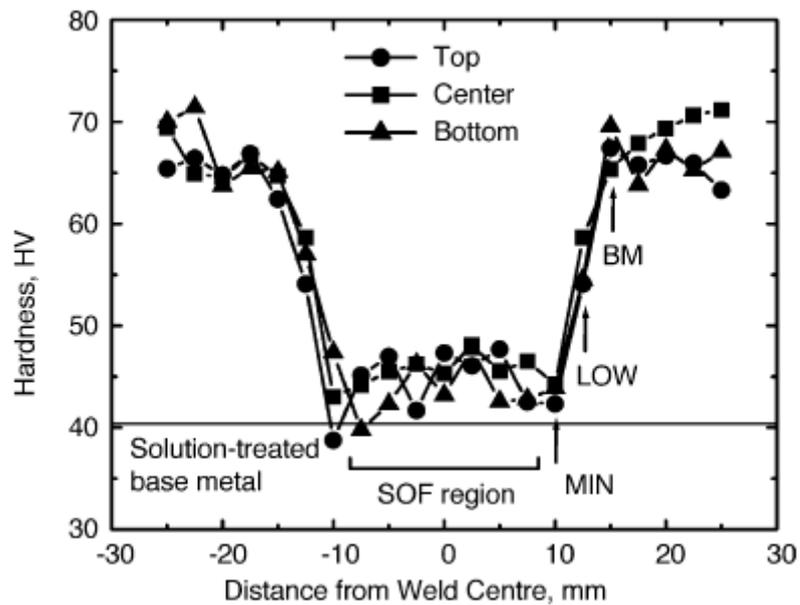


Figura 2.15 – Distribuzione delle Microdurezze all'interno del giunto FSW

2.5.3. Resistenza meccanica

Il principale riscontro delle proprietà meccaniche dei giunti FSW si ottiene attraverso misure di trazione statica. Si osserva un generale decadimento delle proprietà, sia la tensione di snervamento (Y_S o $R_{m0,2}$) che la tensione massima (UTS o R_{max}) dei giunti, si riducono al 60-70% delle corrispondenti proprietà misurate sui materiali di partenza. L'allungamento a rottura risulta estremamente ridotto, non si superano valori pari al 5%. Da ciò consegue che i giunti FSW sono fragili rispetto ai materiali base. Realizzando dei trattamenti termici, si realizza il parziale recupero della resistenza a snervamento, al contrario la sollecitazione massima tende a diminuire ulteriormente. La ricerca di giunti che abbiano una resistenza meccanica adeguata è la forza che spinge verso la ricerca su tale tecnica di saldatura, infatti operando sui parametri del processo si possono variare drasticamente tali caratteristiche meccaniche. Come si potrà osservare in questo lavoro, si possono realizzare dei giunti che realizzano più del 90% delle proprietà del materiale base.

2.5.4. Resistenza a Fatica

In molte applicazioni come nel settore dei trasporti, nelle costruzioni civili, di piattaforme e ponti, e nel settore aerospaziale, è molto importante valutare la resistenza a fatica dei materiali adoperati. Quindi è importante analizzare il comportamento a fatica dei giunti FSW [71-78], si è osservato che per un elevato numero di cicli (circa 10^7) i giunti FSW sono meno resistenti dei materiali base, ma più resistenti dei giunti realizzati con tecniche Laser o Mig. Poiché la resistenza a fatica è legata alla morfologia superficiale del materiale, è necessario realizzare dei cordoni molto uniformi e omogenei per innalzare tale resistenza, quindi è importante operare con basse velocità di rotazione. Il rapporto fra le velocità caratteristiche V_a/N (Weld pitch), non influenza la resistenza a fatica, in generale non è possibile definire una correlazione fra i parametri del processo e la resistenza a fatica. In Figura 2.16 si riporta la misura di tale resistenza condotta al variare della tecnica di saldatura adottata.

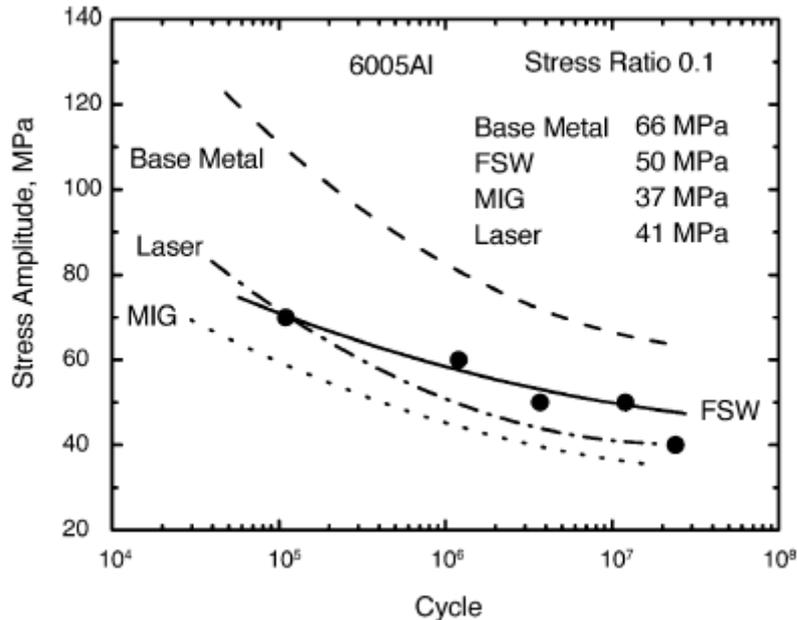


Figura 2.16 – Curve S-N per Materiali base, sldature FSW, Laser e Mig su AA 6005 T5 [71]

2.5.5. Resistenza alla corrosione

Come discusso in precedenza, la FSW risulta costituita da differenti zone microstrutturali (la Nugget zone, la TMAZ e la HAZ), queste zone esibiscono differenti caratteristiche come la dimensione dei grani e la densità di dislocazioni, le tensioni residue e la tessitura, la dimensione e la densità dei precipitati. Quindi ci si aspetta che queste differenti zone esibiscano una differente suscettibilità alla corrosione. Per le applicazioni pratiche è molto importante comprendere il comportamento alla corrosione dei giunti FSW, e evidenziare i meccanismi predominanti, al variare delle leghe utilizzate, nelle varie zone del giunto.

Molti test si realizzano per analizzare il comportamento alla corrosione dei giunti FSW [79-87], alcuni di tipo classico che consentono di valutare l'entità dell'effetto corrosivo creato nelle micro celle galvaniche realizzate fra la varie zone del giunto, altre prove prendono in considerazione l'effetto combinato della corrosione e delle sollecitazioni meccaniche, in questo caso si studia il fenomeno dello Stress Corrosion Cracking (SCC). Questa però è una prova che non fornisce risultati chiari ed uniformi, perchè esistono differenti modalità di applicazione del carico (assiale, flettente, torcente), e differenti modalità di applicazione dell'ambiente corrosivo, molto spesso i test meccanici si conducono solo dopo aver esposto in ambiente corrosivo i provini. Una tipologia di test che prevede l'applicazione simultanea del carico e dell'ambiente corrosivo è la SSRT (Slow Strain Rate Tensile).

2.6. Alluminio

L'Alluminio è un elemento molto diffuso in natura, è un metallo molto leggero che non manifesta eccellenti proprietà meccaniche, al contrario l'Al puro è caratterizzato da una notevolissima resistenza alla corrosione. Per incrementarne la resistenza alle sollecitazioni meccaniche, si utilizzano opportuni elementi alliganti, in questo modo se ne riduce la resistenza a corrosione. Queste due caratteristiche sono purtroppo complementari, l'una viene ottimizzata a scapito dell'altra, è difficile trovare un compromesso adeguato. L'alluminio quando realizza dei legami con altri elementi cambia completamente le sue proprietà, un esempio caratteristico è il corindone chiamato secondo la formula di struttura come ossido di alluminio (Al_2O_3), è la sostanza naturale più dura dopo il diamante, con durezza relativa 9 nella scala Mohs. Alcuni di questi minerali hanno una estrema purezza, che li rende notevolmente preziosi, si parla in questo caso dei ben noti Zaffiri e Rubini. L'ossido di alluminio è fondamentale per la sua resistenza alla corrosione, infatti è proprio un sottilissimo film di questa sostanza, che formandosi sulla superficie esterna compatto e uniforme, protegge il materiali dai fenomeni di degradazione. Tale protezione si realizza spontaneamente a temperatura e pressione ambiente, la sua formazione può essere controllata elettrochimicamente mediante il processo di anodizzazione.

Nei paragrafi successivi, si illustrerà in dettaglio la nomenclatura adottata a livello nazionale ed internazionale per indicare le varie leghe di alluminio. Per quanto possono essere enormi le differenze fra le proprietà meccaniche di ciascuna lega, tutte hanno delle caratteristiche fisiche comuni:

- bassa temperatura di fusione compresa tra i 510 ed i 650°C;
- basso peso specifico, compreso tra 2,66 e 2,85 gr/cm³;
- elevatissima conducibilità elettrica e trasmissività termica;
- % di Alluminio maggiore del 95%.

Tra una lega e l'altra possono verificarsi enormi variazioni delle proprietà, sia meccaniche che di resistenza alla corrosione, come detto in precedenza queste sono complementari. Dovendo lavorare in ambiente fortemente aggressivi ed inquinanti si prediligono le leghe con elevata resistenza alla corrosione, quali le Al serie 5000 e 6000 che sono rispettivamente note con i nomi commerciali PERALUMAN ed ANTICORDAL. Viceversa, se è fondamentale utilizzare un materiale dalle elevate prestazioni meccaniche, ci si orienta verso le leghe Al 2000 e 7000 note commercialmente come AVIONAL ed ERGAL. Queste caratteristiche non subiscono la sola influenza del tipo e la quantità degli elementi alliganti, ma sono modificate anche dai trattamenti termici cui sono sottoposte. Inoltre è importante ricordare che i processi di saldatura forniscono un ulteriore apporto termico, la cui influenza sulle proprietà del prodotto finito è appunto un argomento di discussione nella comunità scientifica.

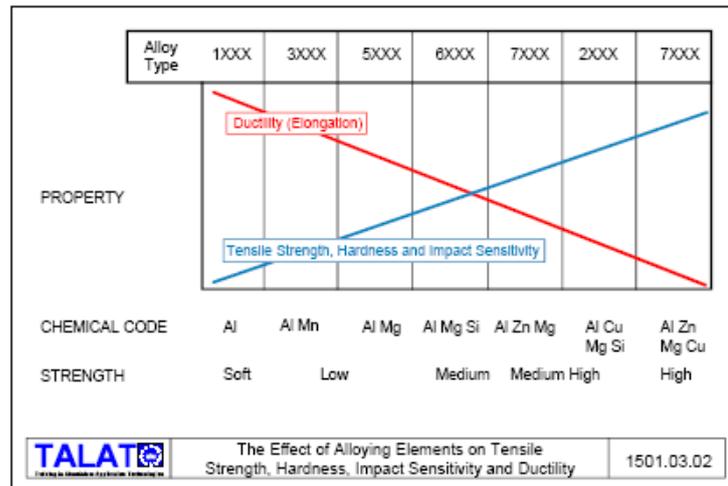


Figura 2.17 - Effetto degli alliganti sulle proprietà meccaniche delle leghe di Alluminio

2.6.1. 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.

Tabella 2.1 - Proprietà dell'alluminio puro.

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	2.65	2,72÷2,76	2,74÷2,78	2,80÷2,95
Resistività incrudito H70	-	2,82÷2,88	2,83÷2,90	2,95÷3,05
Conduttività elettrica ricotto	37,7	36,5	35,7	34,9
Ce incrudito a freddo	-	-	34,5	30,5
Ce getti (m/_-mm2)	-	-	33,3	-
Rm ricotto (N/mm2)	45	50÷80	70÷90	70÷100
Rm incrudito a freddo	110	110÷150	130÷180	140÷200
Rs0.2 ricotto (N/mm2)	15	20÷40	25÷50	25÷50
Rs0.2 incrudito a freddo (H70)	106	90÷150	120÷160	130÷170
Allungamento % A ricotto	48	40÷60	30÷55	30÷50
%A incrudito a freddo (H70)	6	4÷10	4÷9	4÷8
%A getti	-	-	20÷30	-
HB (0.102P=5D2)	16	15÷22	18÷25	20÷27
HB incrudito a freddo (H70)	27	30÷40	35÷45	40÷50
HB getti	14	20	35	38
E (N/mm2)	67000	68000	69000	70000
G (N/mm2)	27000	27000	27000	27000

La Tabella 2.1 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%).

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 e termica k ;
- b) basso peso specifico;
- c) resistenza alla corrosione (si passiva con Al_2O_3).

Gli andamenti di k e della σ 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 allo 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 2.2 sono segnalate le principali caratteristiche dell'alluminio e di una delle sue leghe (esattamente la G-AlSi2MnMg) insieme a quelle di altri materiali, citati per confronto.

Tabella 2.2 - Proprietà fisiche e meccaniche di alcuni metalli.

	Unità di misura	Al	G-AlSi2MnMg	Mg	Cu	Fe	Ti
Densità δ	Kg/m ³	2700	2640	1660	8720	7730	4410
Coefficiente medio di dilatazione termica lineare λ	mm/m•K	24	23	26	16,5	12	8,5
Conducibilità termica k	W/ m•K	235	167	160	400	80	22
Carico di rottura (di snervamento) Rm (Rs)	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 Rm / δ	Pa/(Kg/m ³)	2,6E4	10E4	11E4	5,7E3	3,2E3	12E4

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 Rm dell'alluminio commercialmente puro, a valori di 500÷600 MPa per Rm 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.

2.6.2. 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.

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.

Altri elementi possono essere aggiunti alle leghe di alluminio per modificarne o migliorarne le proprietà o le caratteristiche, con funzione quindi di correttivi. 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.

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.

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.

2.6.3. Classificazione delle leghe di alluminio: generalità

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;
- Leghe Al-Li: caratterizzate da densità molto bassa ed elevato modulo elastico, presentano inoltre una eccellente resistenza alla corrosione.

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.

2.6.3.1. 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.

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

- GS , per i getti colati in sabbia;
- GC , per i getti colati in conchiglia;
- GP , 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. Inoltre, 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.

Oltre a questo tipo di indicazione, per le leghe da fonderia, si fa cenno ad un sistema di designazione ANSI di tipo numerico: 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 Rame e/o Magnesio;
- 4xx.x Silicio;
- 5xx.x Magnesio;
- 7xx.x Zinco;
- 8xx.x Stagno;
- 9xx.x Altri elementi;
- 6xx.x serie non assegnata.

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 (seri 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.

2.6.3.3. 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. 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:

- PL, per le leghe in forma di laminati;
- PE, per le leghe in forma di estrusi;
- PF per le leghe in forma di fucinati;
- PT, per le leghe in forma di trafilati;
- PS, 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 Aluminum Association (A.A.) americana, un organo associativo 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:

1. 1xxx: individua l'alluminio puro o tecnico, con percentuale uguale o superiore al 99.00%.
2. 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.
3. 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.
4. 4xxx: individua come alligante principale il silicio (Al-Si) che è, dopo il ferro, l'impurezza più importante dell'alluminio puro.

5. 5xxx: il principale elemento di alligazione è il magnesio (Al-Mg), che conferisce alla lega particolari doti di resistenza alla corrosione.
6. 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.
7. 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. 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.
8. 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).
9. 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.

2.6.4. 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 ma ci soffermeremo solo sulle ultime.

2.6.5. Modificazione strutturale per via termica: bonifica

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

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

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

- *Tempra strutturale*, detta anche *tempra di solubilizzazione* o di *soprassaturazione*, in base ai fenomeni che hanno luogo con questo trattamento;
- *Invecchiamento* o *riprecipitazione*;
- *Ricotture* di vario tipo: di omogeneizzazione, di eterogeneizzazione, di distensione, di ricristallizzazione, e di stabilizzazione.

L'insieme dei trattamenti di tempra ed invecchiamento prende il nome di Bonifica. La tempra, intesa come trattamento atto ad ottenere una struttura particolare mediante la soppressione di trasformazioni che il diagramma della lega prevede, può essere applicata:

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

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

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

Grazie ai trattamenti termici risultano semplificate le operazioni di formatura (per trafilatura, estrusione, stampaggio) data la contenuta durezza della lega. A lavorazione ultimata, invece, il trattamento termico indurisce il pezzo prodotto a seconda del trattamento termico adottato. Nelle leghe da lavorazione plastica, è poi possibile ottenere notevolissime caratteristiche meccaniche eseguendo una deformazione plastica dopo i trattamenti termici, sovrapponendone quindi gli effetti.

2.6.6. Tempra strutturale o di solubilizzazione

Per comprendere i principi della tempra strutturale, si prenda in esame il caso generale rappresentato nella Figura 2.18, relativo ad una generica lega binaria fra il metallo A e il metallo Z.

Nel caso esaminato, Z si scioglie in A per formare la soluzione solida α stabile anche a temperatura ambiente. La solubilità di Z in A è crescente con la temperatura secondo la linea C-D. La percentuale di Z solubile a temperatura ambiente sia "m" e la massima solubilità, corrispondente al punto D, sia "n" alla temperatura T_e . Al di sotto della curva di solubilità C-D vi sia la coesistenza della soluzione α e del composto A_hZ_k generico.

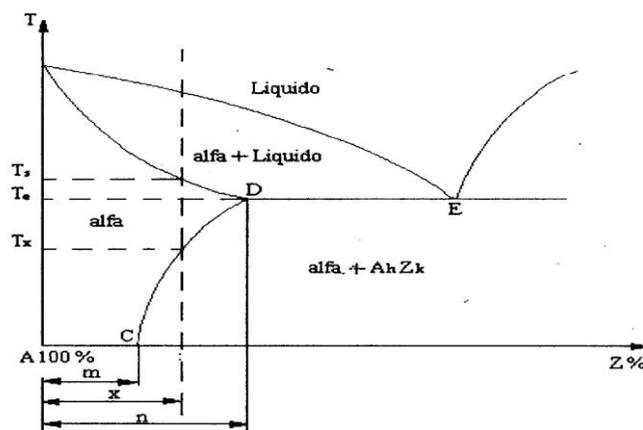


Figura 2.18 - Diagramma di stato di una generica lega binaria A-Z.

Se si riscalda una lega contenente un tenore "n" di Z alla temperatura eutettica T_e (prossima ma comunque inferiore a quella di fusione), si ottiene, dopo un certo tempo, una soluzione monofasica α con titolo "n". È necessario che la temperatura rimanga ferma al valore T_e per un tempo sufficientemente lungo, cosicché il riscaldamento possa consentire la totale solubilizzazione, e quindi la scomparsa, del composto A_hZ_k inizialmente presente. Questo si verifica per tutte le composizioni comprese fra i titoli "m" ed "n" se riscaldate al di sopra della linea C-D.

Si ricorda che, per definizione la "temperatura eutettica" è la temperatura corrispondente all'eutettico del sistema, che rappresenta la miscela per la quale la fusione completa avviene alla temperatura più bassa.

Se la soluzione α così ottenuta viene raffreddata in modo sufficientemente rapido da impedire la riprecipitazione del composto A_hZ_k , si ottiene a

temperatura ambiente una soluzione α soprassatura in cui AhZk è presente in dispersione con dimensioni prossime a quelle atomiche o comunque submicroscopiche. Questo ciclo termico è rappresentato in Figura 2.19, nella quale si può notare come deve variare la temperatura nel tempo e dove si possono facilmente riconoscere gli step sopradescritti.

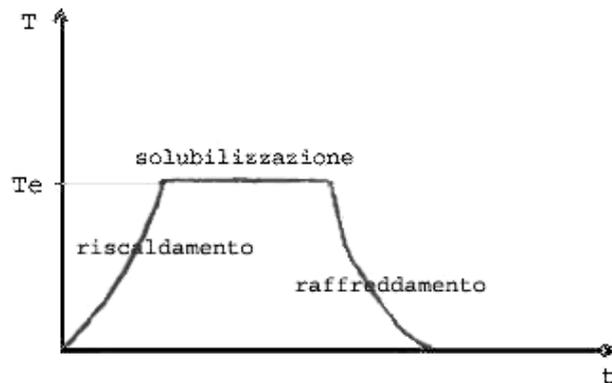


Figura 2.19 - Ciclo termico di solubilizzazione.

Il principio sul quale si basano i trattamenti termici di indurimento, che sfruttano il fenomeno ora descritto, è che la soluzione soprassatura ottenuta è metastabile, ossia tende all'equilibrio strutturale che le compete alla temperatura ambiente. Orbene i miglioramenti delle caratteristiche della lega ottenibili (carico di rottura, durezza, tenacità, ecc.) sono legati alla graduale riprecipitazione, in dimensioni particolari, del composto precedentemente solubilizzato AhZk.

2.6.7. Interpretazione dei fenomeni connessi con la riprecipitazione

Le ragioni che spiegano le notevoli variazioni di caratteristiche ottenibili con la riprecipitazione del composto solubilizzato, sono state oggetto di studi da parte di molti ricercatori, il che ha portato all'elaborazione di varie teorie in qualche modo confermate dalla pratica sperimentale.

In generale, va notato che la velocità di riprecipitazione del composto solubilizzato dipende dalla natura del composto stesso e dalla soluzione α soprassatura, e dalla temperatura alla quale avviene il fenomeno. In alcune leghe si registra la tendenza alla riprecipitazione spontanea a temperatura ambiente in un tempo generalmente abbastanza lungo; in altre, per dar luogo al fenomeno, è necessario un mantenimento per un certo tempo ad una temperatura opportunamente elevata.

Si parla così rispettivamente di leghe ad invecchiamento naturale o artificiale: l'invecchiamento consiste in una riprecipitazione controllata del composto metastabile solubilizzato allo scopo di migliorare alcune caratteristiche della lega. Se quindi si riscalda una lega, precedentemente sottoposta a tempra, ad una temperatura predeterminata e la si mantiene a tale temperatura per tempi opportuni, si rileva un indurimento variabile in funzione del tempo e della temperatura (invecchiamento artificiale). Per alcune leghe si ottengono miglioramenti simili lasciando per un tempo sufficiente il pezzo semplicemente a temperatura ambiente (invecchiamento

naturale o maturazione): ciò può esser fatto per quelle leghe che hanno una soluzione soprassatura a temperatura ambiente un po' meno stabile (tali leghe sono dette autotemperanti). Nella Figura 2.20, viene indicato un esempio di ciclo termico di bonifica.

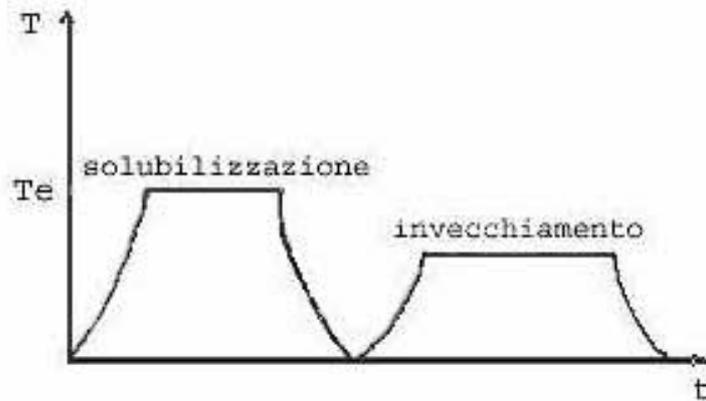


Figura 2.20 - Ciclo termico di bonifica.

È intuitivo che l'influenza della temperatura è legata alla mobilità atomica da cui dipendono i fenomeni di riprecipitazione. Il fenomeno avviene, infatti, per spostamento di atomi del composto, che tendono a raggrupparsi e formare particelle di precipitato. Questo processo, naturalmente, comporta attriti e variazioni di equilibri all'interno del metallo, che sono fortemente dipendenti dalla temperatura e dalle caratteristiche degli atomi interessati.

Premesso che l'indurimento del materiale è conseguente alla precipitazione di particelle minutissime, l'ipotesi che oggi è maggiormente accreditata, in merito al meccanismo di riprecipitazione e di indurimento, prevede che la riprecipitazione dei composti soprassaturati a temperatura superiore a quella ambiente avvenga secondo i seguenti stadi successivi:

- Soluzione solida soprassatura, ottenuta con tempra strutturale;
- Formazione di zone di Guinier-Preston (G.P.);
- Formazione di riprecipitati intermedi;
- Composti in equilibrio.

In Figura 2.21 sono schematizzati i vari stadi sopracitati in un diagramma durezza-tempo.

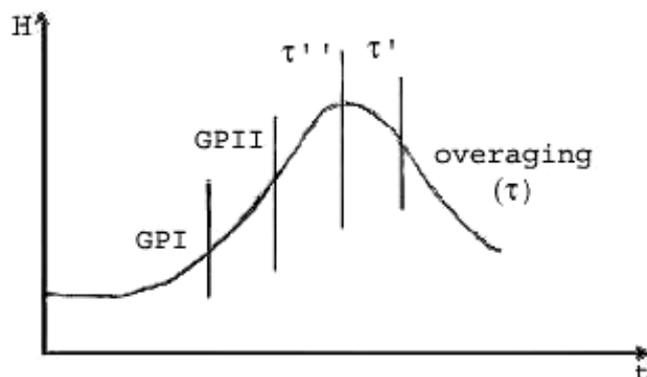


Figura 2.21 - Stadi di riprecipitazione.

Il primo stadio di decomposizione della soluzione solida è rappresentato dalla formazione di aggregati ricchi di soluto e coerenti con la matrice metallica α , denominati zone di Giunier-Preston. Esse sono da considerarsi come eterogeneità particolari in seno alla matrice metallica della quale conservano la struttura cristallina, ancorché distorta. La formazione di zone di Giunier-Preston caratterizza il processo di invecchiamento naturale delle leghe. All'inizio si ha la formazione di poche decine di agglomerati, si parla di zone GPI, che causano un modesto aumento di durezza, poi, col passare del tempo, si formano zone dette GPII, caratterizzate da agglomerati più numerosi, di dimensioni maggiori che conseguentemente causano durezza maggiori.

Temperature superiori di invecchiamento favoriscono la formazione di composti intermedi di dimensioni particolari, detti τ'' , coerenti con l'edificio cristallino della matrice solo in determinate direzioni cristallografiche. Le zone di G.P. funzionano, in tal caso, da germi per la cristallizzazione di tali precipitati.

Successivamente si ha la formazione del precipitato incoerente τ' la cui struttura è proprio quella della fase indurente. Questo tipo di precipitazione avviene perché la soluzione soprassatura, ottenuta per raffreddamento molto rapido, si trova in uno stato tensionale elastico elevato causato dai gradienti termici che si sono creati nel materiale durante il raffreddamento; inoltre, alle temperature elevate di solubilizzazione, si ha una notevole concentrazione di vacanze che, in un certo senso, si "congelano" a temperatura ambiente. Si ottiene quindi un materiale omogeneamente in tensione. Il massimo indurimento della lega si verifica quando la concentrazione di tali precipitati per unità di volume è massima, e ciò è attribuito all'azione di impedimento nei confronti dei movimenti delle dislocazioni esercitato da tali disomogeneità.

Per riuscire a capire le motivazioni per cui la curva di Figura 2.4 ha un tale andamento, ovvero perché il materiale diventa più duro durante il trattamento, bisogna far riferimento, come già accennato, al moto delle dislocazioni nel reticolo e cercare di capire l'influenza dei precipitati coerenti e incoerenti sul loro moto. La presenza di precipitati coerenti comporta un elevato campo di deformazioni, causato dalle diverse dimensioni tra gli atomi di solvente (Al) e di soluto (elemento di alligazione). Tali agglomerati tendono a bloccare il moto delle dislocazioni, le quali tenderebbero naturalmente a muoversi per l'azione dello stato tensionale presente, e questo vincolo al loro moto è la causa dell'incremento della resistenza e della durezza. Nel caso di precipitati incoerenti, e quindi con un invecchiamento artificiale, l'ulteriore incremento di deformazione spinge le dislocazioni a aggirare le particelle, costringendole a piegarsi in forme quasi circolari. In conclusione, la presenza di particelle di precipitati, e lo stato tensionale presente nella matrice metallica che circonda tali agglomerati, causa l'indurimento ostruendo e ritardando il moto delle dislocazioni.

È da notare che, la caratteristica che determina se un precipitato sia coerente o incoerente con la matrice metallica, è legata all'uguaglianza o meno tra il valore delle distanze atomiche nel reticolo della matrice e in quello del precipitato.

Prolungando troppo a lungo l'invecchiamento, l'unica cosa che succede è un aumento di dimensioni del grano che causa una successiva coalescenza (precipitati incoerenti di tipo τ) con un conseguente notevole calo della durezza (overaging o iperinvecchiamento).

2.6.8. 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 tenso corrosione 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 3

Corrosione dell'alluminio: generalità e fondamenti teorici

3.1. Introduzione

Il decadimento tecnologico di un metallo, prodotto da un processo corrosivo, non è soltanto connesso alla dissoluzione macroscopica del metallo, ma si riferisce anche alla riduzione dell'efficienza funzionale della struttura. In ogni caso il degrado del materiale metallico è di natura chimica ed avviene, nel tempo, con una certa gradualità, per cui si può concludere che per corrosione si intende un progressivo decadimento tecnologico ad opera dell'ambiente circostante.

Il nostro studio si è soffermato sulla corrosione umida, ossia in presenza di acqua allo stato condensato, ed in particolare sul pitting, tipologia di corrosione cui l'alluminio e le sue leghe sono più comunemente suscettibili.

3.2. Morfologia dei fenomeni corrosivi

La corrosione sulla superficie di un materiale si può espandere in modo diffusivo, detta *corrosione generalizzata*, oppure può intaccare solo alcune zone, detta *corrosione localizzata*. Quando invece attacca i bordi dei grani cristallini che formano il materiale separandoli l'uno dall'altro è detta corrosione selettiva.

3.2.1. Corrosione generalizzata

- **Corrosione uniforme:** questo tipo di attacco si estende in modo uniforme sulla superficie del materiale. La velocità con cui avviene l'assottigliamento del materiale è prevedibile se sono note le condizioni ambientali.

3.2.2 Corrosione localizzata

Questo tipo di attacco si può particolarizzare come:

- **Corrosione galvanica:** ha luogo su parti della superficie quando siamo in presenza dell'accoppiamento tra materiali di diversa natura.
- **Pitting o Vaiolatura:** è una corrosione localizzata ed è particolarmente subdola e pericolosa, dato che agisce in profondità su areole molto ristrette e tali da sfuggire a un controllo visivo mentre può portare a mettere fuori uso un componente fino a perforare la parte aggredita. E' dunque molto difficile riscontrare l'insorgere di questo tipo di corrosione. L'innesco si verifica nelle zone della superficie dove è più difficile instaurare una condizione di passività stabile. In genere l'ambiente in cui si verifica corrosione per vaiolatura è costituito da soluzioni a debole carattere ossidante e contenenti ioni di Cl^- o Br^- . Si può presentare di tipo penetrante o di tipo cavernoso.

- **Corrosione interstiziale:** dall'inglese *crevice corrosion*. E' una corrosione localizzata e può insorgere quando un manufatto presenta degli interstizi fra due superfici accoppiate di parti metalliche.
- **Corrosione per aerazione differenziale:** a volte l'attacco si manifesta solo su alcune parti della superficie metallica perché l'ambiente è disomogeneo. Ad esempio nel caso di ambienti caratterizzati da disuniforme ripartizione di ossigeno si produce nella zona dove l'ossigeno è carente.
- **Corrosione per fatica:** corrosione localizzata generata dall'applicazione di uno stato di sollecitazione ciclico nel tempo con frequenza apprezzabile. Gli acciai presentano, in assenza di sollecitazioni, un ben determinato limite di fatica (massima sollecitazione ciclica per un certo tempo). In ambiente aggressivo questo limite si riduce notevolmente.
- **Corrosione sotto tensione:** fenomeno di corrosione localizzata. E' da notare che in presenza di sollecitazioni, sia statiche che dinamiche, il processo di corrosione ha delle caratteristiche proprie, differenti da quelle che si avrebbero in assenza delle sollecitazioni. E' un fenomeno molto preoccupante poiché si sviluppa in profondità in zone ristrette del materiale con velocità di penetrazione particolarmente elevata (~1-2 nm/h). E' pericolosa soprattutto perché si manifesta senza segni premonitori. Essa si arresta nel momento in cui viene a cessare la sollecitazione oppure quando il suo procedere provoca nel materiale uno scaricamento delle tensioni accumulate. In genere quando la cricca diventa visibile il materiale diventa irrimediabilmente compromesso per la presenza di profonde cricche (in genere ramificate e ad andamento transgranulare).
- **Corrosione per turbolenza.**
- **Corrosione per urto di liquidi.**
- **Corrosione per cavitazione.**

3.2.3 Corrosione selettiva:

- **Corrosione intergranulare o intercristallina:** è considerata corrosione di tipo selettivo in quanto aggredisce i bordi dei grani di acciai che risultino sensibilizzati. In questa condizione ciascun grano si stacca dagli altri e viene asportato da qualunque azione. Ciò si verifica poiché per effetto della sensibilizzazione si verifica un impoverimento del contenuto in Cr ai bordi del grano a causa della formazione di carburi di Cromo che si formano, portando il tenore di Cr in certe zone <12% (limite inferiore per cui l'acciaio perde le caratteristiche di inossidabilità). In queste condizioni si vengono a formare aree catodiche (interno dei corpi dei grani) e zone anodiche (zone impoverite di cromo adiacenti al bordo grano).

Di seguito riportiamo in figura alcune tipologie di corrosione Figura 3.1:

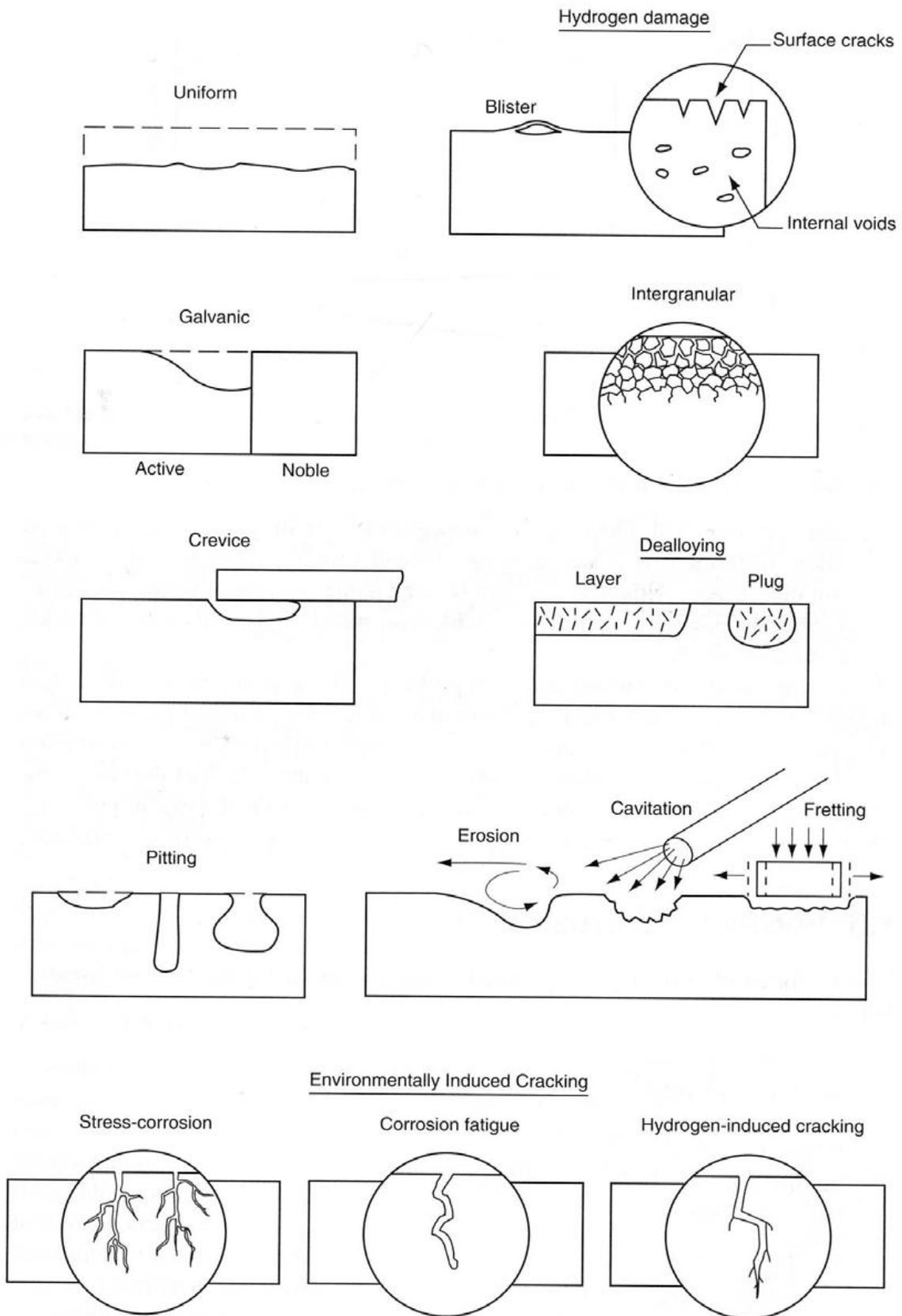


Figura. 3.1 – Tipologie di corrosione

3.3 La velocità di corrosione

- **Condizioni di attacco uniformemente distribuito:**

la velocità di perdita di massa per unità di superficie esposta all'ambiente aggressivo (v_m) è esprimibile come:

$$v_m = \frac{1}{At} |\Delta m|$$

dove Δm è perdita di massa che si verifica nel tempo t e A è l'area della superficie esposta. Se Δm è espressa in mg, A in dm^2 , t in giorni si ha l'unità pratica $1\text{mg}/\text{dm}^2\text{giorno} = 1\text{ mdd}$. La velocità di perdita di massa (v_m) risulta immediatamente significativa qualora interessi conoscere la quantità di metallo che va ad inquinare in certo periodo di tempo un determinato ambiente. Viceversa qualora sia più importante seguire nel tempo l'assottigliamento (la perdita di spessore) è più significativa la velocità di penetrazione dell'attacco (v_p) che è direttamente legata a quella di perdita di massa attraverso la densità del materiale metallico (ρ).

$$v_p = \frac{1}{\rho At} |\Delta m| = \frac{v_m}{\rho}$$

- **Condizioni di attacco localizzato:**

la velocità di penetrazione media sopra definita non sempre fornisce una misura del danno provocato dal fenomeno corrosivo. In questi casi risulta più espressiva la velocità di penetrazione misurata nel punto di massimo attacco. L'unità di misura più usata per la velocità di penetrazione v_p è il $\mu\text{m}/\text{anno}$ ($\mu\text{m}/\text{anno}$, in inglese $\mu\text{m}/\text{y}$). Se v_p è espressa in $\text{m}\mu\text{m}/\text{anno}$, Δm in mg; ρ in g/cm^3 ; A in cm^2 ; t in ore si ottiene:

$$v_p = \frac{87.6}{\rho At} |\Delta m|$$

(la costante 87,6 tiene conto del fatto che in un anno ci sono 8760 ore).

Per i metalli pesanti di maggior uso (ferro, rame e zinco) si ottiene l'equivalenza approssimata seguente:

$$1\text{ mdd} \cong 5\ \mu\text{m}/\text{anno}; \quad 1\ \mu\text{m}/\text{anno} \cong 0,2\text{ mdd}$$

Nei paesi di lingua inglese, oltre al $\mu\text{m}/\text{y}$, è in uso anche l'unità mpy, cioè mils (millesimi di inch) per year ($1\text{ mpy} = 24,5\ \mu\text{m}/\text{anno}$).

Raramente vengono impiegate grandezze come nm/h o pm/s dove nm e pm corrispondono rispettivamente a 10^{-9} e 10^{-12} m.

Spesso nei testi e nei manuali di corrosione il comportamento dei materiali è definito in base ai valori assunti dalla velocità di penetrazione dell'attacco. Ad esempio Fontana e Green nel loro classico Corrosion Engineering, con riferimento alle leghe ferrose e di nichel, correlano il comportamento alle velocità di penetrazione come riportato in Tabella 3.1.

Tabella 3.1. – Correlazione tra il comportamento di materiali ferrosi e la velocità di penetrazione della corrosione

Velocità di corrosione Comportamento	mm/anno	µm/anno	nm/h	pm/s	mils/y
Eccezionale	<0,02	<25	<2	<1	<1
Ottimo	0,02-0,01	25-100	2-10	1-5	1-5
Buono	0,1-0,5	100-500	10-50	5-20	5-20
Così-così	0,5-1	500-1000	50-150	20-50	20-50
Scarso	1-5	1000-5000	150-500	50-200	50-200
Inaccettabile	>5	>5000	>500	>200	>200

Queste correlazioni hanno significato per qualche applicazione nel campo petrolifero o chimico (anche se allo scrivente i valori riportati sembrano alti) ma certamente non nei settori: energetico, nucleare, alimentare, farmaceutico o biomedico delle costruzioni. Ad esempio la corrosione delle armature in costruzioni in c.a. è ritenuta trascurabile solo se non supera 1,5-2 µm/anno; oppure, secondo la direttiva europea, il rilascio di nichel da oggetti destinati a venire a contatto prolungato con la pelle deve essere minore di 2µg/cm² settimana.

3.4 Corrosione a umido e corrosione a secco

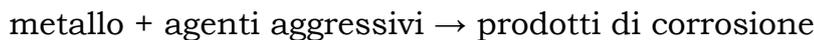
La corrosione dei materiali metallici può essere principalmente di due tipi: a umido o a secco. Si ha corrosione a umido quando il materiale metallico è a contatto con un ambiente contenente acqua; corrosione a secco quando l'ambiente è invece costituito da atmosfere gassose ad elevata temperatura. Ci sono altri ambienti, quali i sali e i metalli fusi, le soluzioni non acquose, la cui azione aggressiva non si può far rientrare né nella corrosione a umido né in quella a secco. In questi casi i fenomeni corrosivi possono assumere aspetti caratteristici sia della corrosione a umido che di quella a secco. La distinzione tra corrosione a umido e corrosione a secco è importante in quanto il meccanismo con cui si producono i due tipi di corrosione è diverso.

- Nel caso della corrosione a umido (di gran lunga la più importante), il meccanismo del fenomeno è di tipo elettrochimico, corrispondente cioè al funzionamento di sistemi galvanici, in cui il processo di corrosione è la risultante di un processo anodico di attacco del materiale metallico, accoppiato ad un processo catodico di riduzione di una specie chimica presente nell'ambiente. Pertanto i processi di corrosione a umido seguono le leggi della termodinamica e della cinetica elettrochimica.
- Nel caso della corrosione a secco invece il meccanismo è di tipo chimico nel senso che i processi di corrosione sono soggetti alle leggi della termodinamica e della cinetica chimica caratteristiche delle reazioni eterogenee. Tuttavia, in relazione alla formazione sulla superficie metallica di strati di prodotti di reazione (ad es. strati di ossidazione), la cinetica di tali processi corrosivi è in genere più complicata, in quanto la velocità di attacco

è legata a diversi fattori, come l'aderenza e il grado di compattezza del film o la porosità degli strati, il tipo di conduzione (ionico od elettronico) e quindi il valore della loro conducibilità. In particolare, lo stadio relativo all'accrescimento di strati di ossido è ancora interpretato mediante un meccanismo di tipo elettrochimico.

3.5 Meccanismo elettrochimico

La corrosione di un materiale metallico M può essere schematizzata dalla seguente reazione:



Quando la corrosione è "a umido", la reazione scritta è risultante di due reazioni elettrochimiche:

- una reazione **anodica**, che provoca l'ossidazione di costituenti del materiale metallico e rende disponibili elettroni nella fase metallica;
- una reazione **catodica** che sottrae tali elettroni dalla fase metallica per ridurre una o più specie presenti nell'ambiente.

In effetti il processo di corrosione completo dà luogo, oltre che alle due reazioni elettrolitiche appena viste, ad altri due processi e cioè:

- al trasporto all'interno della fase metallica degli elettroni dalla zona anodica dove sono prodotti alla regione catodica dove vengono consumati e quindi, siccome gli elettroni sono cariche di segno negativo, ad una corrente convenzionale in senso opposto;
- alla circolazione all'interno dell'elettrolita di una corrente, portata questa volta dagli ioni, dalla regione anodica a quella catodica, per cui il circuito si chiude. Naturalmente gli ioni positivi si muovono nel senso della corrente, quelli negativi in senso contrario. Riassumendo: ogni processo di corrosione è costituito dai quattro processi in serie riportati in Figura. 3.2:

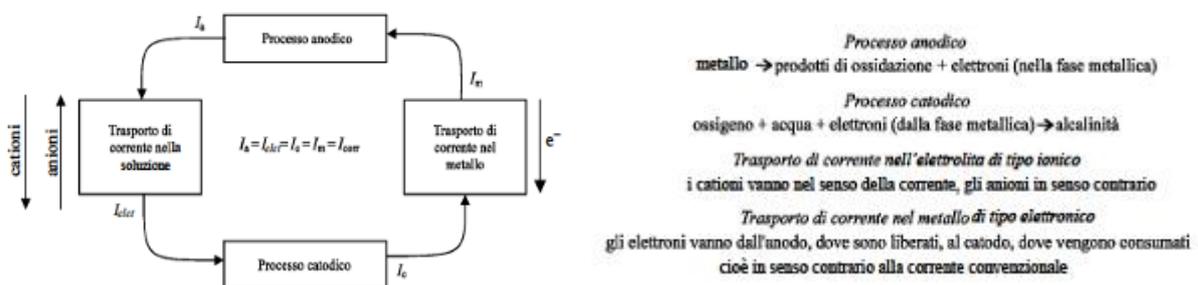


Figura. 3.2 - Schematizzazione del meccanismo elettrochimico del processo corrosivo

Questi quattro processi si producono con la stessa velocità. Infatti, il numero di elettroni liberati dalla reazione anodica nell'unità di tempo, cioè la corrente scambiata alla superficie metallica in senso anodico (I_a); quello degli elettroni che nello stesso tempo vengono consumati dalla reazione catodica, cioè la corrente scambiata in senso catodico (I_c); la corrente che passa all'interno del metallo dalla regione anodica dove gli elettroni sono prodotti a

quella catodica dove sono consumati (I_m); e infine la corrente (I_{el}) che, circolando all'interno dell'elettrolita dalla regione catodica a quella anodica, chiude il circuito, devono essere uguali tra loro:

$$I_a = I_c = I_m = I_{el} = I_{cor}$$

Il valore comune di queste correnti (I_{cor}) misura, in unità elettrochimiche, la velocità del processo di corrosione. Per meglio capire il meccanismo elettrolitico riportiamo le esperienze di Evans, il quale dimostrò che i metalli si possono corrodere anche in assenza di impurezze, in ambienti di qualsiasi pH, spesso proprio a causa dell'ossigeno disciolto nella soluzione. Nelle quali utilizzò: delle barrette di ferro, una soluzione aerata neutra contenente KCl (3%) e due indicatori: il ferricianuro di potassio che colora in blu la soluzione in presenza di ioni Fe^{2+} , e la fenoftaleina che invece vira al rosa a pH superiori a 9; per misurare la corrente, un amperometro.

3.5.1 Prima esperienza di Evans

Ponendo su una lamina di ferro una goccia di soluzione si osserva che inizialmente sulla superficie bagnata dell'acciaio si formano piccoli punti di blu e macchioline rosa (Fig. 3.3, a) distribuiti a caso. Le aree blu che indicano la presenza di ioni Fe^{2+} individuano i punti in cui si è prodotta l'ossidazione del ferro, mentre quelli rosa i siti dove l'ossigeno si è ridotto producendo alcalinità. La distribuzione delle aree blu e rosa si modifica nel tempo e nel giro di qualche ora o di qualche giorno la superficie blu si localizza al centro della goccia e quella rosa della fenoftaleina al bordo della goccia. Intanto man mano gli ioni Fe^{2+} diffondono verso le zone esterne della goccia ricche di ossigeno vengono ossidati a Fe^{3+} che si separa come $Fe(OH)^3$ in una regione intermedia tra il centro e il bordo (Fig. 1.3, b-c) della goccia. Al termine dell'esperimento la corona esterna della goccia risulta in attaccata mentre al centro si osserva un cratere di corrosione.

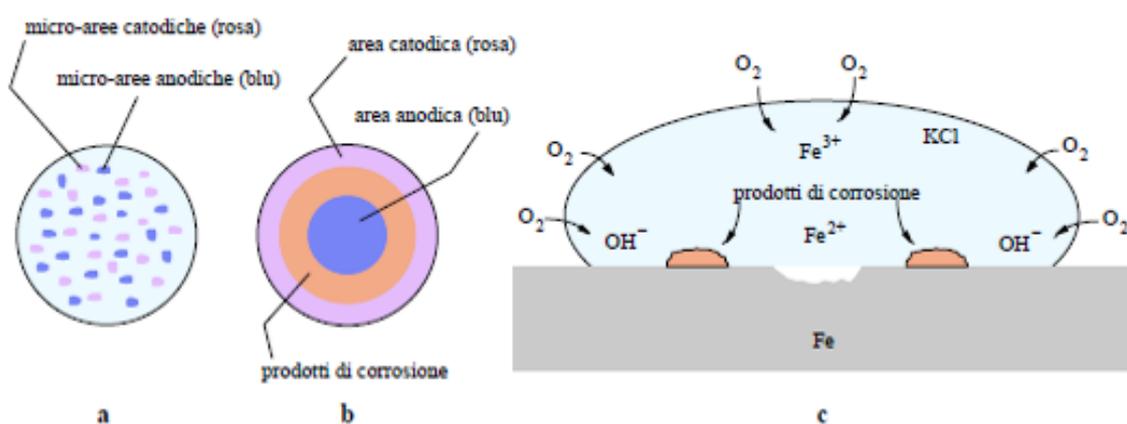


Figura. 3.3 - L'esperienza della goccia: a) condizioni iniziali; b), c) condizioni a regime

Questa esperienza prova che anche in soluzione aerata neutra l'attacco corrosivo del ferro si produce con meccanismo elettrochimico attraverso i processi, elettrochimici appunto, di ossidazione del ferro (processo anodico) e

di riduzione di ossigeno (processo catodico) che hanno luogo su aree separate della superficie metallica che funzionano rispettivamente da area anodica e da area catodica. Siccome il processo di ossidazione libera elettroni mentre quello di riduzione li consuma, risulta evidente (anche se questa esperienza non lo prova direttamente) che all'interno del metallo circola una corrente dalla zona catodica a quella anodica e in senso contrario all'interno della soluzione.

L'esperienza mostra anche come il meccanismo elettrochimico possa portare ad "un'organizzazione" del fenomeno corrosivo: all'inizio casualmente distribuito su tutta la superficie e poi, a regime, localizzato al centro della goccia dove l'ossigeno diffonde meno facilmente. Il criterio organizzatore dettato dalle condizioni al contorno imposte dalla goccia, che portano a una disuniforme ripartizione di ossigeno al suo interno, alla fine decide la morfologia dell'attacco. È da notare che la presenza di un film continuo di spessore uniforme di elettrolita alla superficie del metallo farebbe venir meno, assieme alla disuniforme ripartizione di ossigeno, anche il criterio organizzatore per cui l'attacco manterrebbe nel tempo la morfologia iniziale, di conseguenza tutta la superficie risulterebbe coperta da prodotti di corrosione.

3.5.2 Seconda esperienza di Evans

La seconda esperienza mette in evidenza la corrente che circola nel materiale metallico che si corrode tra le regioni anodiche e catodiche. È necessario premettere che su una striscia di ferro (o di zinco) immersa in un cilindro contenente la soluzione prima descritta, l'attacco si produce preferenzialmente sulle aree più lontane dalla superficie della soluzione (tratteggiate in Figura. 3.4a) e il processo di riduzione di ossigeno su quelle più vicine.

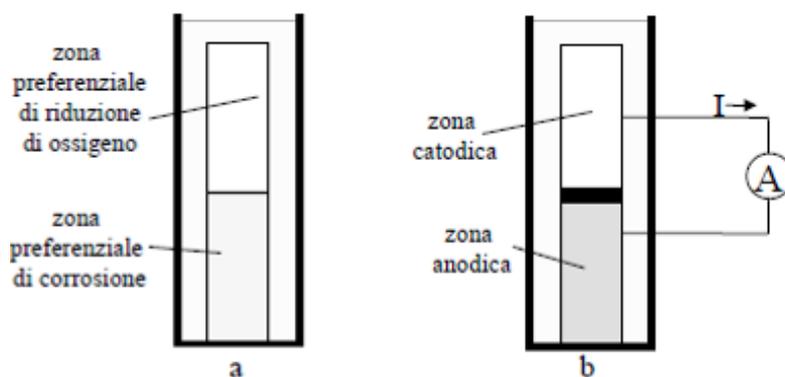


Figura. 3.4 - Schematizzazione della seconda esperienza di Evans

Come nel caso della goccia l'attacco tende a localizzarsi nelle zone dove l'ossigeno, una volta consumato quello inizialmente presente, trova difficoltà ad essere ripristinato, mentre la riduzione di ossigeno nelle zone in cui il suo accesso è favorito. L'esperimento consiste dunque nel ritagliare la striscia di ferro lungo la linea di separazione tra le aree corrose e quelle non corrose e

poi nel riunire i due pezzi ottenuti con un giunto isolante in modo che risultino connessi elettricamente solo attraverso un circuito esterno (ovviamente isolato dalla soluzione) in cui è inserito un amperometro come indicato in Figura. 3.4b. L'amperometro mostra che nella striscia di metallo così ricostruita e immersa nella soluzione circola (grazie al cortocircuito esterno) una corrente dalle regioni superiori non attaccate e quelle inferiori corrose. Le prime fungono quindi da catodo, le seconde da anodo. Perché il circuito si possa chiudere anche all'interno dell'elettrolita deve circolare una corrente questa volta dalle aree anodiche a quelle catodiche.

Queste nozioni sono alla base dei fenomeni corrosivi come quello di Stress Corrosion Cracking di cui ci andremo ad occupare di seguito, per poi realizzare un'attrezzatura che ci permetta di analizzare questo fenomeno su provini in alluminio.

3.6. Corrosione per pitting: generalità

Per vaiolatura o "pitting" si intende una forma di corrosione localizzata, con effetto perforante, che può determinare, in brevissimo tempo, il deterioramento della struttura metallica. Il pitting può risultare di tipo penetrante (Figura. 3.5a) o di tipo cavernizzante (Figura. 3.1b) e la sua intensità può portare alla rapida perforazione della parete metallica.

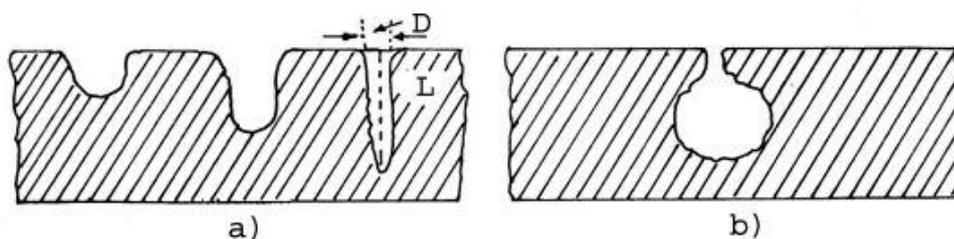


Figura. 3.5 - a) pitting penetrante; b) pitting cavernizzante.

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

Dal punto di vista morfologico, non esiste, per la definizione di pitting, un rapporto minimo D/L tra diametro esterno e profondità del pitting, ma in generale L risulta sempre molto maggiore di D , il cui valore medio si aggira tra 0.1 e 1 mm, ma che talvolta può assumere anche dimensioni microscopiche. La formazione di pitting si verifica solo quando particolari tipi di materiali metallici sono sottoposti a specifiche condizioni di corrosione; tali materiali sono quelli attivo-passivi e comprendono alluminio, ferro, nichel, magnesio, zirconio, zinco, rame, stagno, ed alcune leghe quali gli ottoni e gli acciai inossidabili, che risultano affetti da corrosione per pitting per azione di

soluzioni a debole carattere ossidante contenenti ioni specifici (ad esempio alogenuri, perclorici, ecc.); in particolare l'acqua di mare risulta un ambiente estremamente favorevole alla corrosione per pitting per la presenza dello ione Cl^- .

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

Al primo stadio di innesco, fa seguito un secondo stadio di sviluppo con effetto essenzialmente autostimolante, che può conferire al pit aspetti morfologici diversi, ed andamenti alcune volte assolutamente imprevedibili. Tuttavia in linea generale si può affermare che:

- il pitting tende a seguire la gravità (fig. 3.6a), con il che il pitting innescato su pareti verticali assume tendenzialmente una direzione di accrescimento in senso verticale; talvolta è sufficiente variare la posizione del metallo per variare la direzione di accrescimento del pitting;
- il pitting tende ad evitare le superfici (Figura. 3.6b) risentendo dell'effetto negativo esercitato dalle pareti del metallo e dal loro diverso grado di incrudimento.

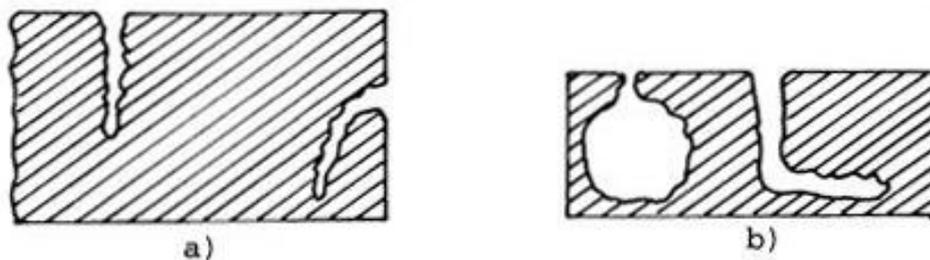


Figura. 3.6 - Accrescimento del pitting: a) effetto della gravità; b) effetto delle pareti.

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

3.7. Reazioni anodiche

Prima di mostrare il meccanismo di innesco di un processo di pitting, mostriamo prima il comportamento caratteristico di un metallo passivabile, quale è l'alluminio insieme con le sue leghe, evidenziandone i parametri caratteristici della curva di polarizzazione anodica (Figura. 3.7).

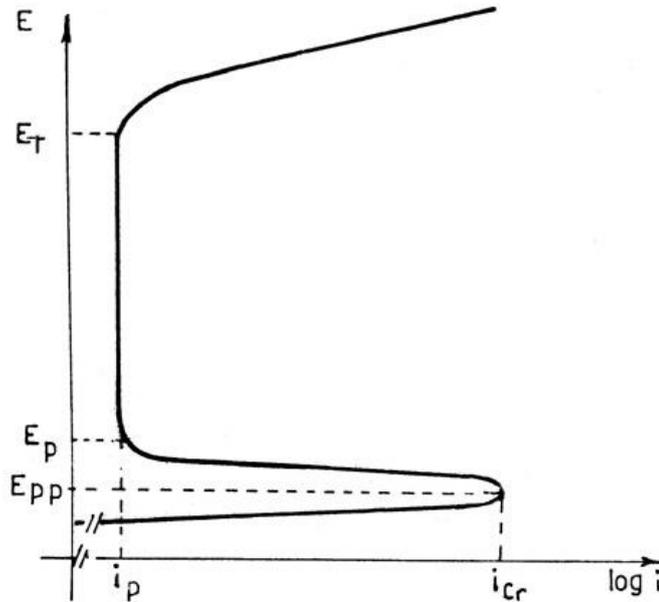


Figura. 3.7 - Curva di polarizzazione anodica caratteristica di un metallo passivabile.

Parametri caratteristici di tale curva risultano essere:

- i_p : densità di corrente di passività;
- i_{cr} : densità di corrente critica di passivazione;
- E_{pp} : potenziale primario di passività;
- E_p : potenziale di passività;
- E_T : potenziale di transpassività.

A potenziali inferiori ad E_{pp} il metallo è in zona di attività e si corrode con velocità che può raggiungere il valore massimo i_{cr} . Ai potenziali compresi tra E_{pp} e E_p il metallo è in zona di passività instabile e si corrode in condizioni molto simili a quelle della politura elettrolitica. Ai potenziali compresi tra E_p e E_T il metallo è in zona di passività stabile e si corrode con velocità costante e pari a i_p . per potenziali superiori a E_T il metallo è in zona di transpassività e si corrode con correnti maggiori di i_p .

Il valore di i_p dipende, oltre che dalla natura del metallo, dalla aggressività della soluzione, dalla temperatura, dalla porosità dello strato passivante. Il suo significato è quello di una corrente anodica che tende a ripristinare lo strato di passività che viene via via disciolto dal processo corrosivo: perciò maggiore sarà l'aggressività della soluzione, maggiore sarà il valore di i_p e minore il grado di protezione dello strato di passività. Al limite si avrà che per ambienti estremamente corrosivi i_p sarà molto grande e non sarà più

possibile alcuna pratica azione passivante del metallo. La conclusione è che lo stato di passività è in relazione alla stabilità del composto passivante nell'ambiente aggressivo e che tale composto formato in condizioni dinamiche, si mantiene stabile in condizioni altrettanto dinamiche se si fornisce una corrente anodica che formi la quantità di composto che viene contemporaneamente disciolto dalla soluzione. Quando tale corrente viene a mancare, il metallo riassume il suo stato di attività.

3.8. Processi d'innescò

Come accennato precedentemente, il pitting tende ad innescare e a svilupparsi su superfici passive, quali l'ossido superficiale dell'alluminio, in corrispondenza dei punti in cui lo stato di passività risulta più labile: esso è quindi il risultato del cedimento del film di passività in corrispondenza di quei punti della superficie ove si verifichi in maggior misura una disuniformità strutturale, chimica o fisica (es. bordi dei grani, segregazioni, inclusioni, microcricche, bande di trasformazione cristallografica, dislocazioni emergenti, punti a maggior grado di incrudimento, ecc.). La distruzione dei film avviene principalmente per intervento di ioni specifici che per la quasi totalità dei casi, è costituita dagli ioni cloro presenti nelle soluzioni adottate per le indagini. La loro azione specifica si traduce nella riduzione del campo di stabilità dei potenziali passivi, e nell'aumento della corrente di passività e della corrente critica di passivazione.

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

L'innescò del pitting può quindi essere considerato, come legato ad un meccanismo di "breakdown" della passività nei punti più labili e l'influenza dei cloruri può essere vista come relativa alla creazione di condizioni superficiali o ambientali che promuovano tale breakdown. Caratteristica fondamentale del processo di breakdown risulta quindi il livello del potere aggressivo della soluzione, che, per promuovere il processo d'innescò dovrà essere tale da favorire l'attacco in corrispondenza dei punti di maggior labilità del film di passività lasciando inalterato il resto della superficie metallica passiva. Si tratta quindi di condizioni ambientali assai aggressive legate indissolubilmente al potenziale del processo catodico.

La situazione che può portare ad innescò di corrosione per pitting è rappresentabile come in Figura 3.8 dove è indicato per un sistema generico, il comportamento anodico ideale dei punti di una superficie metallica a passività più stabile (curva 1) e, per la stessa superficie metallica, il comportamento anodico dei punti a passività più labile (curva 2). Tali curve delimitano una vera e propria "fascia di passività" che comprende il comportamento anodico di tutti i punti della superficie.

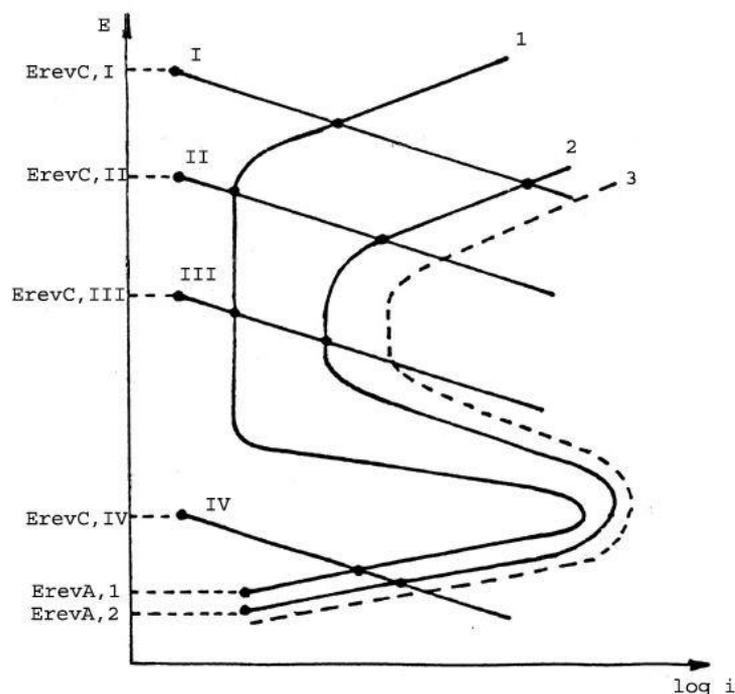


Figura. 3.8 - Meccanismo di innesco di corrosione per pitting e ruolo di processi catodici a differente potenziale redox (I, II, III, IV).

Risulterà promotore di processo di innesco di corrosione per pitting un qualsiasi processo catodico che sarà in grado di stabilire un potenziale che risulti fuori il campo di passività per i punti con processo anodico simili alla curva 2, e potenziali inclusi nel campo di passività per i punti con processo anodico simile alla curva 1, ad esempio il processo catodico II. Il processo catodico I potrà dare pitting accompagnato da abbondante corrosione generalizzata in zona di transpassività, data l'intersezione con la curva 1 in tale campo. Il processo III non promuoverà corrosione in quanto ricade nel campo di passività per tutti i punti della superficie. Il processo IV promuoverà esclusivamente corrosione di tipo generalizzato in zona di attività.

L'intervento stimolante dei cloruri per l'innesco della corrosione per pitting va inteso, quindi, nel senso della tendenza a fare assumere ad un numero sempre maggiore di punti in superficie comportamenti del tipo della curva 2 o anche peggiori (es. curva 3), in cui i bassi valori del potenziale di transpassività favoriscono i processi di breakdown del film di passività.

È logico osservare, quindi, come il valore del potenziale di transpassività E_T (vedi Figura. 3.7) per un metallo (o potenziale di breakdown), possa assumere una notevole importanza orientativa nella determinazione del cosiddetto "potenziale critico di pitting", ossia quel potenziale al di sopra del quale il pitting, o altro tipo di corrosione localizzata strettamente legato alla protettività del film di passività, si può verificare. Esso viene comunemente assunto come indice della resistenza di un materiale metallico al pitting o alla corrosione localizzata.

3.9. Reazioni catodiche

Le reazioni catodiche che soddisfano le condizioni esposte al paragrafo precedente e che più comunemente danno luogo a formazione di pitting sono quelle di riduzione dell'ossigeno, la cui curva di polarizzazione è rappresentata in Figura 3.9.

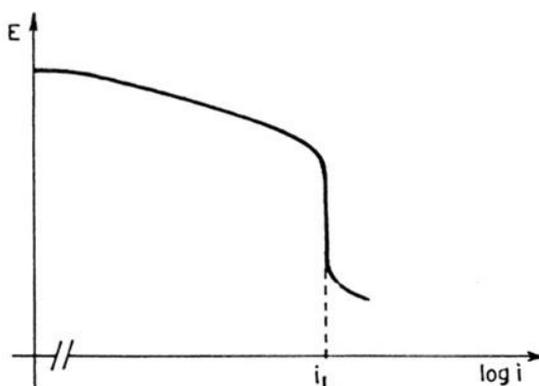


Fig. 3.9 - Curva di polarizzazione catodica dell'ossigeno.

Dal punto di vista cinetico, la velocità di corrosione per pitting promossa da reazioni di riduzione dell'ossigeno è limitata dalla sua solubilità in soluzione, dalla portata del processo diffusivo e in particolar modo dalla tipologia della superficie metallica sulla quale avviene la scarica dell'ossigeno: questo fattore risulterà determinante nella successiva analisi sul differente comportamento elettrochimico delle due leghe di alluminio esaminate.

Per raggiungere la superficie del metallo, l'ossigeno deve prima sciogliersi nella soluzione, ed essendo la solubilità dell'ossigeno in acqua relativamente piccola, il suo trasporto, affidato esclusivamente a moti diffusivi e convettivi trattandosi di specie non ionica, costituisce spesso lo stadio più lento e cineticamente determinante. Per questo motivo la curva di polarizzazione per la riduzione catodica dell'ossigeno su un generico metallo è caratterizzata da una corrente limite i_L , che non dipende dalla natura del metallo, ma dal coefficiente di diffusione dell'ossigeno nella soluzione, dalla temperatura e dall'agitazione dello strato di diffusione.

In ogni caso, qualunque sia il tipo di reazione catodica, la velocità di corrosione per pitting dipende notevolmente dalle condizioni ambientali qui di seguito indicate:

- Temperatura: l'aumento di temperatura fa crescere, l'intensità del pitting, ma oltre a un certo limite di temperatura, la solubilità dell'ossigeno viene depressa notevolmente influenzando negativamente sull'intensità del pitting;
- Concentrazione ioni specifici (es. Cl^-): in generale l'intensità del pitting aumenta con regolarità con l'aumento dei cloruri in soluzione. Tuttavia tale effetto stimolante cessa quando la diminuzione di solubilità dell'ossigeno dovuta al cloruro è tale da bilanciare negativamente l'effetto anodico stimolante dei cloruri stessi, per cui le soluzioni sature

di cloruro corrispondono ad un minimo di attività agli effetti del pitting. L'acqua di mare, per l'entità del suo contenuto salino ($\approx 3.5\%$) corrisponde a condizioni ottimali di corrosione per pitting;

- Prodotti di corrosione: sono insolubili in caso di pitting da ossigeno, e per questo producono azione schermante risultando stimolanti dei processi localizzati.

3.10. Fattori promotori di pitting

- Interstizi: essendo le superfici schermate più difficilmente raggiungibili dall'ossigeno, gli interstizi, di conseguente passività più labili, favoriscono i processi di innesco del pitting;
- Asperità superficiali: favoriscono i processi di innesco specialmente nella zone di massimo raggio di curvatura, essendo tali punti di maggior energia superficiale, passivabili con più difficoltà. Al limite una superficie smerigliata grossolanamente risulta molto suscettibile a pitting mentre invece una superficie speculare risulta assai resistente;
- Trasmissione termica: le zone ad alta trasmissione termica risultano a passività più labile a causa delle alte temperature raggiungibili e perciò più suscettibili a pitting;
- Fattori geometrici: come già accennato il pitting risente degli effetti della gravità che favoriscono lo sviluppo ad orientazione verticale all'interno e all'esterno del pit. Inoltre il pitting si forma preferenzialmente nelle zone più difficilmente raggiungibili dall'ossigeno e quindi a passività più labile (Figura. 3.10).

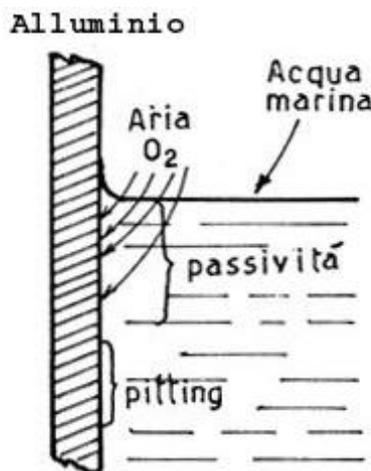


Figura. 3.10 - Esempio di zona suscettibile al pitting per difficoltà di aerazione.

3.11. Meccanismo del pitting

Come già accennato in precedenza, la reazione anodica di dissoluzione del metallo, localizzata al punto di innesco, porta alla formazione di piccole cavità nelle quali si instaura rapidamente una situazione particolare regolata da fenomeni di trasporto e di diffusione il cui risultato, agli effetti della composizione della soluzione, è quello di una maggiore concentrazione in Cl^- . Se si considera un processo di pitting in corso su una superficie di alluminio a contatto con una soluzione neutra, aerata, di NaCl (es. 3.5%), la situazione può essere rappresentata con lo schema di Figura. 3.11 in cui è rappresentato il macroelemento galvanico promotore di pitting.

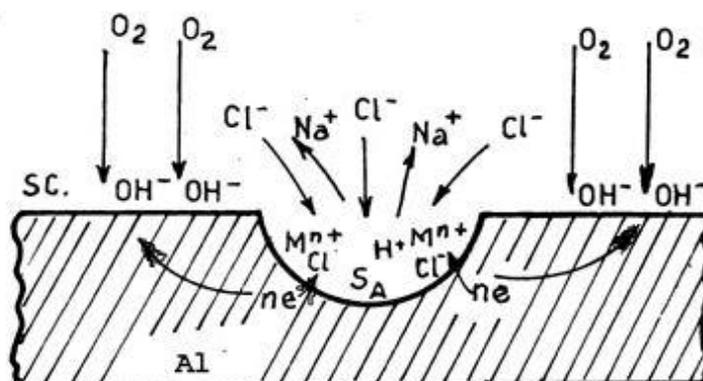


Figura. 3.11 - Macroelemento galvanico promotore di pitting.

La reazione catodica in corso sulla vasta area catodica SC bilancia la reazione anodica localizzata di dissoluzione del metallo e produce ioni OH^- che concorrono al mantenimento delle condizioni catodiche di SC e quindi, con azione preventiva nei riguardi della formazione di altri pits. La reazione anodica produce ioni Al^{+3} , e altri derivanti da eventuali impurezze, che si accumulano rapidamente nell'interno del pit; la reazione risulta di particolare intensità a causa dell'alto rapporto SC/SA che crea forte addensamento di linee di corrente in corrispondenza dell'area anodica.

Nell'interno della soluzione, il passaggio di corrente è accompagnato da fenomeni di trasporto con contributo quasi totale degli ioni Na^+ e Cl^- , essendo del tutto trascurabile l'apporto degli ioni H^+ e OH^- provenienti dalla dissociazione dell'acqua. In corrispondenza della zona anodica si avrà perciò la scomparsa pressoché totale di ioni Na^+ oltre ad un arricchimento graduale di Cl^- e relativa formazione di cloruri metallici (di Al) facilmente idrolizzabili; l'azione specifica dei cloruri e l'aumento di acidità libera dovuta ai processi di idrolisi assicurano lo stato di attività del metallo nell'interno della cavità; contemporaneamente l'alto peso specifico dei prodotti di corrosione agisce nel senso di uno sviluppo del processo di corrosione in senso verticale.

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

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

3.12. Pitting dell'alluminio

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

Per l'alluminio, particolare importanza assumono le impurezze tanto che in generale l'alluminio di grado commerciale (99,5%) risulta assai più suscettibile al pitting dell'alluminio raffinato (99,99%). Il ruolo delle impurezze, considerate sia come componenti volutamente introdotti in lega, sia come composti accidentali, è essenzialmente quello di formare con l'alluminio composti intermetallici precipitati che, a seconda che giochino ruolo catodico od anodico rispetto alla superficie del metallo, possono risultare promotori o no di corrosione per pitting, come sarà meglio mostrato in seguito.

Il rame, ad esempio, dà con l'alluminio composti intermetallici del tipo Al_2Cu che precipitano in seguito al trattamento di invecchiamento: tali composti intermetallici per le loro caratteristiche essenzialmente catodiche risultano sedi preferenziali per la riduzione catodica dell'ossigeno con formazione di alcalinità locale che agisce sul film di ossido, sciogliendolo; si ottengono così curiose forme di pitting anulare a sezione caratteristica (Figura. 3.12) che mantengono, durante la fase di penetrazione, le caratteristiche geometriche dell'attacco superficiale (Pitting a pinnacolo).

Per leghe di alluminio con rame (durallumini) alle migliori qualità meccaniche fa riscontro, a causa di quanto ora affermato, notevole suscettibilità al pitting. Nel caso, viceversa, delle leghe con magnesio i composti intermetallici assumono ruolo anodico rispetto alla superficie del metallo, che risulta perciò assai poco suscettibile al pitting.

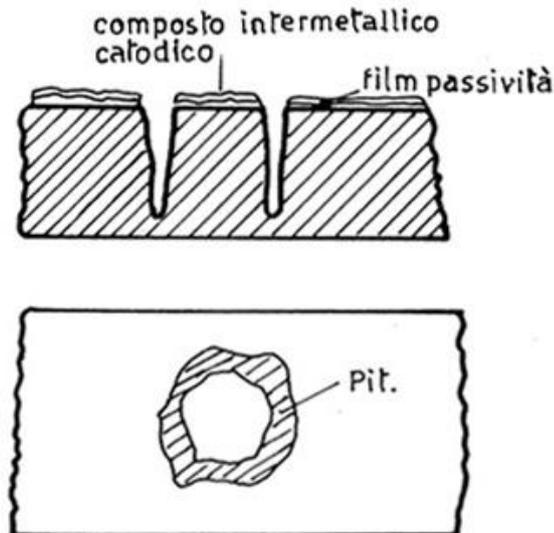


Figura. 3.12 - Pitting a pinnacolo

In ogni caso trattamenti passivanti risultano efficaci per l'alluminio per il rafforzamento del film di passività; in più, per l'alluminio si presentano le possibilità offerte dai trattamenti di anodizzazione che possono creare films di notevole resistenza anche in ambiente industriale e marino.

Per quanto riguarda la suscettibilità al pitting delle zone adiacenti la saldatura, per l'alluminio si ha la formazione superficiale di ossidi anidri di struttura diversa da quello naturalmente formato sul metallo e di maggior suscettibilità all'innescio di pitting. Per l'alluminio, perciò, sarebbe necessario ricorrere a trattamenti decapanti, di sabbiatura e di ripassivazione post saldatura allo scopo di ripristinare il film naturale di passività.

Capitolo 4

Stress Corrosion Cracking SCC

4.1 Introduzione

Della corrosione sotto sforzo sono stati descritti i caratteri generali nel capitolo I, ricordiamo che: la SCC è un fenomeno che è caratterizzato dall'azione sinergica di un ambiente anche blandamente aggressivo e di uno stato di sollecitazione con valori inferiori a quelli con cui si ottiene una rottura puramente meccanica, azione che produrrà nel manufatto la propagazione di cricche locali con inaspettati cedimenti, aspetto questo dell'improvviso cedimento che rende molto pericoloso questo tipo di attacco. Ora si andranno a descrivere dettagliatamente tutti gli aspetti che regolano questa tipologia di corrosione.

4.2 Morfologia e condizioni di insorgenza

La rottura per corrosione sotto sforzo non produce visibili deformazioni plastiche così da far sembrare la rottura del materiale una frattura di tipo fragile. Le cricche si propagano in direzione perpendicolare a quella della sollecitazione di trazione massima e non presentano prodotti di corrosione visibili. Si possono avere tre tipologie di cricche, dipendenti dal tipo di materiale dal tipo di ambiente e dalla distribuzione di sforzi, come in Figura. 4.1:

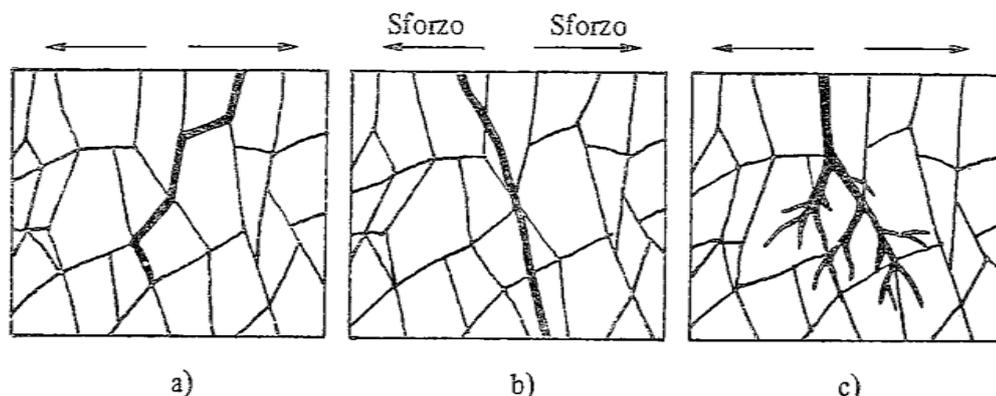


Figura. 4.1 – Andamento schematico della corrosione sotto sforzo:
a) intergranulare; b) transgranulare; c) transgranulare

Le condizioni di insorgenza possono essere riassunte come:

- 1 E' necessaria la presenza di sollecitazione di trazione. Che possono derivare da carichi esterni come da sollecitazioni interne dovute ad esempio a tensioni residue causa di lavorazioni meccaniche o trattamenti termici.
- 2 L' attacco si produce solo su leghe e non invece su metalli puri e per specifiche combinazioni materiale metallico/ambiente.

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

Il processo di formazione di una cricca è in generale, come nel processo di corrosione sotto sforzo, diviso in tre stadi: un primo stadio di incubazione o

di innesco della cricca, un secondo di propagazione della stessa ed in fine un terzo di rottura di schianto. Di seguito descriviamo questi tre aspetti in funzione del fenomeno di corrosione:

- 1) *L'innesco delle cricche* ha luogo in seguito a rotture locali del film protettivo superficiale che si generano in corrispondenza di difetti superficiali, come inclusioni, dislocazioni; o difetti del film protettivo. La durata dell'innesco dipende dal grado di finitura del manufatto; per materiali con un alto grado di finitura il tempo di incubazione diventa molto lungo per la minima presenza di difetti.
- 2) *La propagazione* ha luogo per l'azione combinata dell'ambiente corrosivo e degli sforzi applicati. La velocità di penetrazione della cricca è funzione dell'ambiente, del materiale metallico e dello stato di sollecitazione e questa può raggiungere valori elevati. Ad esempio su leghe di alluminio, al variare delle condizioni ambientali e di carico, si sono misurate velocità di penetrazione comprese tra 10^{-10} e più di 10 cm all'ora.
- 3) *La rottura* del materiale si ha quando la sezione resistente diminuisce fintanto che, in relazione agli sforzi applicati ed alla tenacità del materiale, non si raggiungono condizioni critiche per le quali si ha la rottura per schianto di tipo puramente meccanico. Che sarà di tipo duttile o fragile a seconda della tenacità e della sensibilità all'intaglio del materiale.

Possiamo diagrammare la durata di ciascuno di questi stadi in relazione alle caratteristiche del materiale (Figura. 4.2):

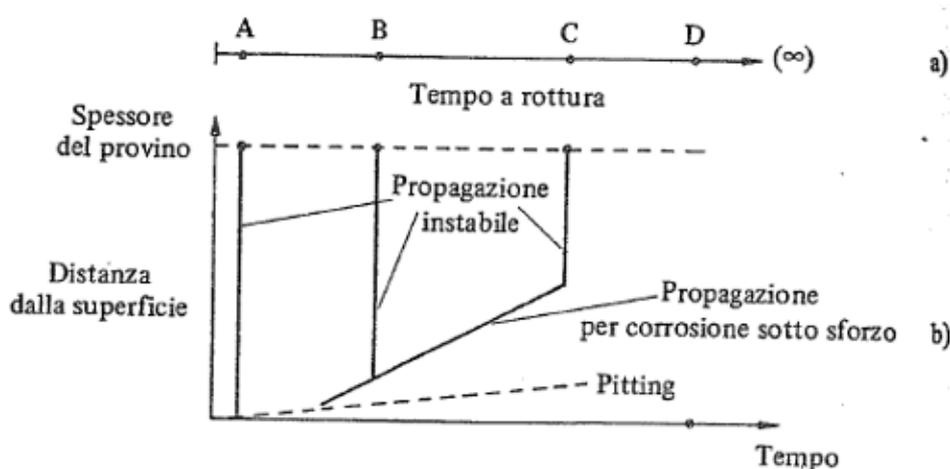


Figura. 4.2 – a) Tempo di rottura per quattro diverse leghe soggette a corrosione sotto sforzo (A,B,C,D); b) Tempo di innesco causato dall'intervento di un fenomeno di pitting;

Si deduce dai due diagrammi a) e b) in Figura. 4.2 che il materiale A è talmente fragile che un lieve attacco localizzato innesca la rottura puramente meccanica; in questo caso quindi viene a mancare il secondo stadio. Per i materiali B e C sono presenti tutti e due gli stadi ma si nota che per il materiale B meno tenace del materiale C è sufficiente una cricca più piccola, dovuta all'azione corrosiva, per innescare la frattura meccanica. Per la lega D invece la rottura non avviene in quanto non è attaccata localmente quindi questo materiale non è soggetto a corrosione sotto sforzo.

4.4 Aspetti meccanici

Lo studio della corrosione sotto sforzo può essere effettuato secondo un approccio convenzionale che è basato sull'individuazione degli accoppiamenti materiale metallico/ambiente e sulla determinazione dei tempi richiesti per portare a rottura provini lisci o con intaglio non severo, sottoposti a vari livelli di sollecitazione applicata al provino.

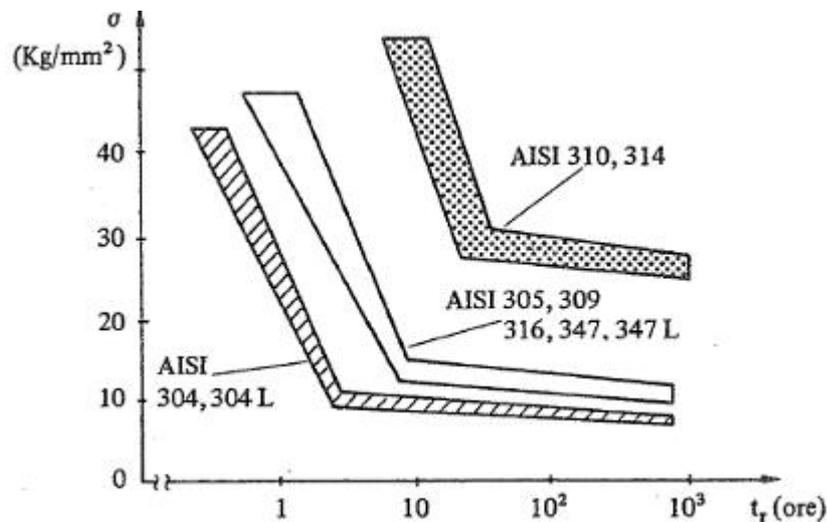


Figura. 4.3 – tempo di rottura al variare della sollecitazione nominale applicata per una serie di acciai inossidabili austenitici in soluzione bollente di cloruro di magnesio.

Approccio che è simile a quello classico per lo studio dei fenomeni di fatica, consente quindi di ottenere curve sforzo nominale applicato/logaritmo del tempo di rottura come si vede in Figura. 4.3. Le curve presenti nel diagramma permettono di ricavare le sollecitazioni al di sotto delle quali non si produce rottura del materiale entro i tempi prefissati. Queste sollecitazioni di soglia (σ_{th}) sono utili in campo sperimentale, ad esempio, per mettere in relazione il comportamento di materiali diversi; ma non sono sempre utilizzabili come parametro di progetto in quanto non valgono in presenza di intagli o di difetti acuti nel materiale.

Un approccio moderno va sotto il nome di meccanica della frattura. In particolare per le prove di laboratorio si utilizzano provini precaricati, secondo normative standard; i quali consentono di eliminare le incertezze derivanti dai provini lisci. In questo modo si ritiene sempre verificata la presenza di difetti che possono costituire l'innescò per le cricche. Dal punto di vista progettuale questa è un'ipotesi realistica perché in qualsiasi manufatto sono sempre presenti difetti; ci poniamo quindi in una condizione più cautelativa della precedente.

4.4.1 Fattore di intensità degli sforzi K_I e tenacità del materiale K_{IC}

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

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

Dove:

“ β ” è un fattore di forma calcolabile: nota la geometria del pezzo e del difetto, “ σ ” è lo sforzo nominale applicato, “ a ” la lunghezza del difetto. Il fattore di intensità degli sforzi permette anche di precisare le condizioni in cui il materiale può giungere a rottura di schianto; i modi di avanzamento di una cricca sono i tre schematizzati in Figura. 4.4:

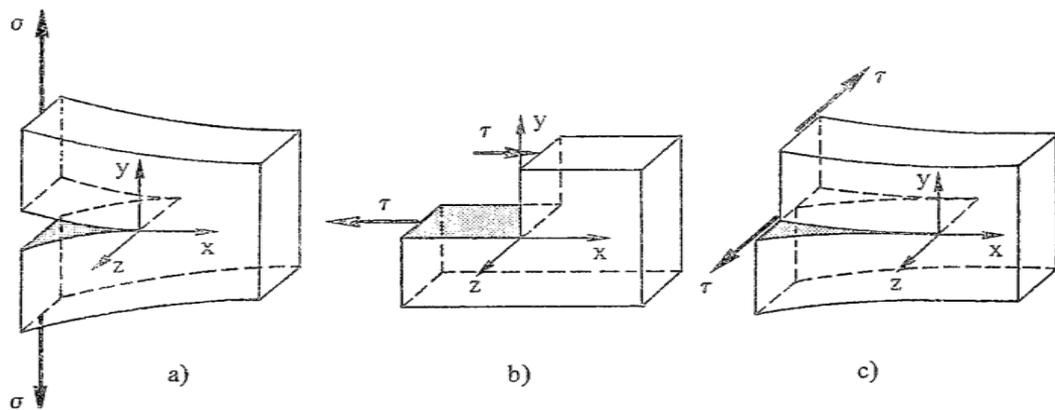


Figura. 4.4 – Modalità di apertura di una cricca: I “opening mode”(a); modo II “sliding mode” (b); modo III “tearing mode (c)”.

Dove:

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

L'esperienza mostra che esiste, per ogni materiale, un valore critico K_{IC} del fattore di intensità degli sforzi, in corrispondenza del quale si può avere la rottura di schianto per propagazione instabile o veloce dei difetti in quanto la velocità di avanzamento del difetto è dell'ordine di quella con cui si propaga il suono nello stesso materiale. Il fattore K_{IC} risulterà quindi una proprietà intrinseca del materiale ed è un indice di tenacità del materiale.

La condizione per cui si ha la propagazione instabile dei difetti in corrispondenza di K_{IC} è che lo stato di deformazione all'apice del difetto deve essere piano. Se questa condizione viene a mancare la rottura avviene per valori

di K_I superiori. Ma in ogni caso K_{IC} rappresenta il valore di intensità degli sforzi al di sotto del quale non si può avere frattura di schianto.

4.4.2 Avanzamento per tensiocorrosione delle cricche e fattore di intensità degli sforzi di soglia K_{ISCC}

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

4.4.3 K_{ISCC} proprietà intrinseca dell'accoppiamento materiale metallico/ambiente

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

4.4.4 Velocità di avanzamento della cricca e fattore di intensità degli sforzi.

Il legame tra il logaritmo della velocità di avanzamento di una cricca per corrosione sotto sforzo ed il fattore di intensità degli sforzi è rappresentato dalla curva in Figura. 4.5:

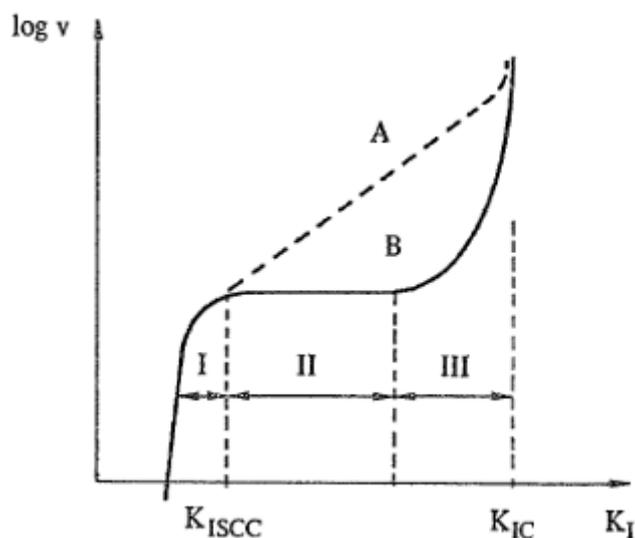


Figura. 4.5 – Andamento schematico della velocità di avanzamento della cricca in funzione del fattore di intensità degli sforzi K_I

Dal diagramma l'avanzamento della cricca, tra i valori K_{ISCC} e K_{IC} , si possono individuare tre intervalli in cui questo segue leggi diverse. Nel primo la velocità di avanzamento della cricca dipende fortemente dal valore del fattore di intensità degli sforzi, per cui bastano piccole variazioni di quest'ultimo perchè la velocità di avanzamento vari di parecchi ordini di grandezza. Nel secondo intervallo la velocità di avanzamento per la maggioranza dei sistemi materiale metallico/ambiente è indipendente da K_I come nel caso B; mentre in alcuni sistemi è solo moderatamente dipendente come nel caso A. Quindi in questo intervallo l'avanzamento della cricca non è più controllato da fattori meccanici, ma da quelli connessi al fenomeno della corrosione vero e proprio. Nel terzo intervallo la velocità di avanzamento della cricca aumenta rapidamente con l'avvicinarsi del K_I al fattore K_{IC} .

4.5 Fattori ambientali

Nella seguente Tabella 4.1 è riportato l'elenco di una serie di combinazioni specifiche materiale metallico/ambiente che producono corrosione sotto sforzo.

Tabella 4.1. – Ambienti promotori di corrosione

<i>Ambienti promotori di corrosione sotto sforzo per alcuni materiali metallici²⁹</i>							
Ambiente aggressivo	Acciaio	18-8	Ottone	Monel	Nichel Inconel	Titanio	Alluminio
Cloruro di ammonio	IT						
Ammine			T				
Ammoniaca (pura)	I						
Ammoniaca (diluata)			ITT				
Nitrato di ammonio	I	I	I				
Butano + anidride solforosa			T				
Cadmio						I	
Bromuro di calcio		T					
Acido cromico	T						
Acido cresilico (vapori)	I						
Acido cianidrico	T						
Acido fluosilicico				IT			
Acido cloridrico (umido)	T	T					
Acido cianidrico (umido)	T						
Acido solfidrico (umido)	IT						
Acido fluoridrico		IT		IT	I		
HNO ₃ , HCl, HF per decapaggio		T					
Cloruri inorganici (umidi)		T					
Nitrati inorganici	I						
Nitrato mercurioso			IT	IT			
Mercurio			IT	IT			
Miscela di acidi (H ₂ SO ₄ + HNO ₃)	I						
Acido nitrico + cloruro di manganese	I					I	
Acido nitrico (fumante rosso)							
Acido nitrico (vapori)			T				
Oleum	IT						
Cloruri organici (umidi)		T				I	
Iossido di potassio	I	T		I			
Permanganato di potassio	I						
Acqua di mare ossigenata		T				I	I
Sali silicofluoridrici				I			
Iossido di sodio	I	IT	IT	I	I		
Vapore							
Soluzione di solfato (bianca)	T	IT					
Soluzione di solfuro		IT					
Composti solforati					I		
Solfato di uranile						I	

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

Come si vede non tutti gli ambienti sono in grado di promuovere l'attacco per corrosione sotto sforzo su un materiale metallico. In quanto il manifestarsi del fenomeno richiede che le reazioni che si producono all'apice della cricca

avvengono più velocemente di quelle che hanno luogo sulla superficie esposta e sulle pareti della cricca. In caso contrario non si avrebbero delle cricche ma un attacco generalizzato o delle vaiolature. Quindi un ambiente è specifico cioè capace di produrre un attacco quando è in grado di rendere passive le superfici esposte del materiale e le pareti della cricca, ma nello stesso tempo è in grado di creare condizioni per cui l'apice della cricca rimane attivo. Per cui i fattori ambientali che provocano l'attacco, nella generalità dei casi, sono quelli che favoriscono l'insorgenza di fenomeni di passivazione che, tuttavia, non portano a condizioni di perfetta passività. Si osserva che i materiali altamente resistenti alla corrosione, in quanto normalmente protetti da film superficiali con elevate caratteristiche di resistenza alla corrosione, come ad esempio materiali a base di alluminio, richiedono la presenza di una specie chimica particolarmente aggressiva, ed esempio i cloruri, per dar luogo a corrosione sotto sforzo. Nella generalità dei casi la corrosione sotto sforzo si manifesta per tensioni di poco superiori a quella critica di passivazione primaria, come nell'intervallo indicato in Figura. 4.6:

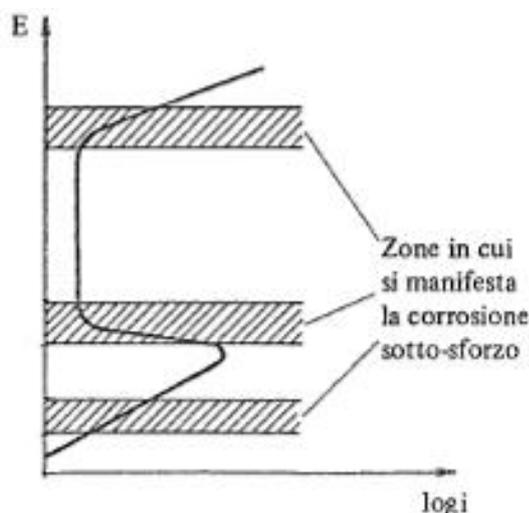


Figura. 4.6 – Rappresentazione schematica degli intervalli di tensione in cui può insorgere la corrosione sotto sforzo per materiali a comportamento attivo-passivo

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

Un altro fattore che influenza il fenomeno, e di cui se ne dovrà tener conto quando faremo riferimento alle prove che andremo ad effettuare, è la variazione di composizione ambientale che può avere un'influenza notevole sulla velocità di avanzamento delle cricche. Riportiamo di seguito un diagramma, significativo, in cui una lega di alluminio è posta in un ambiente con diversi tenori di ioduri contenente NaCl (Figura. 4.7):

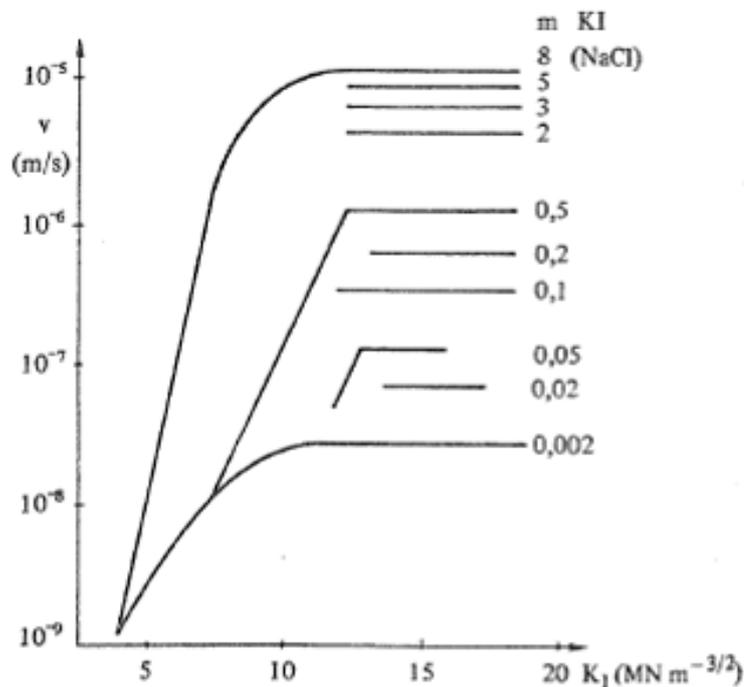


Figura. 4.7 – Effetto della concentrazione degli ioduri (in moli/l) sulla velocità di avanzamento della cricca di una lega di alluminio tipo 7079-T651 a -700 mV vs SCE, pH 6 a 23°

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

4.6 Fattori metallurgici

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

- *Composizione chimica:* come si è detto i metalli puri presentano una resistenza molto elevata alla corrosione sotto sforzo. Ma si è verificato che i metalli con grado di purezza commerciale sono molto meno resistenti. Infatti all'aumentare del tenore di un elemento aggiunto ad un metallo o da una lega si osserva che la resistenza del materiale diminuisce fino ad un minimo per poi tornare a crescere. Come ad esempio nel caso delle leghe di alluminio, poste in acqua di mare, dove anche piccole variazioni della composizione chimica possono influenzare notevolmente la velocità di avanzamento delle cricche come mostrato in Figura. 4.8:

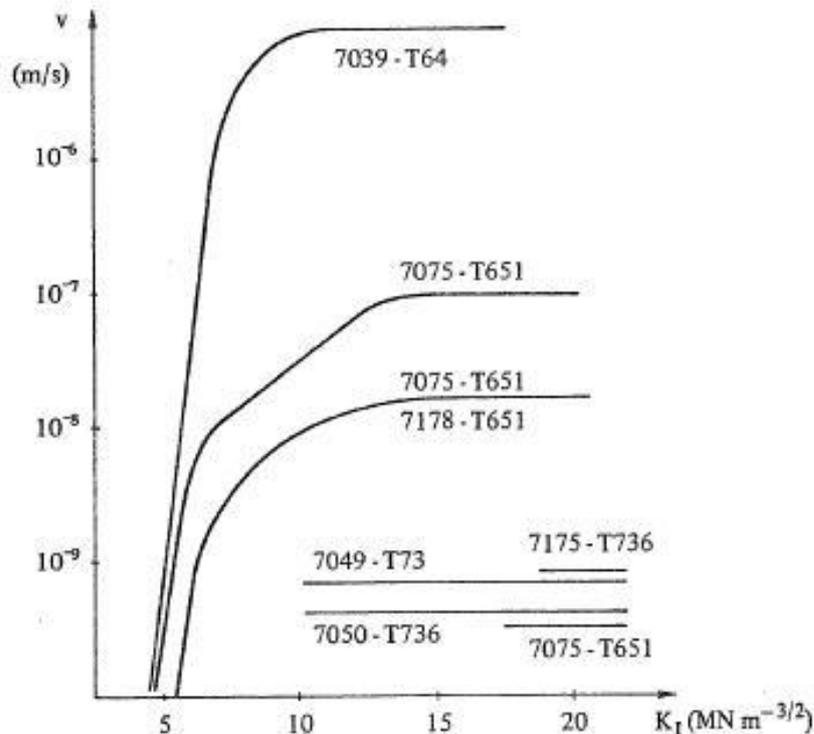


Figura. 4.8 – Confronto tra le velocità di propagazione delle cricche per diversi tipi di leghe Al-Zn-Mg-Cu (serie 7xxx) in una soluzione al 3,5% di NaCl.

Tabella 4.2 – Composizione leghe serie 7xxx

Composizione delle leghe Al-Zn-Mg-Cu richiamate in fig. 19.13									
Lega	Si	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Zr	Fe	Ti
7079	0,3*	0,6	0,2	3,3	0,2	4,3	–	0,5*	–
7039	–	–	0,27	2,8	0,2	4,0	–	–	–
7075	0,4*	1,6	–	2,5	0,3	5,6	–	0,5*	–
7178	0,4*	2,0	–	2,7	0,3	6,8	–	0,5*	–
7049	0,25*	1,5	0,2*	2,5	0,15	7,6	–	0,35*	–
7175	0,15*	1,6	0,1*	2,5	0,24	5,6	–	–	–
7050	0,12*	2,4	0,1*	2,3	0,04*	6,3	0,12	0,15*	0,06

- *Struttura metallurgica*: aspetto fondamentale è la presenza di eventuali fasi precipitate. Che ad esempio possono opporsi all'avanzamento delle cricche. Inoltre può assumere importanza la distribuzione e l'orientamento dei precipitati all'interno della matrice metallica anche in seguito alla deformazione plastica subita dal materiale. In questi fattori va cercata la spiegazione dell'anisotropia di comportamento delle leghe di alluminio che hanno subito processi di laminazione, tali leghe presentano una resistenza alla tensiocorrosione maggiore nel caso in cui lo sforzo è applicato parallelamente alla direzione di laminazione.

- *Trattamenti termici*: questi variano notevolmente la resistenza alla corrosione sotto sforzo dei materiali. In generale il KISCC di un materiale va diminuendo man mano che il trattamento termico ne aumenta il limite di snervamento.

4.7 Meccanismo della corrosione sotto sforzo

Ad oggi non si è ancora arrivati ad elaborare una teoria in grado di dare una spiegazione unitaria ai diversi aspetti della corrosione sotto sforzo. Come per il meccanismo di avanzamento delle cricche che è riconducibile a più modelli, infatti l'inquadramento più convincente, dato da Parkins, ipotizza una serie di meccanismi diversi. Producendosi il fenomeno di corrosione sotto sforzo per l'azione congiunta di uno sforzo di trazione e di un processo di corrosivo, è ovvio che le condizioni limite tra le quali si può verificare siano quelle comprese tra la frattura in presenza di sforzi ed assenza di corrosione e rispettivamente per presenza di corrosione ed assenza di sforzi.

4.7.1 Influenza degli sforzi sulla corrosione (Grain boundary precipitation)

Dalle sperimentazioni si è dimostrato che la dissoluzione dei materiali metallici aumenta notevolmente quando le deformazioni causate dagli sforzi applicati passano dal campo elastico a quello plastico. Un aspetto ancora da chiarire è il perché l'attacco corrosivo avanza solo su di un fronte strettissimo e tale da dar luogo alla formazione di cricche? O che è lo stesso: perché rimane attiva la punta della cricca mentre le pareti risultano perfettamente passive, e come mai, man mano che la cricca avanza, le regioni che non sono del fronte della cricca si passavano?

Una spiegazione si può dare se si ipotizza la presenza di un film che solo sulla punta della cricca non riesce a formarsi, o se si forma, risulta continuamente lacerato. L'azione degli sforzi applicati, o forse meglio delle deformazioni che ne conseguono, sarebbe proprio quella di impedire la formazione, sulla punta della cricca, di un film protettivo oppure di provocarne continuamente la rottura. In questo contesto Parkins ravvisa le condizioni che permettono alla cricca di propagarsi per dissoluzione del materiale lungo cammini reattivi preferenziali preesistenti all'applicazione degli sforzi o invece generati da questi. Nel materiale metallico possono preesistere all'applicazione degli sforzi dei cammini reattivi preferenziali, legati alla precipitazione di composti o di fasi o alla segregazione di impurezze, soprattutto in corrispondenza del bordo dei grani. E' in queste regioni che la distorsione del reticolo o la presenza di difetti favoriscono la nucleazione e la crescita di precipitati, l'accumulo di impurezze, ecc. Questi precipitati e queste aree di segregazione possono funzionare anodicamente rispetto alla matrice e quindi essere selettivamente attaccate, oppure fungere da catodo e quindi portare ad una dissoluzione delle regioni immediatamente vicine alla matrice. In questi casi è da ritenere che le cricche assumano preferenzialmente un andamento intergranulare dato che il compito degli sforzi è quello di attivare una latente suscettibilità alla corrosione intergranulare del materiale metallico.

Se non esistono, invece, nel materiale metallico cammini di reazione preferenziali prima dell'applicazione degli sforzi è possibile ipotizzare un secondo meccanismo per l'avanzamento della cricca. E' possibile pensare che gli sforzi, o più verosimilmente le deformazioni plastiche, possano produrre

localmente la distruzione del film protettivo in modo da lasciare regioni non protette. Il cammino reattivo secondo cui la cricca si propaga, può essere generato dal continuo alternarsi di rotture e di ricicatrizzazioni del film protettivo, oppure da locali deformazioni che portano all'esposizione di nuove superfici non ricoperte dal film protettivo. Comunque, secondo Parkins la rottura o l'assenza del film protettivo non porta sempre ed automaticamente alla formazione di cricche, ma queste si producono solo quando la velocità di esposizione di nuove superfici all'ambiente aggressivo supera di poco la velocità con cui il materiale si ripassava. Se infatti la ripassivazione è troppo rapida, non si produce un attacco sufficiente per dar luogo alla cricca; se, viceversa, la ripassivazione avviene troppo lentamente, l'attacco assumerà un aspetto di una violazione piuttosto che di una cricca da corrosione sotto sforzo.

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

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

Riassumendo, la rottura del materiale può risultare:

- da assorbimento di particolari specie chimiche sulla punta della cricca e tra queste in particolare l'idrogeno atomico prodotto nel processo catodico locale;
- da decoesione o da infragilimento del materiale metallico sempre a causa dello stesso idrogeno penetrato all'interno del materiale o per formazione di una fase fragile tipo idruro.

4.7.3 Classificazione dei meccanismi secondo Parkins

Secondo Parkins, non esiste quindi un solo meccanismo per spiegare il fenomeno della tensiocorrosione. Come è indicato in Tabella 4.3 si passa da forme di corrosione sotto sforzo in cui è prevalente il fenomeno di attacco

corrosivo con caratteristiche vicine a quelle della corrosione intergranulare (e che si verifica come si è detto in forma intercristallina, in ambienti altamente specifici, in materiali che presentano segregazioni o precipitazioni al bordo dei grani); a forme di tensiocorrosione intermedie con cricche transgranulari che seguono cammini reattivi generati dagli sforzi; e infine, a forme di attacco in cui prevalgono i fattori meccanici, l'ambiente promotore risulta molto meno specifico e le cricche procedono per diminuzione dell'energia superficiale dovuta all'adsorbimento di particolari specie o per decoesione o per infragilimento provocati dall'idrogeno o per formazione di fasi tipo idruri.

Tabella 4.3 – Classificazione fenomeni corrosione

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

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

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

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

Capitolo 5

Materiali e Metodi

5. Materiali e metodi

In questo lavoro, si è verificata la saldabilità di leghe di alluminio (AA) della serie 2xxx e 6xxx laminate con spessore pari a 3.2mm, mediante la tecnica Friction Stir Welding (FSW), sono stati realizzati giunti omogenei nella conformazione Butt-Joint utilizzando le AA indicate in **Errore. L'origine riferimento non è stata trovata.**, in tale tabella si riporta la composizione delle leghe esaminate.

Tabella 5.1 - Composizione delle leghe in esame

	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Zr	Li	Ti	Ag
	%	%	%	%	%	%	%	%	%	[ppm]	%
AA 6056	0,70		0,50	0,40	0,60		0,10				
	1,30	0,50	1,10	1,00	1,20	0,25	0,70	0,20			
AA 2024			3,80	0,30	1,20						
	0,50	0,50	4,90	0,90	1,80	0,10	0,25			0,15	
AA 2139	0,04	0,06	5,07	0,29	0,43			0,014		510	0,33
AA 2198			2,90		0,25			0,04	0,80		0,10
	0,08	0,10	3,50	0,50	0,80	0,05	0,35	0,18	1,10		0,50

Proprietà meccaniche delle leghe in esame

			UTS	YS	E	Elongation
			[MPa]	[MPa]	[GPa]	%
AA 6056	T78	LT	332	300	70	11
AA 2024	T3	LT	483	385	73,1	18
AA 2139	T351	L	422	325	72	21
		LT	415	277	72	22
	T8	L	456	419	70	15
		LT	451	402	70	14.3
AA 2198	T351	L	315	380	-	15
		LT	275	370	-	15
	T8	L	491	436	77	14
		LT	431	347	74	18

Una caratterizzazione classica dei giunti è stata realizzata calcolando le sollecitazioni caratteristiche del giunto: UTS e YS. Inoltre è stata realizzata una pianificazione sperimentale: Design of Experiment (DoE), le prove sono state programmate opportunamente, in questo modo oltre ad ottenere informazioni “classiche” come per le altre leghe (UTS e YS), si riesce a realizzare una regressione del sistema reale: si individuano i parametri che regolano e influenzano significativamente il processo, si realizza una previsione delle sollecitazioni meccaniche mediante una espressione formale, nonché si trovano le condizioni di ottimo del processo.

5.1 Prove Meccaniche Statiche

Le prove effettuate sono di trazione statica. In Figura 5.1 si riporta la geometria dei provini utilizzati per prove su butt joints:

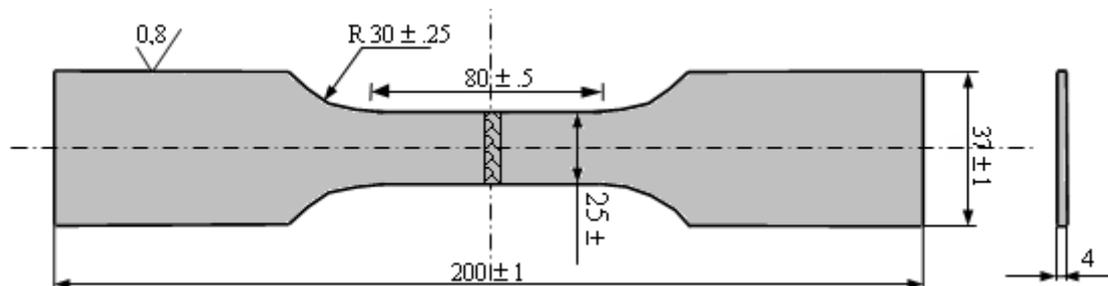


Figura 5.17 - Geometria dei provini butt joints

5.2 FSW, rilevazione Forze e Temperature

Il sistema sperimentale usato in questo lavoro è costituito da una macchina CNC, un utensile specifico per FSW ed un sistema di acquisizione dei dati. La macchina usata per realizzare un giunto FSW è una macchina DMG CNC con un piano di lavoro di 0 x 600 x 600 (x/y/z), accessorizzato con un sensore di forze dinamico Kistler a tre assi, al fine di registrare le forze lungo entrambe le direzioni di saldatura, direzione di affondamento (F_z) e direzione di saldatura (F_x), per tutti i giunti prodotti. Inoltre durante il processo di saldatura è stata realizzata una analisi termografica con una termocamera Nec TH 7800.

L'utensile per la saldatura è in acciaio al Cr-Mo, ha uno shoulder del diametro di 12mm, il pin è lungo 3mm ed ha un diametro di 4mm (Figura 5.2). L'azione forgianti dell'utensile è stata applicata con un angolo di tilt pari a 2°.

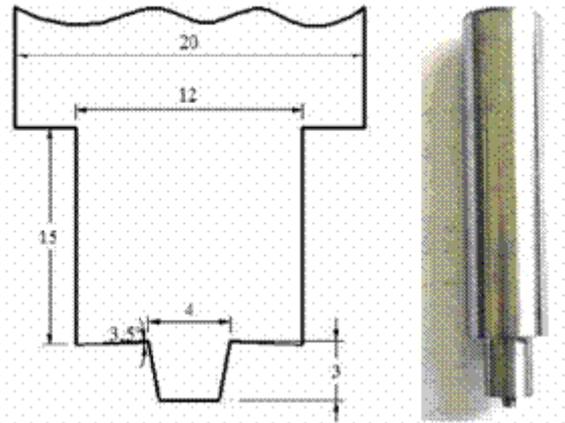


Figura.5.2 - Welding tool's geometrical features.

È stato usato un sistema di acquisizione della National Instruments, in tutti gli esperimenti condotti è stata usata una velocità di campionamento di 50Hz. Il sensore di forze Kistler è collegato ad un amplificatore di segnale Kistler ed il segnale in uscita è collegato direttamente al sistema di acquisizione (Figura. 5.3).

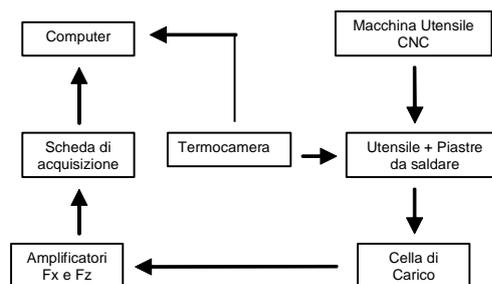


Figura.5.3 - Block diagram of experimental system

È stato sviluppato un programma specifico per la macchina CNC, è stato elaborato in due parti: la prima permette all'utensile di affondare nel materiale, ed il secondo permette all'utensile di muoversi nella direzione di saldatura.

La prima parte del programma è identica per ogni giunto realizzato, con una velocità di affondamento nel materiale, nella direzione dell'asse z, pari a 5mm/min. Mentre la seconda parte del programma differisce per ogni giunto, variando la velocità di saldatura lungo l'asse x e la quota di affondamento.

5.2.1. Impostazione dei sensori di forze e temperatura

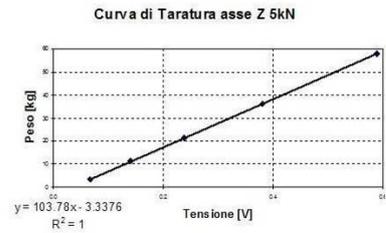
Il sensore è stato impostato per lavorare lungo i tre assi coordinati in accordo allo schema in Figura 5.4a, Per verificare la caratteristica lineare del sensore, sono stati usati 5 differenti pesi (Figura 5.4b e 5.4c).



a)

Fondoscala 5kN asse Z		
Punto n°	Tensione[V]	Peso[Kg]
1	0.0662	3.48
2	0.141	11.24
3	0.238	21.50
4	0.381	36.22
5	0.589	57.74

b)



c)

Figura.5.4 – Impostazione dei sensori di forze

La termocamera è stata impostata adoperando dei campioni di riferimento in H₂O, a differenti temperature.

5.2.2. Forze

Una idea chiara di come agiscono le forze sull'utensile si può ottenere osservando la Figura 5.5. La forza F_x , che agisce nella direzione della saldatura, è nulla fino al completo affondamento dell'utensile, appena inizia la saldatura si osserva il raggiungimento di uno stato stazionario preceduto da un breve transitorio. La forza F_z , che agisce perpendicolarmente al piano, presenta un transitorio primario dovuto all'affondamento del solo Pin, caratterizzato da una conformazione a vasca, successivamente l'affondamento dello Shoulder genera un altro transitorio, più breve del precedente, fino a raggiungere un valore di regime durante la saldatura.

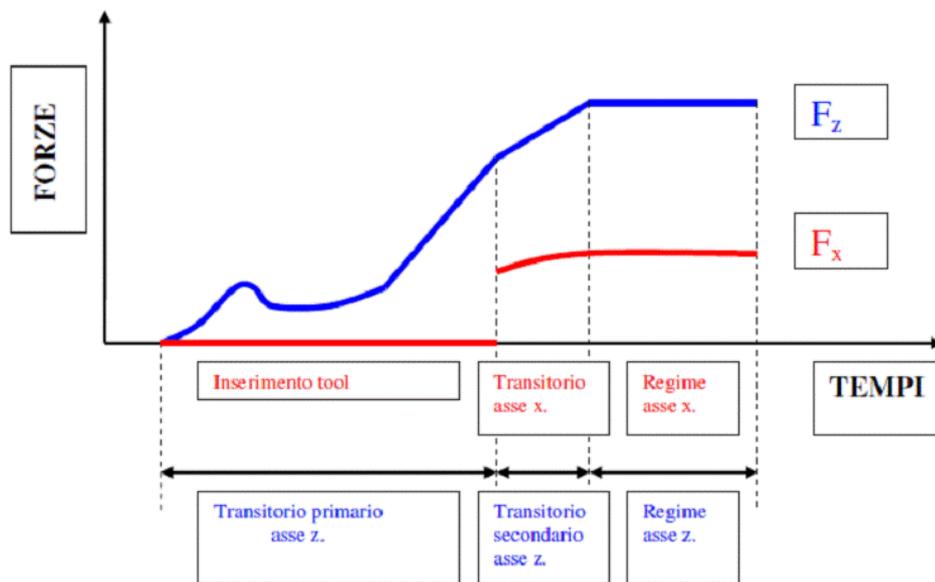


Figura 5.5 - Andamento schematico F_x e F_z

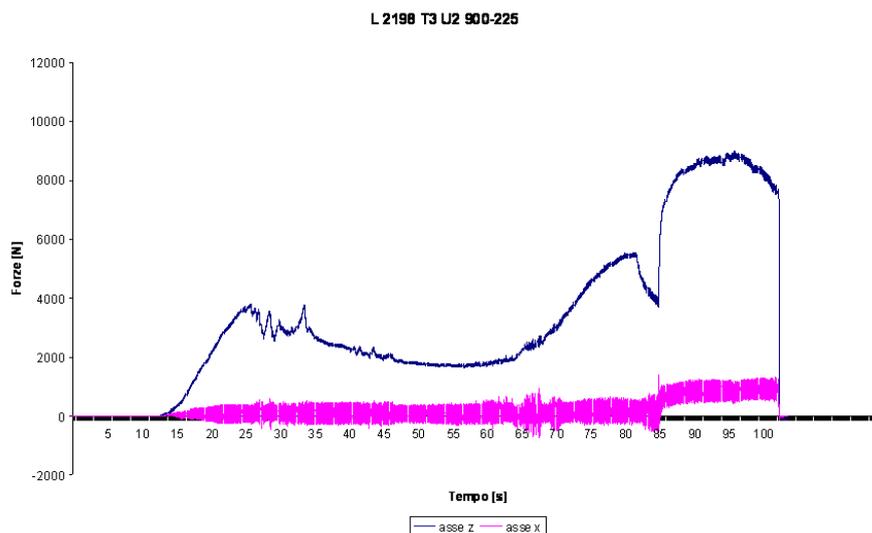


Figura 5.6 - Andamento reale F_x e F_z

In realtà ciò che si osserva è lievemente differente, in particolar modo per quanto riguarda la F_z : osservando il grafico di un andamento reale di F_z (Figura), emerge un primo picco (più o meno evidente) dovuto

all'inserimento del Pin, ed un secondo e più marcato picco dovuto all'inserimento dello Shoulder. Lo stazionare dell'utensile in rotazione per alcuni secondi provoca il rammollimento del materiale con conseguente riduzione della F_z , in seguito, eseguendo la saldatura il raggiungimento di un livello stazionario sufficientemente ampio, è subordinato alla scelta dei parametri del processo: un giunto caldo, realizzato quindi con un basso rapporto v/ω , è caratterizzato da un transitorio molto breve, viceversa per i giunti freddi il livello stazionario non è facilmente distinguibile.

5.3 ANOVA

L'analisi della varianza (ANOVA) permette di ottenere informazioni sugli effetti esercitati su una variabile di interesse da determinati fattori, in questo caso le variabili sono le proprietà meccaniche ed i fattori sono i parametri del processo di saldatura. Inoltre è possibile stimare una possibile interazione tra fattori e una eventuale non linearità che non sarebbe possibile stimare con la sperimentazione classica, questo fa cadere l'ipotesi di semplice additività degli effetti.

L'Anova si basa su un procedimento di inferenza che confronta due stime indipendenti della varianza della popolazione attraverso l'applicazione del test *F di Fisher*.

Le assunzioni alla base dell'ANOVA sono le seguenti:

- 1) Le osservazioni devono essere tra loro *indipendenti*
- 2) La variabile dipendente deve avere distribuzione *normale*
- 3) Le varianze all'interno degli strati devono essere *omogenee* (cioè simili tra loro).

Posta la media μ della variabile dipendente e indicate con $\mu_1, \mu_2, \dots, \mu_k$ le medie delle popolazioni delle variabili dipendenti misurate nei vari trattamenti, si pongono le due ipotesi:

- possiamo dire che l'analisi della varianza verifica l'ipotesi **nulla**
H0: tutte le medie sono uguali tra di loro
che con riferimento alle medie condizionate può essere tradotta in
H0: $\mu_1 = \mu_2 = \dots = \mu_k = \mu$
- L'ipotesi **alternativa** è:
H1: almeno una media è diversa dalle altre
che con riferimento alle medie condizionate può essere tradotta in
H1: esiste almeno uno strato k per cui $\mu_k \neq \mu$

Intuitivamente, la verifica di ipotesi si basa sul seguente ragionamento: la variabilità totale della variabile dipendente è dovuta, da un lato, alla diversità fra i punteggi ottenuti dai diversi gruppi di soggetti nei diversi trattamenti (*variabilità tra i gruppi: between*) e, dall'altro, alla variabilità dovuta alla variazione delle risposte all'interno di ogni singolo gruppo (*variabilità entro i gruppi: within*).

Quando fra le medie dei gruppi non vi sono differenze (i trattamenti non producono differenze nella v.d., quindi è vera H_0) la variabilità *tra i gruppi* e la variabilità *entro i gruppi* devono essere molto simili, perché comprendono ambedue soltanto la varianza d'errore.

Quando H_0 è falsa la variabilità tra i gruppi sarà maggiore di quella entro i gruppi, quindi c'è un fattore che influenza la nostra variabile. In pratica se la variabilità introdotta da un fattore è dello stesso ordine di grandezza di quella introdotta dall'errore, l'ipotesi H_0 , di inefficacia, può essere accettata e quindi si conclude che il suddetto fattore non ha effetto sulla variabile in esame. In caso contrario se la variabilità introdotta dal fattore è molto maggiore di quella dell'errore si rigetta l'ipotesi H_0 , con un alto livello di significatività, e quindi se ne deduce l'influenza. Per verificare l'ipotesi nulla (H_0), si fa riferimento al coefficiente F di Fisher.

Ci si aspetta di ottenere un modello del sistema come riportato in Figura , si utilizza il prospetto informativo in Figura 5.8.

ANOVA A 3 FATTORI

Modello statistico (3 fattori)	Numero di osservazioni totali: $abcn$
$Y_{ijkl} = \mu + \tau_i + \beta_j + \gamma_k + (\tau\beta)_{ij} + (\tau\gamma)_{ik} + (\beta\gamma)_{jk} + (\tau\beta\gamma)_{ijk} + \varepsilon_{ijkl}$	$\left\{ \begin{array}{l} i = 1, 2, \dots, a \\ j = 1, 2, \dots, b \\ k = 1, 2, \dots, c \\ l = 1, 2, \dots, n \end{array} \right.$
<ul style="list-style-type: none"> □ Y_{ijkl} è variabile casuale che indica l'ijkl-esima osservazione □ μ è il valore atteso totale, è un parametro comune a tutti i livelli dell'esperimento □ τ_i è l'effetto dell'i-esimo livello del fattore A □ β_j è l'effetto del j-esimo livello del fattore B □ γ_k è l'effetto del k-esimo livello del fattore C □ $(\tau\beta)_{ij}$ è l'effetto dell'interazione tra il fattore A e il fattore B □ $(\tau\gamma)_{ik}$ è l'effetto dell'interazione tra il fattore A e il fattore C □ $(\beta\gamma)_{jk}$ è l'effetto dell'interazione tra il fattore B e il fattore C □ $(\tau\beta\gamma)_{ijk}$ è l'effetto dell'interazione tra il fattore A, il fattore B e il fattore C □ ε_{ijkl} rappresenta la componente dell'errore casuale avente distribuzione normale con media zero e varianza σ^2. 	

Figura 5.7 - Modello statistico a 3 fattori

ANOVA A 3 FATTORI - STIMA DEGLI EFFETTI

ANOVA

Fonte di variabilità	Somma dei quadrati	Gradi di libertà	Mean Square	Valore Atteso dei MS	F ₀
A	SS_A	a-1	MS_A	$\sigma^2 + \frac{bcn \sum \tau_i^2}{a-1}$	$\frac{MS_A}{MS_E}$
B	SS_B	b-1	MS_B	$\sigma^2 + \frac{acn \sum \beta_j^2}{b-1}$	$\frac{MS_B}{MS_E}$
C	SS_C	c-1	MS_C	$\sigma^2 + \frac{abn \sum \gamma_k^2}{c-1}$	$\frac{MS_C}{MS_E}$
AB	SS_{AB}	(a-1)(b-1)	MS_{AB}	$\sigma^2 + \frac{cn \sum \sum (\tau\beta)_{ij}^2}{(a-1)(b-1)}$	$\frac{MS_{AB}}{MS_E}$
AC	SS_{AC}	(a-1)(c-1)	MS_{AC}	$\sigma^2 + \frac{bn \sum \sum (\tau\gamma)_{ik}^2}{(a-1)(c-1)}$	$\frac{MS_{AC}}{MS_E}$
BC	SS_{BC}	(b-1)(c-1)	MS_{BC}	$\sigma^2 + \frac{an \sum \sum (\beta\gamma)_{jk}^2}{(b-1)(c-1)}$	$\frac{MS_{BC}}{MS_E}$
ABC	SS_{ABC}	(a-1)(b-1)(c-1)	MS_{ABC}	$\sigma^2 + \frac{n \sum \sum \sum (\tau\beta\gamma)_{ijk}^2}{(a-1)(b-1)(c-1)}$	$\frac{MS_{ABC}}{MS_E}$
Errore	SS_E	abc(n-1)	MS_E	σ^2	
Totale	SS_T	abcn-1			

Figura 5.8 - Prospetto report Anova

$$SS_T = \sum_{i=1}^a \sum_{j=1}^b \sum_{k=1}^c \sum_{l=1}^n y_{ijkl}^2 - \frac{y_{\dots}^2}{abcn}$$

Somma dei quadrati totale

$$SS_A = \sum_{i=1}^a \frac{y_{i\dots}^2}{bcn} - \frac{y_{\dots}^2}{abcn}$$

$$SS_C = \sum_{k=1}^c \frac{y_{\dots k}^2}{abn} - \frac{y_{\dots}^2}{abcn}$$

$$SS_B = \sum_{j=1}^b \frac{y_{j\dots}^2}{acn} - \frac{y_{\dots}^2}{abcn}$$

Somma dei quadrati per gli effetti principali

$$SS_{AB} = \sum_{i=1}^a \sum_{j=1}^b \frac{y_{ij\dots}^2}{cn} - \frac{y_{\dots}^2}{abcn} - SS_A - SS_B$$

$$SS_{AC} = \sum_{i=1}^a \sum_{k=1}^c \frac{y_{i\dots k}^2}{bn} - \frac{y_{\dots}^2}{abcn} - SS_A - SS_C$$

$$SS_{BC} = \sum_{j=1}^b \sum_{k=1}^c \frac{y_{j\dots k}^2}{an} - \frac{y_{\dots}^2}{abcn} - SS_B - SS_C$$

Somma dei quadrati delle Interazioni a due fattori

$$SS_{ABC} = \sum_{i=1}^a \sum_{j=1}^b \sum_{k=1}^c \frac{y_{ijk\dots}^2}{n} - \frac{y_{\dots}^2}{abcn} - SS_A - SS_B - SS_C - SS_{AB} - SS_{AC} - SS_{BC}$$

Somma dei quadrati dell'interazione a tre fattori

$$SS_E = SS_T - SS_A - SS_B - SS_C - SS_{AB} - SS_{AC} - SS_{BC} - SS_{ABC}$$

Somma dei quadrati dell'errore

Figura 5.9 - Prospetto report Anova, formule

Il passo successivo è verificare l'ipotesi nulla per determinare quali siano i fattori di influenza, fissato un intervallo di attendibilità dei risultati pari al 95% (>95% → P<0.050). L'indicatore statistico R² fornisce una percentuale della precisione del modello utilizzato, pertanto è un valido riferimento per ricercare i parametri ottimali.

I software di analisi statistica mettono a disposizione lo strumento Regression Model Selection – Best subset, che genera tutti i modelli di regressione che è possibile realizzare utilizzando uno o più fattori (al massimo considerarli tutti), fornendo come indicatori il coefficiente R², la varianza s e il coefficiente Mallow's Cp (riportato in figura, oltre ad i parametri già visti SSE e S², compaiono il numero N totale dei fattori e in esame nella regressione P). Questa funzione definisce un modello ottimale quando il coefficiente CP assume il minimo valore possibile, al quale corrisponde un minimo anche per la varianza e per l'R² pesato.

$$C_p = \frac{SSE_p}{S^2} - N + 2P$$

Dalla tabella risultante si estrae la regressione ottimale (minimo CP), con i fattori indicati si effettua una ulteriore regressione con Anova per verificare l'esattezza e la precisione del modello.

Ulteriore supporto ai dati tabulari è fornito da una molteplicità di visualizzazione grafica dei dati:

- *Standardized Pareto Chart*, che visualizza gli effetti in un istogramma rappresentativo dell'Anova, riportando l'indicazione del 95% di attendibilità.
- *Half-Normal Plot*, riporta le deviazioni standard della variabile in esame rispetto all'effetto dei fattori per ognuno di loro, chi diverge troppo si prefigura importante per il modello, confermando quanto visto in Anova e nel Pareto Chart.
- *Main effect Plot*, sintetizza l'influenza sulla variabile dei soli effetti principali, un effetto molto ampio indica un fattore molto importante per la stima del modello.
- *Interaction Plot*, visualizza gli effetti delle interazioni di tutti i fattori, l'assenza di interazioni è caratterizzata da due semirette parallele, quindi non convergenti e non intersecanti.
- *Contour Plot*, mostra un piano a curve di livello di due fattori principali, fissando il livello del terzo fattore.
- *Estimated Response Surface*, rappresentazione 3D del modello di regressione per due fattori principali.
- *Residual plot*, prospetto riepilogativo dell'analisi dei residui, cioè dello scarto fra il modello ed il sistema reale.

In seguito si applica la funzione *Multiple Response Optimization*, che restituisce una funzione di compromesso fra 2 variabili, massimizzandole simultaneamente. L'algoritmo attribuisce un punteggio per ogni valore delle variabili, quindi si normalizza tutto fra 0 e 1. La combinazione dei fattori che

rende massima questa funzione, localizza le condizioni per le quali le variabili sono massime, da non confondere con i valori massimi che possono assumere singolarmente tali variabili.

Path of steepest ascent, infine, consente di tracciare la direzione di massima pendenza del modello di regressione, partendo dal punto centrale del piano sperimentale, in questo modo è possibile fare una stima all'interno ed all'esterno del piano, delle variabili da esaminare. Consente di tracciare una direzione preferenziale cui muoversi per trovare valori crescenti o che rendano massimi le proprietà meccaniche oggetto dello studio.

5.4. Misure Elettrochimiche: Potenziodinamiche

5.4.1. Generalità sulla velocità di corrosione

La velocità di corrosione di un materiale metallico in un determinato ambiente, può essere valutata attraverso misure di perdita di peso. Le velocità di corrosione sono generalmente espresse come velocità di penetrazione, e la relativa unità di misura è “mpy”, cioè millesimi di pollice per anno (mils penetration per year). Da un punto di vista ingegneristico la velocità di corrosione in mpy è una misura della resistenza alla corrosione e può essere espressa in termini di densità di corrente tramite la legge di Faraday:

$$\text{velocità di corrosione (mpy)} = 0.1288 \cdot i_{cor} \cdot P.E. / \rho \quad (5.1)$$

dove: i_{cor} è la densità di corrente di corrosione ($\mu\text{A}/\text{cm}^2$);
 ρ è la densità del provino (g/cm^3);
P.E. è il peso equivalente del materiale in esame (g).

Nella relazione 5.1, P.E. e ρ sono delle costanti per ogni metallo o lega:

$$\text{velocità di corrosione} = K \cdot i_{cor} \quad (5.2)$$

dove K è un fattore caratteristico per ogni metallo. La diretta proporzionalità tra velocità di corrosione e densità di corrente risulta fondamentale, consentendoci, in base all'analisi di i_{cor} di risalire alla rapidità del danneggiamento in soluzioni aggressive.

5.4.2. Fondamenti teorici

Le misure di polarizzazione in D.C. sono le più classiche misure elettrochimiche a cui si ricorre per la caratterizzazione e la classificazione di materiali metallici. Queste consentono di ottenere le cosiddette “curve di polarizzazione potenziodinamiche” attraverso le quali è possibile descrivere il comportamento del materiale in oggetto, per diversi valori del potenziale applicato.

Dall'analisi delle curve potenziodinamiche si possono dedurre informazioni sulla natura e sull'entità dei fenomeni in corso quali passivazione o pitting, e, sotto opportune ipotesi, è possibile valutare la velocità di corrosione del materiale nell'ambiente aggressivo. E' noto che, quando due fasi omogenee, diverse tra loro e che abbiano potenziali chimici diversi sono poste a contatto tra di loro, si crea all'interfaccia una distribuzione di cariche elettriche che viene detta "doppio strato elettrico"; spieghiamone il significato.

Una barra di metallo immersa in una soluzione si carica negativamente al suo interno e si ricopre di uno strato adsorbito fisso carico positivamente. Lo strato adsorbito di ioni richiama dalla soluzione ioni negativi che si dispongono vicino alla superficie in uno strato diffuso mobile, debolmente legato allo strato fisso attraverso forze di natura elettrostatica. Gli ioni sono liberi di muoversi all'interno di questo strato e di entrarne a farne parte oppure di lasciarlo. Molti ioni dello strato diffuso sono carichi positivamente, ma la carica netta dello strato è negativa e bilancia la carica positiva dello strato fisso. Lo strato fisso e lo strato diffuso costituiscono il doppio strato elettrico.

Quando una delle fasi è costituita da un elettrodo metallico e l'altra da una soluzione contenente ioni di detto metallo, in condizioni di equilibrio, la densità di corrente anodica i_a eguaglia la densità di corrente catodica i_c , assumendo il valore i_0 . Se in queste condizioni viene alterata la differenza di potenziale attraverso il doppio strato elettrico, per esempio applicando una f.e.m. esterna, l'elettrodo si dice "polarizzato". L'ammontare di tale polarizzazione, misurato dalla variazione di potenziale attraverso il doppio strato elettrico, è denominato "sovrapotenziale". In queste condizioni la corrente risultante netta i dipende dal sovrapotenziale η attraverso la seguente relazione:

$$i = i_a - i_c = i_0 \cdot \left(e^{\frac{\beta \cdot z \cdot F \cdot \eta}{R \cdot T}} - e^{-\frac{(1-\beta) \cdot z \cdot F \cdot \eta}{R \cdot T}} \right) \quad (5.3)$$

ove β è il fattore di simmetria, generalmente uguale a 0.5, z la carica dello ione interessato al processo elettrodico (per le leghe di alluminio $z=3$), F la costante di Faraday, R la costante universale, T la temperatura assoluta ed i_0 la densità di corrente di scambio in $\mu\text{A}/\text{cm}^2$.

Per valori di $|\eta| < 10$ mV dall'equazione (5.3) si ottiene:

$$i = i_0 \cdot \frac{z \cdot F}{R \cdot T} \cdot \eta \quad (5.4)$$

da cui:

$$\eta = \frac{R \cdot T}{z \cdot F \cdot i_0} \cdot i \quad (5.5)$$

Il termine $R \cdot T / z \cdot F \cdot i_0$ ha le dimensioni di una resistenza ed è chiamato resistenza di polarizzazione, R_p .

Per valori di $\eta > +113/z$ (in mV) il contributo della i_c è trascurabile rispetto a quello della i_a , l'opposto si ha per valori di $\eta < -113/z$ (in mV); in queste condizioni la cinetica delle reazioni catodica ed anodica segue generalmente un comportamento detto "alla Tafel", esprimibile attraverso le seguenti relazioni:

$$\eta_a = b_a \cdot \log\left(\frac{i}{i_o}\right) \quad (5.6)$$

$$\eta_c = b_c \cdot \log\left(\frac{i}{i_o}\right) \quad (5.7)$$

Le costanti b_a e b_c sono dette rispettivamente costante di Tafel anodica e catodica e sono generalmente espresse in mV. La corrente di corrosione può essere stimata facilmente se il processo elettrochimico segue il comportamento alla Tafel, come mostrato nello schema in Figura. 5.9.

Sulla base di queste osservazioni, diverse tecniche possono essere utilizzate per stimare la corrente di corrosione servendosi della estrapolazione di Tafel. Il valore di i_{cor} si ottiene estrapolando la retta di Tafel al potenziale E_{cor} ; di converso tale valore si può ottenere sottoponendo il provino ad una polarizzazione catodica oppure ad entrambe ed estrapolando gli andamenti lineari al valore di E_{cor} .

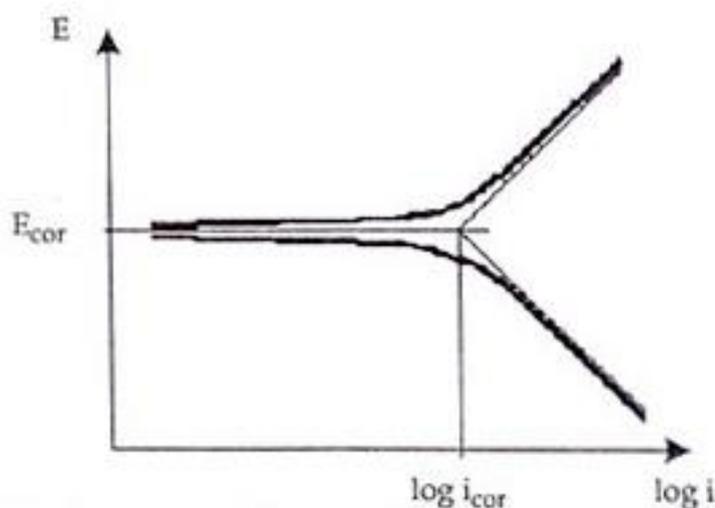


Figura. 5.9 - Relazione tra potenziale e corrente per un comportamento alla Tafel.

5.4.3. Principi di spettroscopia di impedenza elettrochimica

L'uso della spettroscopia di impedenza (EIS) si è sviluppato rapidamente in numerosi campi di ricerca, in virtù della disponibilità di una vasta gamma di strumentazioni ad elevate performance e bassi prezzi di acquisto. Inizialmente questa tecnica è stata impiegata per l'analisi di reti elettriche, ma in seguito si è sviluppata come metodo di indagine per lo studio delle proprietà elettriche dei materiali. Applicazioni tipiche sono lo studio delle batterie e sorgenti di energia elettrica, elettrodeposizione di metalli, proprietà

elettriche di polimeri, passività di metalli, studi di corrosione. Di seguito sono illustrati i principi di base su cui è fondata la EIS.

5.4.3.1. Teoria delle misure

Un sistema in stato stazionario sottoposto ad una perturbazione esterna $x(t)$ (dove la variabile "t" è in genere il tempo) reagisce con una risposta caratteristica $y(t)$, e nel caso più generale la relazione tra perturbazione e risposta può essere scritta:

$$f(x(t), x'(t), x''(t), \dots) = g(y(t), y'(t), y''(t), \dots) \quad (5.8)$$

$x(t)$ può essere un campo magnetico, un campo di deformazione, un campo elettrico, mentre la risposta caratteristica $y(t)$ può essere rispettivamente il campo di induzione che viene a crearsi nel sistema, gli stati tensionali che ivi si generano, o l'intensità di corrente che lo percorre. Nei metodi di indagine basati sull'analisi di risposte in frequenza lo stimolo $x(t)$ è di tipo sinusoidale. Nella spettroscopia di impedenza la perturbazione sinusoidale è di natura elettrica e le analisi sono effettuate sulla relazione tra tensione e corrente. Esistono due distinte tecniche di spettroscopia di impedenza. La tecnica galvanostatica, in cui viene imposta una corrente sinusoidale (perturbazione) e misurata la tensione indotta (risposta), e la tecnica potenziostatica, in cui è una tensione sinusoidale ad essere utilizzata come perturbazione mentre la corrente indotta viene rilevata come risposta. Salvo casi specifici, la tecnica potenziostatica è quella maggiormente impiegata per le indagini di corrosione. Tale tecnica è stata utilizzata in questo lavoro e ad essa si farà riferimento nel seguito della tesi.

Se la relazione tra tensione imposta, $v(t)$, e la corrente indotta, $i(t)$, può essere descritta mediante un'equazione differenziale lineare, del tipo

$$a_0 \cdot v(t) + a_1 \cdot \frac{dv(t)}{dt} + a_2 \cdot \frac{d^2v(t)}{dt^2} + \dots = b_0 \cdot i(t) + b_1 \cdot \frac{di(t)}{dt} + b_2 \cdot \frac{d^2i(t)}{dt^2} + \dots \quad (5.9)$$

allora il sistema in esame si dice lineare. In questo caso alla sinusoide di potenziale, $v(t) = v_0 \sin(\omega t)$, corrisponde una corrente, $i(t) = i_0 \sin(\omega t + \phi)$, di eguale pulsazione ω e sfasata di un angolo ϕ . Pertanto, si possono impiegare le trasformate di Laplace per risolvere la (5.9). In particolare se la relazione corrente tensione contempla solo derivate del primo ordine il sistema può essere descritto mediante la seguente legge di Ohm generalizzata:

$$\underline{V}(\omega) = \underline{Z}(\omega) \cdot \underline{I}(\omega) \quad (5.10)$$

dove le grandezze sono riportate sotto forma di numeri complessi.

La funzione di trasferimento Z , si definisce impedenza e rappresenta dunque il rapporto tra la tensione applicata al sistema e l'intensità di corrente generata. Tale funzione varia al variare della frequenza dello stimolo sinusoidale, e le sue variazioni forniscono informazioni sui meccanismi di conduzione elettrica (ed elettrochimica) del sistema oggetto di studio.

La spettroscopia di impedenza fa dunque un'analisi delle variazioni dell'impedenza al variare della frequenza dello stimolo ed interpreta tali analisi alla luce di meccanismi chimico-fisici. La rappresentazione della funzione $Z(\omega)$ in un certo range di frequenza si definisce spettro di impedenza e risulta l'impronta del sistema in esame.

In un sistema elettrochimico la relazione tra tensione ed intensità di corrente è generalmente non lineare. Tale non linearità appare già nelle misure in corrente continua. Infatti, per un elettrodo la relazione tra tensione statica imposta e corrente indotta segue, nei casi più semplici, la legge di Butler-Volmer e mostra una curva caratteristica fortemente non lineare, come si può osservare in Figura. 5.10. Nella pratica sperimentale è comunque consueto incontrare curve tensione/corrente più complesse. Ad esempio la curva caratteristica dell'alluminio presenta zone di attività, passività e transpassività e dunque zone di forte non linearità.

Per riportare l'analisi dei sistemi elettrochimici al semplice caso lineare, si impiegano perturbazioni di ampiezza sufficientemente piccola tale da poter linearizzare la relazione stimolo-corrente nell'intorno dello stimolo. Si può dimostrare, infatti, che per sinusoidi di potenziali di ampiezza minori di 25 mV ca., le equazioni di base che governano la risposta di un sistema elettrochimico sono lineari con un eccellente approssimazione.

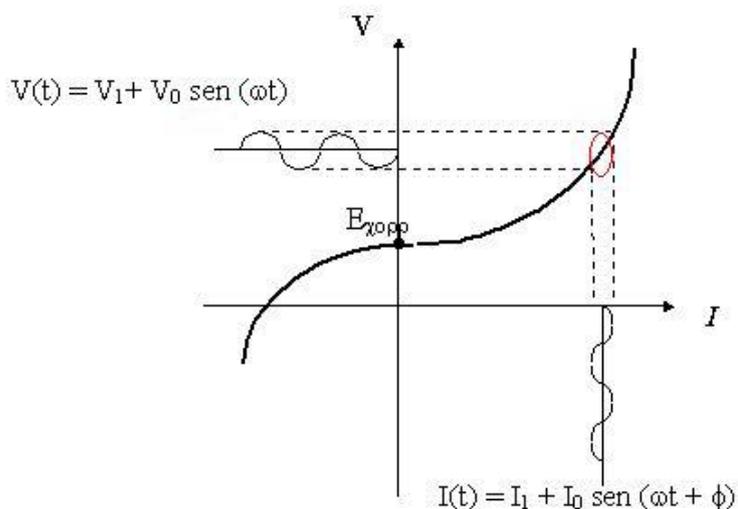


Figura. 5.10 - Approssimazione lineare per piccole perturbazioni.

L'impedenza può essere rappresentata graficamente come vettore su un piano complesso, in base alle sue componenti reali ed immaginarie, come riportato nell'equazione 5.11. Nella convenzione elettrochimica il vettore viene rappresentato mediante la parte reale (o resistiva), $Z' = \text{Re}(Z)$, e l'opposto della parte immaginaria (o reattiva), $Z'' = -\text{Im}(Z)$, come riportato di seguito:

$$\underline{Z(\omega)} = Z' - jZ'' \quad (5.11)$$

Il cambiamento di segno viene adottato per semplificare la rappresentazione nel piano complesso, in quanto nei sistemi elettrochimici sono frequenti elementi di tipo capacitivo (parte immaginaria negativa).

La rappresentazione della parte immaginaria in funzione della parte reale del vettore impedenza, al variare della frequenza dello stimolo, è denominato “diagramma di Nyquist”. Una seconda rappresentazione prevede l’impiego di due diagrammi (“diagrammi di Bode”) dei quali uno riporta il logaritmo del modulo dell’impedenza in funzione del logaritmo della frequenza e l’altro che riporta l’angolo di sfasamento in funzione del logaritmo della frequenza.

Nelle Figure 5.11 ÷ 5.13 vengono riportati i diagrammi di Nyquist e Bode per una resistenza, un condensatore ed un circuito RC parallelo, al fine di aiutare l’interpretazione dei dati sperimentali.

Resistore

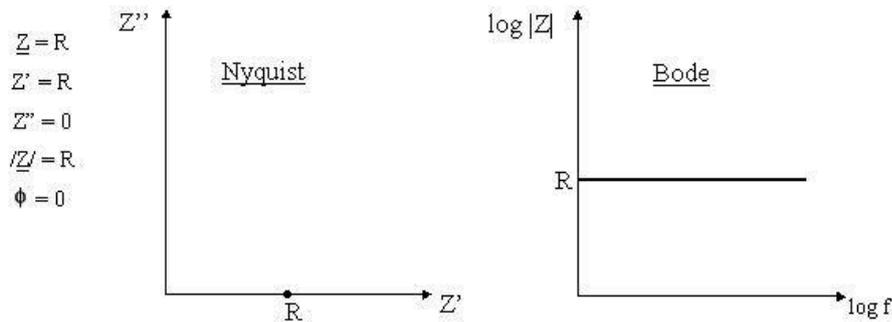


Figura. 5.11 - Diagrammi di Nyquist e Bode per un resistore.

Capacitore

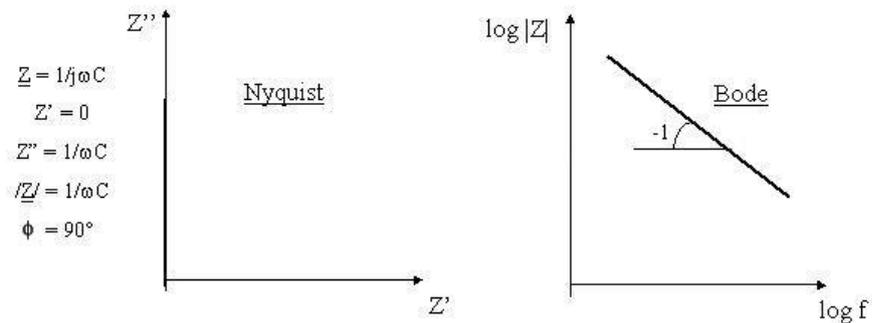


Figura. 5.12 - Diagrammi di Nyquist e Bode per un condensatore.

RC parallelo

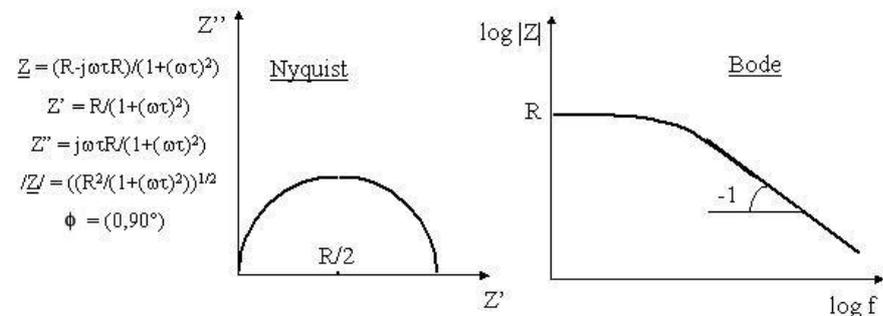


Figura. 5.13 - Diagrammi di Nyquist e Bode per un RC parallelo.

La versatilità della spettroscopia di impedenza nell’interpretazione dei fenomeni di natura elettrica è in larga parte dovuta all’utilizzo di circuiti ideali equivalenti al sistema in esame. Due sistemi A e B si dicono avere

impedenze equivalenti in un certo range di frequenze quando in tale range presentano spettri di impedenza uguali, ossia:

$$A \text{ equivalente } B \text{ in } [f1, f2] \Leftrightarrow Z_A(f) = Z_B(f) \quad \forall f \in [f1, f2] \quad (5.12)$$

In analogia una rete di dipoli ideali è equivalente ad un dato sistema fisico quando presenta uno spettro di impedenza uguale al sistema reale considerato nel range di frequenze indagato. Tale rete di dipoli si dice circuito equivalente (CE). I sistemi elettrochimici possono essere descritti mediante dipoli più o meno semplici. I più comuni dipoli impiegati per questo scopo sono riportati in Tabella 5.2.

Tabella. 5.2 - Elementi circuitali comunemente impiegati nella spettroscopia di impedenza elettrochimica.

Elemento	Simbolo	Impedenza
Resistenza	R	R
Capacità	C	$-j/ \omega C$
Induttanza	L	$j\omega C$
Warburg	W	$1/ \sigma(j2\omega)^{1/2}$
CPE	CPE	$A(j\omega)^n$

σ = Coeff. di Warburg

Il *fitting* dei dati sperimentali all'impedenza del circuito equivalente scelto si può effettuare mediante un software appositamente sviluppato, che applica un algoritmo ai minimi quadrati non lineari. L'uso di tale software ha prodotto due differenti approcci all'interpretazione dei dati di impedenza: un approccio fondamentale, in cui il circuito equivalente è scelto mediante considerazioni di carattere fisico, sulla base di meccanismi elettrochimici noti; un approccio fenomenologico, in cui il circuito è scelto in base alla sua capacità di fittare adeguatamente i dati sperimentali.

Il primo approccio è sicuramente più potente in quanto permette di individuare le variazioni di ben precisi parametri elettrochimici durante il processo di degradazione. La scelta del circuito è però estremamente complessa e risulta impossibile in quei casi in cui i meccanismi elettrochimici non sono noti. Il secondo approccio non riesce a dare informazioni sugli aspetti intrinseci dei fenomeni elettrochimici, però è in grado di fornire un circuito equivalente anche in quei casi in cui il meccanismo elettrochimico non è noto. Tale circuito equivalente risulta comunque un utile strumento di previsione dell'andamento fenomenologico del processo di degradazione.

Obiezioni sull'utilità dell'approccio fenomenologico nascono dalla possibilità di assegnare più di un circuito equivalente per un set di dati sperimentali. Bisogna osservare però che la condizione di equivalenza non è sufficiente ad identificare univocamente il sistema elettrico da accoppiare al sistema reale, perché circuiti diversi possono dare origine a spettri uguali. Pertanto per una corretta modellazione mediante circuiti equivalenti sembra essere necessaria una corretta interpretazione dei fenomeni fisici che caratterizzano il sistema ed a posteriori individuare il corrispondente fisico di ognuno dei singoli dipoli impiegati.

5.5. Stress Corrosion Cracking - SCC

La resistenza alla corrosione sotto sforzo è stata valutata attraverso prove di Stress Corrosion Cracking condotte in accordo alle indicazioni e definizioni contenute nelle seguenti norme:

- ASTM G 44 – Standard Practice for exposure of Metals and alloys by alternate immersion in neutral 3.5% sodium chloride solution.
- ASTM G 47 – Standard test method for determining susceptibility to stress corrosion cracking of 2xxx and 7xxx aluminium alloys products
- ASTM G 49 – Standard practice for preparation and use of direct tension stress corrosion test specimens.

I valori delle proprietà meccaniche dei giunti ed i parametri utilizzati sono riportati in Tabella 5.3.

Tabella 5.3 – Giunti realizzati per SCC

	N, rpm	V, mm/min	UTS, MPa	80% UTS, MPa
AA 2024 T3	500	165	366	293
AA 2139 T3	800	360	375	300
AA 2198 T3	1000	80	340	272
AA 6056 T4	500	165	159	127

5.5.1 Macchina di prova per SCC

La macchina di prova dispone di otto posizioni utili per i test, quindi per ogni materiale indagato è stata realizzata una coppia provini, questi sono stati pre-caricati all'80% del UTS. La geometria dei provini sottoposti alla prova è riportata nella figura che segue:

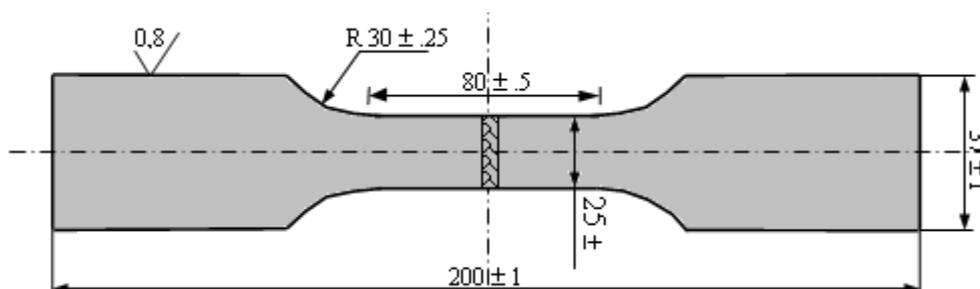


Figura. 5.13 – Dispositivo per imporre la deformazione ai provini per la prova SCC

La deformazione viene imposta ai provini attraverso un apposito dispositivo che consente il montaggio su macchina di prova universale e di congelare la deformazione imposta, letta attraverso un estensimetro. In Figura.5.14 è possibile apprezzare lo schema realizzativo del dispositivo.

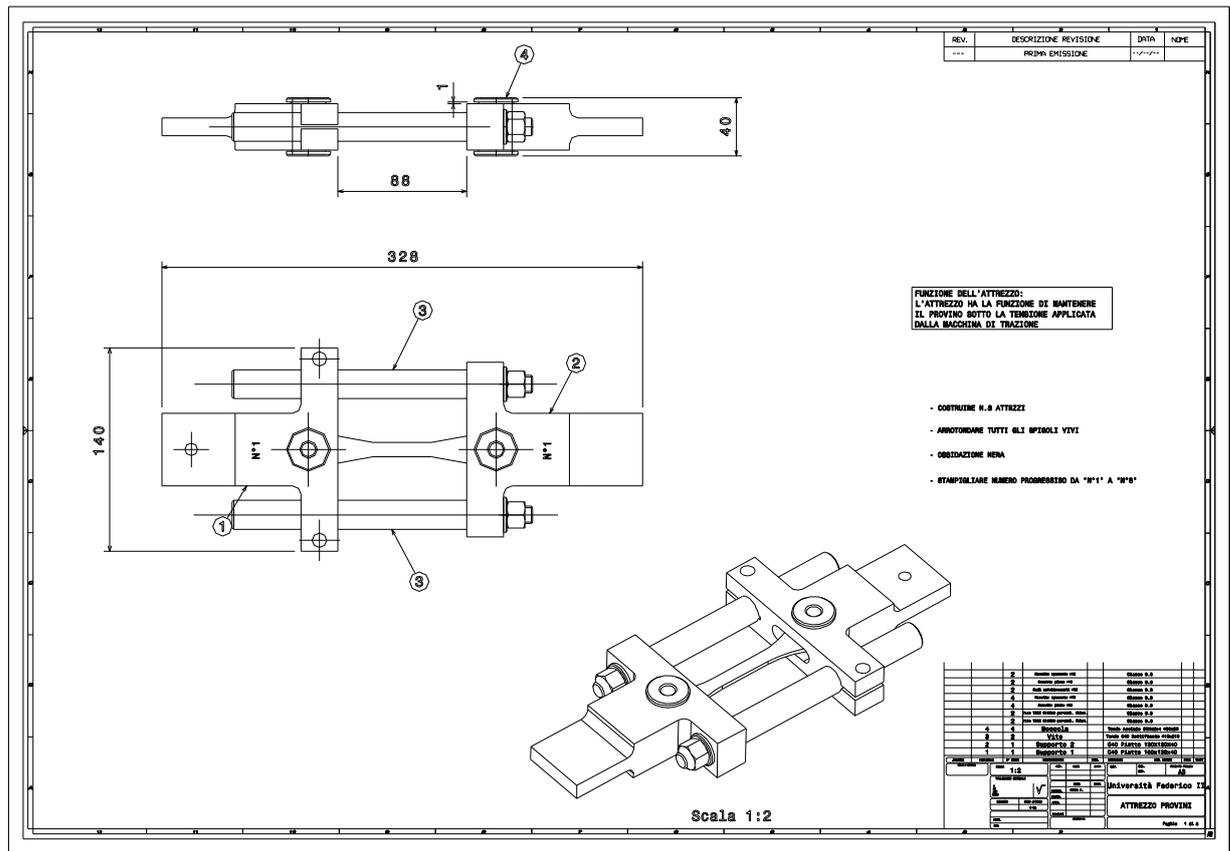


Figura. 5.14 – Dispositivo per imporre la deformazione ai provini per la prova SCC.

Il dispositivo è stato rivestito con un film, una vernice polimerizzante che ha reso possibile l'isolamento elettrico del provino, per evitare fenomeni di corrosione indesiderati, simultaneamente ha reso possibile preservare lo stato del dispositivo. Come è possibile apprezzare dalle immagini, il dispositivo consta fondamentalmente di 2 traverse di acciaio, nelle quali saranno afferrate le estremità del provino da testare. Ad una delle due traverse sono solidali due colonne di acciaio, sulle quali è invece libera di scorrere l'altra traversa: si è realizzata in tal modo una coppia cinematica semplice. Non bisogna farsi trarre in inganno dall'immagine, ma l'afferraggio del provino nelle due citate traverse non avviene semplicemente attraverso il bullone visibile al centro di ciascuna traversa, ma mediante una coppia di tamponi in acciaio con facce opportunamente zigrinate (per migliorare l'afferraggio stesso) serrate attraverso i bulloni. In tal modo il provino è bloccato nel dispositivo, ma ancora scarico. A questo punto è possibile montare il tutto sulla macchina di prova universale, imporre il carico e, note le dimensioni attuali dei singoli provini, la deformazione desiderata. Prima di scaricare la macchina non occorre fare altro che "congelare" lo stato di sollecitazione-deformazione così imposto semplicemente serrando le due viti serranti che agiscono sulla traversa libera (quella in alto nella Figura. 5.15). Queste sono più evidenti nella figura che segue, che aiuta a comprendere il modo in cui dette viti agiscono:

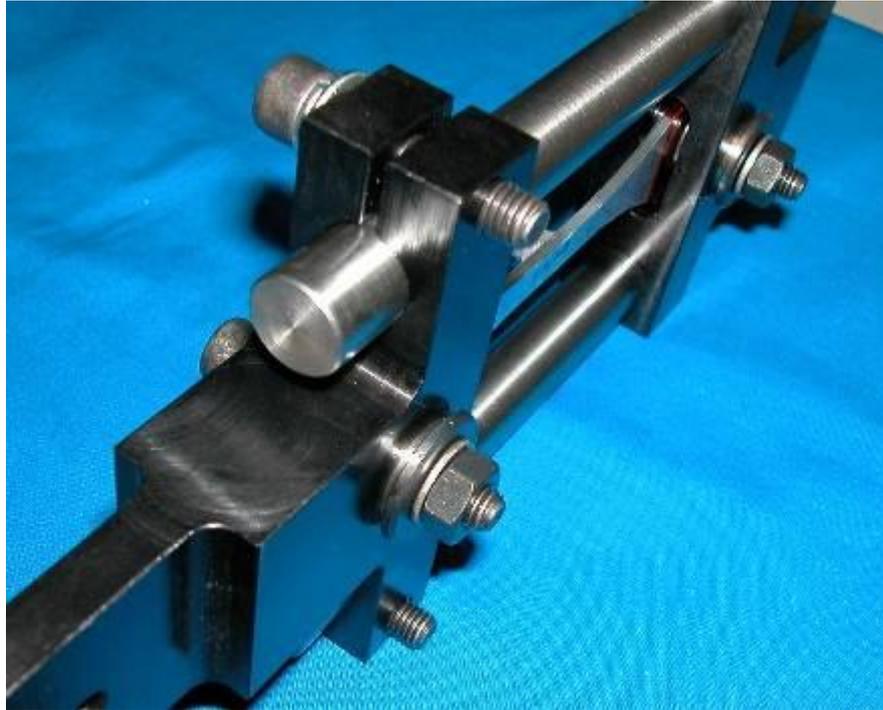


Figura. 5.15 – Particolare del dispositivo e del provino per la prova SCC.

È importante sottolineare che, durante la fase di imposizione della sollecitazione-deformazione desiderata, per maggior accortezza, si fa uso di un estensometro. Tale accorgimento si dimostra essere anche un intrinseco fattore di sicurezza della procedura di prova poiché, una volta serrate le viti di bloccaggio della traversa sulle colonne, e quindi liberato il dispositivo intero dalle ganasce della macchina di prova, è ancora possibile leggere il valore della deformazione reso dall'estensimetro stesso: ciò permette di valutare, e quindi correggere, possibili cedimenti e/o rilassamenti del dispositivo.

I provini così preparati sono poi sottoposti a cicli di immersioni alternati: ciascun ciclo, della durata di 60 minuti, prevede la permanenza per 10 minuti in un bagno di acqua e cloruro di sodio, al 3.5 % in peso, alternato ad un periodo di permanenza fuori da detto bagno, il tutto per la durata di 30 gg.

Nella figura che segue si riporta uno schema dell'intera apparecchiatura realizzata per l'esecuzione del test:

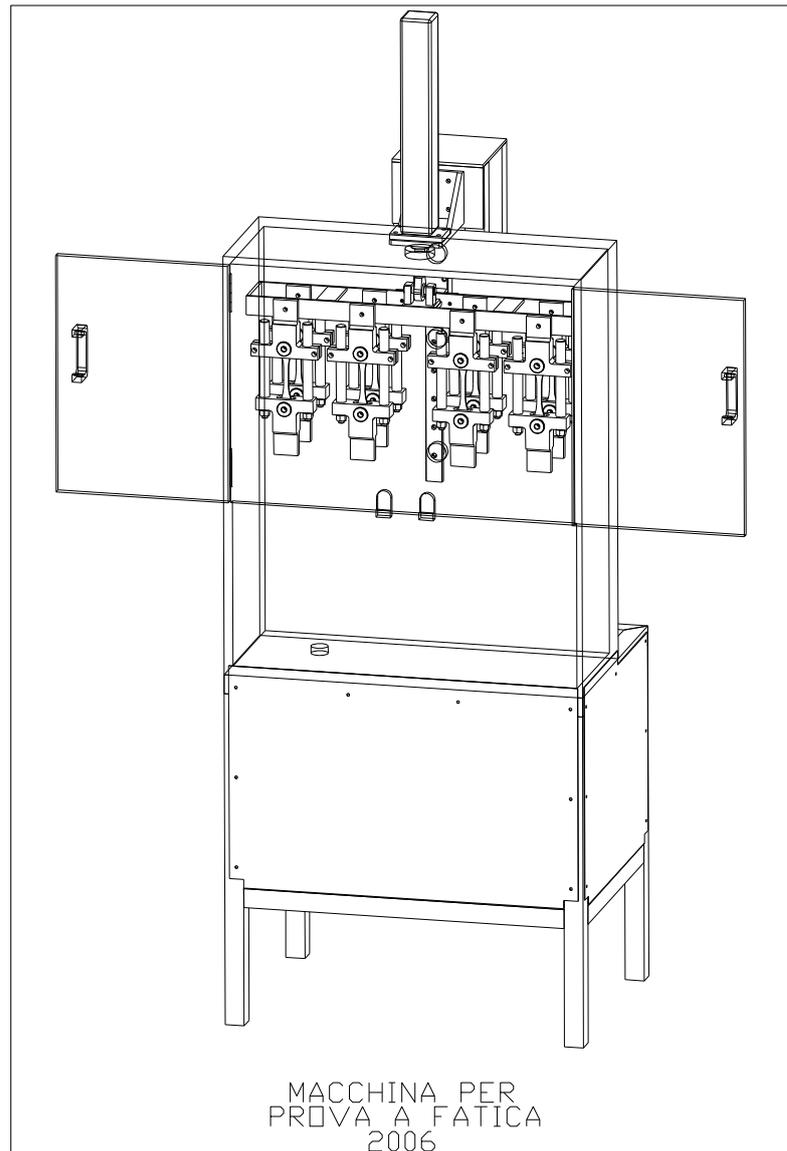


Figura. 5.16 – Apparecchiatura per prove di SCC.

Sullo schema riportato, nella parte bassa, si trova un tavolo in acciaio; su questo poggia una grande vasca in plexiglas alla quale è possibile accedere mediante due porte (aperte nello schema). Ad una traversa mobile è possibile collegare 8 provini, sollecitati come descritto in precedenza: la traversa è mossa attraverso un pistone pneumatico alimentato da un compressore; due semplici interruttori temporizzati comandano le due corse, di discesa e risalita, così da realizzare la prova. Onde evitare che, nel corso della lunga prova, l'ossigeno presente nel bagno possa andare esaurito, e quindi la soluzione diventare deaerata, è stato inserito un sistema per addurre con continuità aria al bagno mediante due insufflatori posti alle due estremità della vasca:



Figura. 5.17 – Particolare di un insufflatore di aria nella vasca.

Posto che nessun provino ha ceduto durante la prova, indagini macroscopiche e microscopiche sono state realizzate dopo i 30 giorni di prova, per verificare lo stato, la morfologia e l'entità dell'attacco corrosivo ed i siti preferenziali dove questa si è manifestata, rispettivamente mediante uno stereoscopio Olympus ed un microscopio ottico Zeiss.

Capitolo 6

Risultati sperimentali:

AA6056 T4

AA2139 T3

6. AA 6056 T78

La lega 6056 T78 è stata saldata combinando due velocità di rotazione dell'utensile e tre velocità di avanzamento dello stesso, secondo lo schema 3x2 della seguente Tabella 6.1. Si riportano altresì i nomi attribuiti ai giunti utilizzati. Per tali giunti sono state condotte prove di tipo statico (misure di trazione) e dinamico (misure di fatica).

Tabella 6.1

a(mm/min) ω(giri/min)	230	325	460
1000	I1	I2	I3
1600	II1	II2	II3

Tabella 6.2

	YS	UTS
	MPa	MPa
Mat base	326	352

Tabella 6.3

giunto	ω [rpm]	v [mm/min]	Weld pitch [mm/rpm]	σ _{0,2} [N/mm ²]	η [%]	σ _{max} [N/mm ²]	ε [%]
AI1	1000	230		216,36	75,92	251,99	3,29
BI1	1000	230	0,23	227,08	79,68	261,35	1,83
CI1	1000	230		219,66	77,07	256,71	2,83
Media				221,03		259,03	2,65
AI2	1000	325		213,96	75,07	231,34	0,70
BI2	1000	325	0,33	237,05	83,18	251,28	0,66
CI2	1000	325		210,77	73,95	212,80	0,33
Media				220,59		231,81	0,56
AI3	1000	460		249,61	87,58	279,25	2,57
BI3	1000	460	0,46	246,30	86,42	269,00	1,81
CI3	1000	460		237,09	83,19	263,88	2,23
Media				244,33		270,71	2,20
AI1	1600	230		237,21	83,23	269,20	1,06
BI1	1600	230	0,14	234,68	82,34	263,10	0,94
CI1	1600	230		243,44	85,42	279,21	1,16
Media				238,44		270,50	1,05
AI2	1600	325		262,72	92,18	292,64	1,04
BI2	1600	325	0,20	235,53	82,64	236,28	0,32
CI2	1600	325		255,95	89,81	284,74	0,96
Media				251,40		271,22	0,77
AI3	1600	460		269,31	94,49	292,89	1,04
BI3	1600	460	0,29	232,03	81,41	235,28	0,21
CI3	1600	460		271,04	95,10	296,55	1,11
Media				257,46		274,91	0,79

In Tabella 6.3 sono riportati i valori ottenuti dalle prove di trazione, per ogni giunto sono stati realizzati tre provini, i dati relativi a $\sigma_{0,2}$ e σ_{max} sono quindi mediati. Si realizza una stima della resa di tali proprietà riferendosi alle caratteristiche del materiale base indicate in Tabella 6.2. Per maggior chiarezza si riportano tali dati sugli istogrammi in Figura 6.18 e Figura 6.19, dai quali si evince chiaramente che non si può definire un trend caratteristico legato al parametro Weld pitch. I livelli massimi si raggiungono per $Wp= 0,29$ (1600 rpm, 460 mm/min), in queste condizioni il giunto rende quasi l'80% delle proprietà del materiale non saldato.

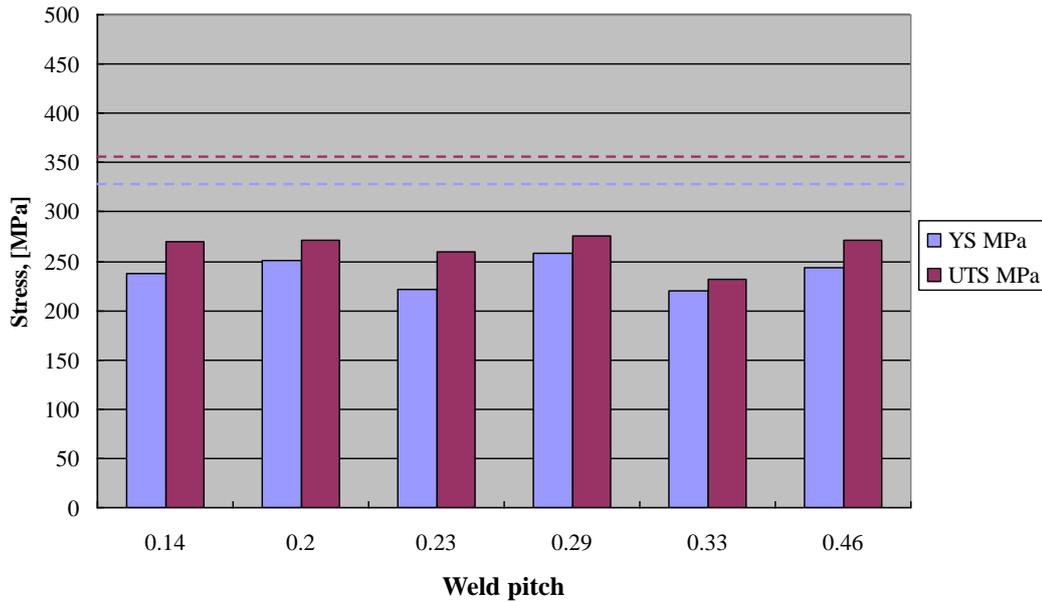


Figura 6.18 - $\sigma_{0,2}$ e σ_{max} per AA 6056 T78

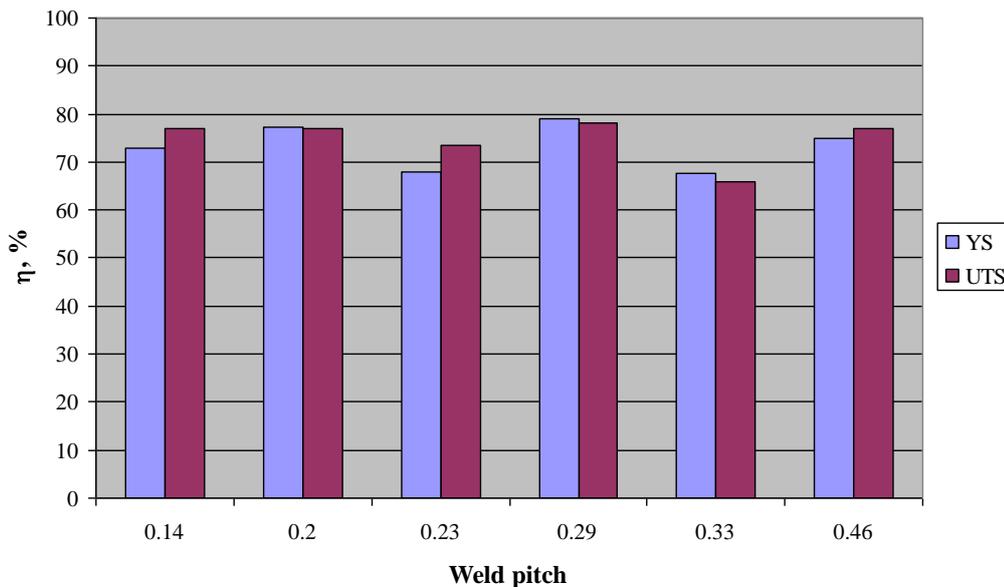


Figura 6.19 - Resa per AA 6056 T78

I risultati delle prove di fatica sono riportati nelle Figura 6.20 - Figura 6.25, si evidenzia che operando ad elevata velocità di rotazione (1600rpm), quindi

6.1 AA 6056 T78 - Anova

Mediante il piano sperimentale realizzato, si esegue una Anova per studiare le caratteristiche meccaniche riportate in precedenza.

6.1.1 UTS

Nei risultati mostrati in tabella, emerge che non è possibile rigettare l'ipotesi nulla, il test di Fisher indica che la varianza osservata al cambiare dei fattori è dello stesso ordine di grandezza di quella fisiologica del sistema: non è possibile distinguere una influenza dei parametri del processo. Ad analoga conclusione si giunge osservando i diagrammi in Figura 6.26 (a, b, c), quindi la superficie di risposta (Figura 6.26 d) e diagramma a curva di livello (Figura 6.26 e) non sono indicativi di un modello attendibile.

Tabella 6.4 - Anova per AA 6056 T78 – UTS

Analysis of Variance for UTS

Source	Sum of Squares	Df	Mean Square	F-Ratio	P-Value
A:RPM	495,042	1	495,042	1,52	0,4338
B:mm_min	68,0625	1	68,0625	0,21	0,7270
AB	14,0625	1	14,0625	0,04	0,8695
BB	402,521	1	402,521	1,24	0,4663
Total error	325,521	1	325,521		
Total (corr.)	1305,21	5			

R-squared = 75,0599 percent

R-squared (adjusted for d.f.) = 0,0 percent

Standard Error of Est. = 18,0422

Mean absolute error = 6,94444

Durbin-Watson statistic = 2,16667

Lag 1 residual autocorrelation = -0,166667

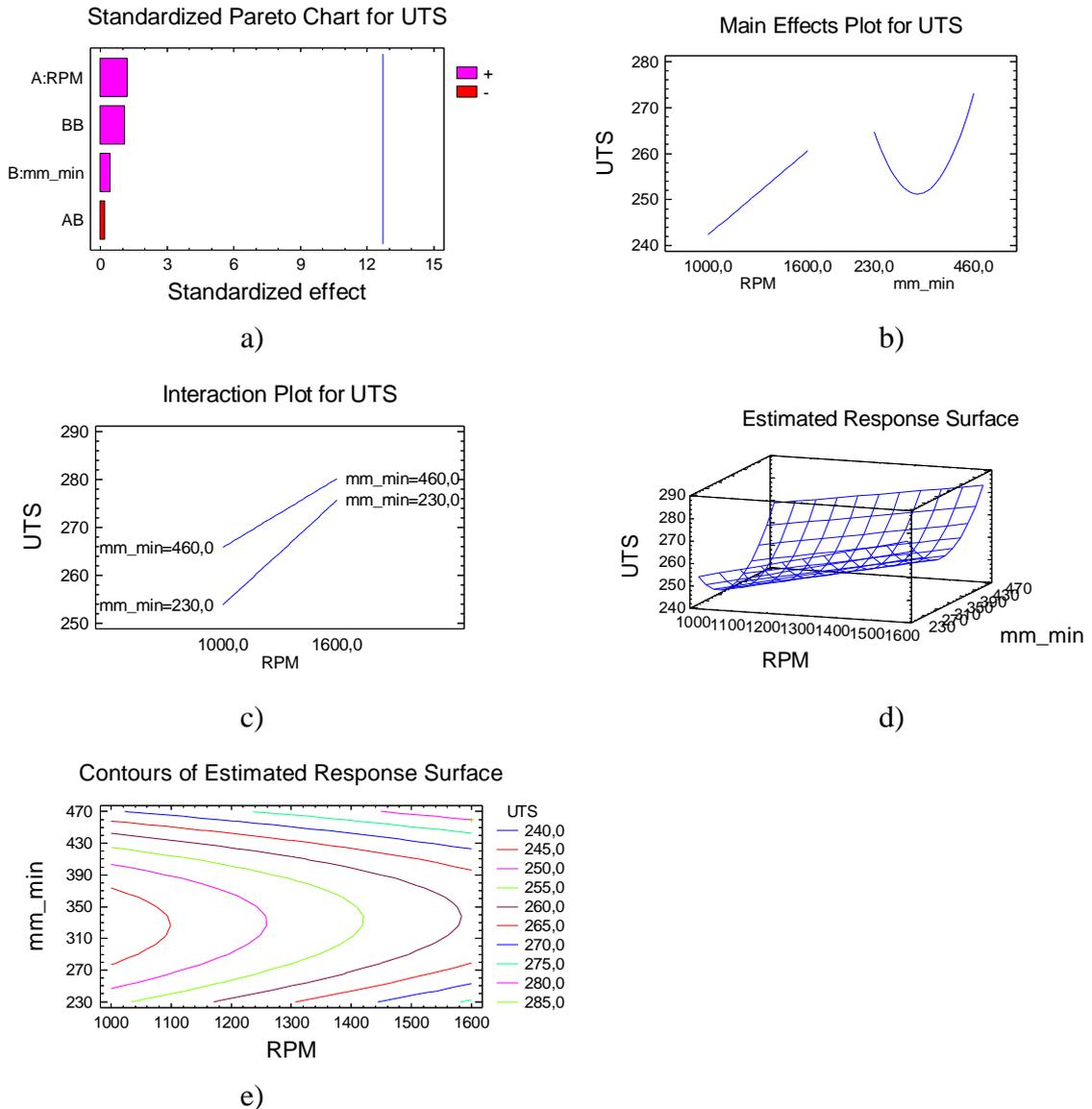


Figura 6.26 - Anova – a) Pareto Chart, b) Main Effect, c) Interaction Plot, d) Response Surface, e) Contours Plot

Analizzando i dati forniti dal *Best-subset* (Tabella 6.5), non emerge un sistema che sia in grado di giustificare significativamente l'andamento dell'UTS.

In Tabella 6.6 si riporta la condizione dei parametri principali che fornisce il massimo per l'UTS

Tabella 6.5

Regression Model Selection

Dependent variable: YS

Independent variables:

A=RPM

B=mm_min

C=mm_min*mm_min

D=RPM*mm_min

Models with Smallest Cp

Model Results

MSE	R-Squared	Adjusted R-Squared	Cp	Included Variables
261,042	0,0	0,0	0,0096	
202,542	37,9282	22,4102	0,488832	A
229,097	29,7899	12,2373	0,815145	D
235,825	45,7961	9,66017	2,17336	AC
247,368	43,1429	5,2381	2,27974	AB
169,792	73,9824	34,9561	3,0432	ABC
207,519	68,2013	20,5033	3,275	BCD
261,042	80,0	0,0	5,0	ABCD

Tabella 6.6

Optimize Response

Goal: maximize UTS

Optimum value = 280,208

Factor	Low	High	Optimum
RPM	1000,0	1600,0	1600,0
mm_min	230,0	460,0	460,0

6.1.2 YS

L'Anova eseguita per YS, riportata in Tabella 7, evidenzia un test di Fisher positivo per le velocità di rotazione e avanzamento dell'utensile, pur candidandosi come fattori influenzanti lo YS, non garantiscono una significatività sufficiente ($P < 0.050$). Quindi, così come per l'UTS, anche in questo caso non è possibile realizzare un modello che possa illustrare con chiarezza l'andamento di YS. Tali indicazioni trovano conferma nei diagrammi in Figura 6.27 - *Anova* - a) *Pareto Chart*, b) *Main Effect*, c) *Interaction Plot*, d) *Response Surface*, e) *Contours Plot*

Tabella 7

Analysis of Variance for YS

Source	Sum of Squares	Df	Mean Square	F-Ratio	P-Value
A:RPM	620,167	1	620,167	8,00	0,2163
B:mm_min	430,563	1	430,563	5,55	0,2555
AB	5,0625	1	5,0625	0,07	0,8407
BB	20,0208	1	20,0208	0,26	0,7007
Total error	77,5208	1	77,5208		
Total (corr.)	1153,33	5			

R-squared = 93,2785 percent

R-squared (adjusted for d.f.) = 66,3927 percent

Standard Error of Est. = 8,80459

Mean absolute error = 3,38889

Durbin-Watson statistic = 2,16667

Lag 1 residual autocorrelation = -0,166667

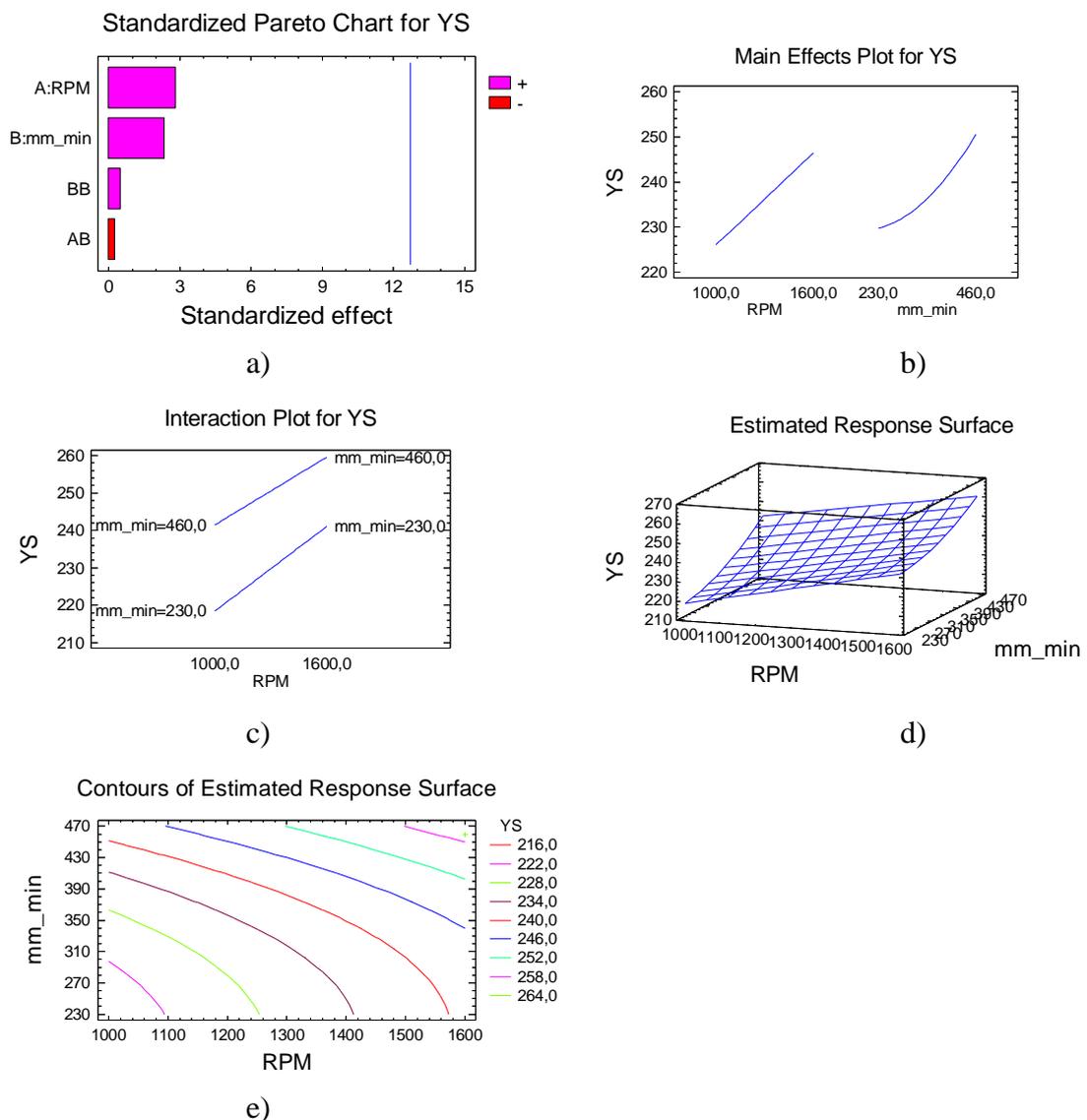


Figura 6.27 - Anova – a) Pareto Chart, b) Main Effect, c) Interaction Plot, d) Response Surface, e) Contours Plot

Tabella 6.8

Regression Model Selection

Dependent variable: YS

Independent variables:

A=RPM

B=mm_min

C=mm_min*mm_min

D=RPM*mm_min

Models with Smallest Cp

Model Results

MSE	R-Squared	Adjusted R-Squared	Cp	Included Variables
47,1762	83,6383	79,5479	0,434246	D
29,5555	92,3122	87,1869	1,14378	AC
34,2014	91,1037	85,1728	1,32357	AB
39,7622	93,1048	82,7621	3,02584	ACD
41,2917	92,8396	82,099	3,06531	ABC
133,292	53,7717	42,2146	4,87772	A
77,5208	93,2785	66,3927	5,0	ABCD
230,667	0,0	0,0	10,8777	

Tabella 6.9

Type III Sums of Squares

Source	Sum of Squares	Df	Mean Square	F-Ratio	P-Value
RPM	620,167	1	620,167	15,02	0,0606
mm_min*mm_min	450,583	2	225,292	5,46	0,1549
Residual	82,5833	2	41,2917		
Total (corrected)	1153,33	5			

Analysis of Variance for YS

Source	Sum of Squares	Df	Mean Square	F-Ratio	P-Value
Model	1070,75	3	356,917	8,64	0,1055
Residual	82,5833	2	41,2917		
Total (Corr.)	1153,33	5			

R-Squared = 92,8396 percent

R-Squared (adjusted for d.f.) = 82,099 percent

Standard Error of Est. = 6,42586

Mean absolute error = 3,38889

Durbin-Watson statistic = 2,1871 (P=0,0000)

Model: $YS=236,25+20,33RPM+7,75mm_min^2$

Dall'analisi del *Best-Subset* in

Tabella 6.8 e dall'Anova corrispondente al miglior sistema selezionato (Tabella 6.9), si conferma l'assenza di influenze significative dei parametri del processo sulla stima di un modello per la YS.

6.1.3 RESA UTS

La resa della UTS, rispecchia fedelmente quanto detto in precedenza per l'Anova dello stesso UTS, i parametri del processo non sono significativamente influenti per definire un modello attendibile.

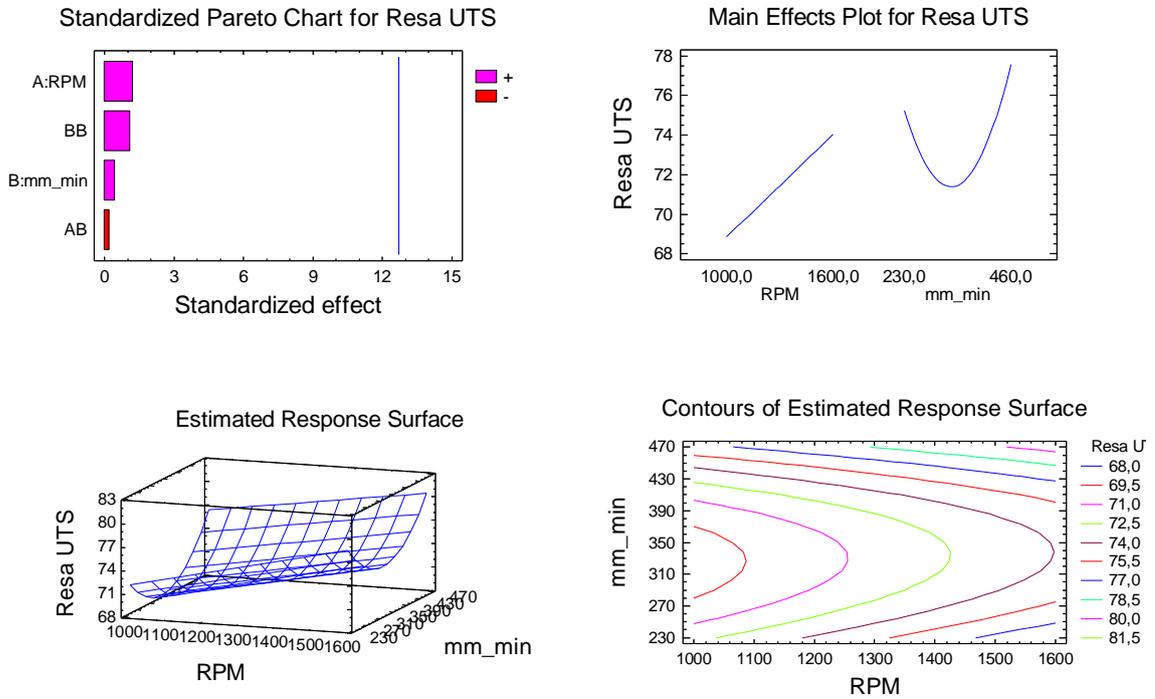


Figura 6.28 - Anova – Resa UTS

6.1.4 RESA YS

La resa di YS, analogamente alla resa del UTS, conferma che non è possibile definire un modello attendibile per descrivere la risposta del sistema in termini di YS.

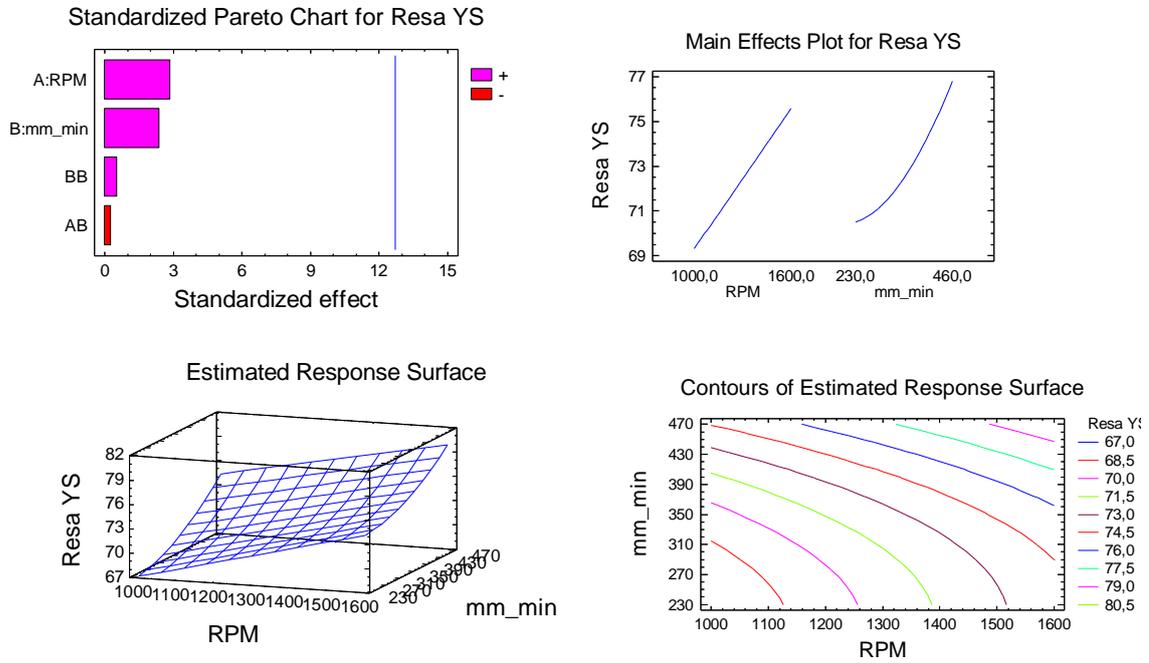


Figura 6.29 - Anova – Resa YS

6.2. AA 2139 T8

Si vuole studiare il processo di saldatura FSW per la lega AA 2139 T8, analizzando l'influenza sulle proprietà meccaniche dei principali parametri di processo: velocità di rotazione (ω , RPM) e di avanzamento (v , mm/min) dell'utensile, si verifica altresì gli effetti di tali parametri sulle Temperature massime registrate sul giunto, e sulle forze che agiscono sull'utensile, sia parallelamente (F_x) che ortogonalmente (F_z) al piano di saldatura. La sperimentazione è stata realizzata impostando un piano sperimentale (*Design of Experiment - DoE*), attraverso tale tecnica è possibile verificare con elevata precisione quale sia l'influenza di ogni singolo parametro sul giunto finale.

Per la AA 2139 T8 si realizza un Piano Box-Jenkins a 3 livelli: oltre ai due sopraindicati, si verifica l'influenza della profondità di penetrazione della saldatura, si indicherà con P lo spessore residuo ovvero la dimensione della parte non direttamente coinvolta dal passaggio dell'utensile che risulta non saldata (Figura 6.30), il punto centrale è stato replicato 3 volte, il piano è stato replicato 2 volte.

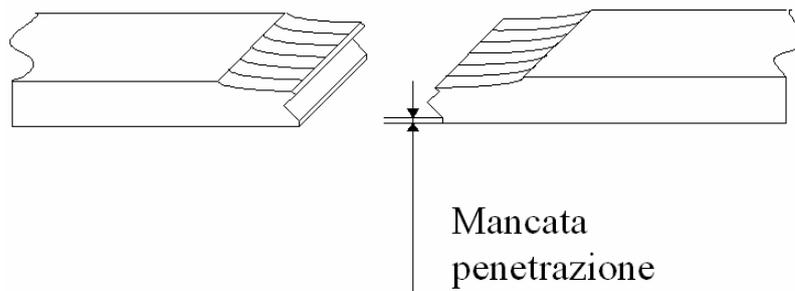


Figura 6.30 - Spessore non coinvolto dall'utensile P

Successivamente si analizzerà anche la AA 2198 T3, per la quale si implementa un piano sperimentale DoE, si utilizza un Piano Fattoriale Completo 3^3 , con 3 fattori: ω , v e la posizione relativa del provino sul giunto, che sarà identificata con i progressivi 1, 2 e 3 a partire dal lato vicino al punto d'ingresso dell'utensile (run-in). Per verificare la presenza di eventuali non linearità, si è deciso di replicare quattro volte il punto centrale del piano. La AA 2198 T3 sarà analizzata in dettaglio nel successivamente, in questo momento si vuole solo far emergere le differenze dei parametri di processo adottate con la AA 2139 T8.

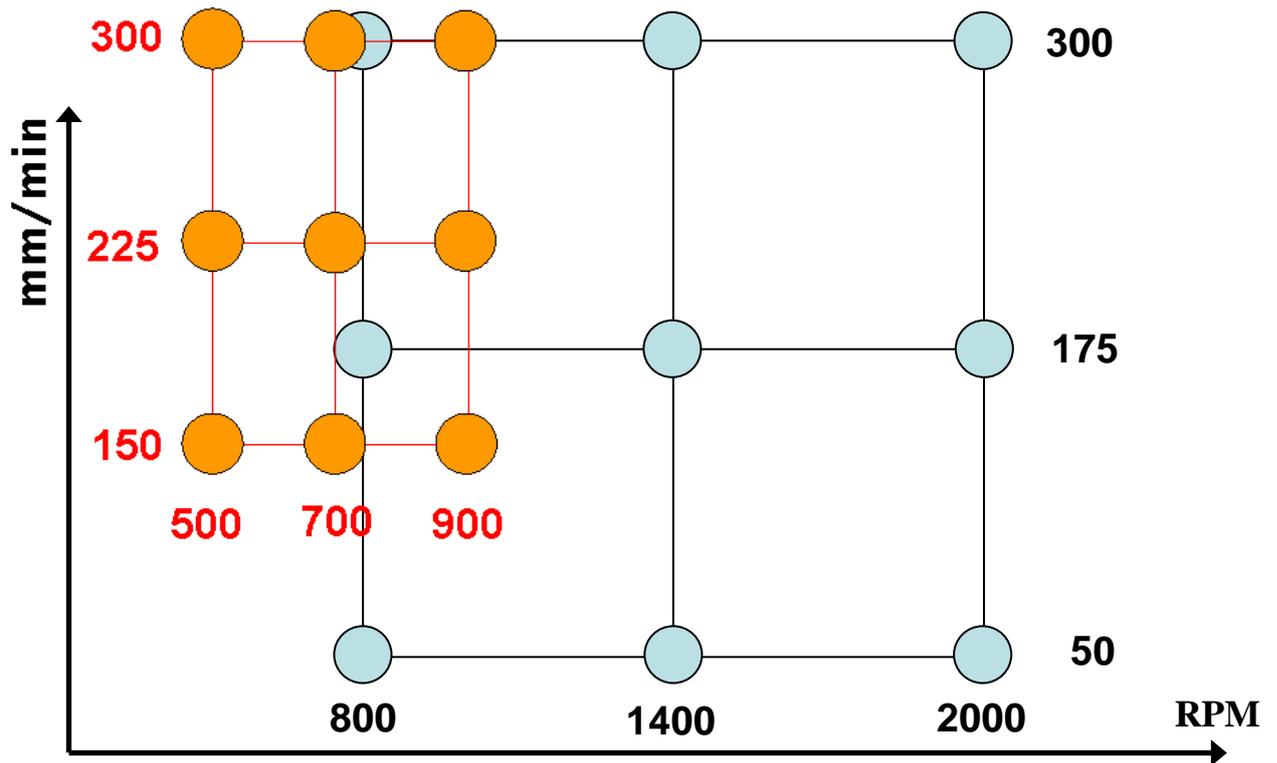


Figura 6.31 - DoE per AA 2139 T8 e AA 2198 T3

In Figura 6.31 si riportano i DoE realizzati, evidenziando i parametri inerenti l'utensile, si nota che per la AA 2198 T3 il piano è tutto spostato in alto a sinistra, tale scelta è stata concordata in questo modo perché nelle condizioni utilizzate per la AA 2139 T8, la saldatura della AA 2198 T3 non avveniva. Inoltre, in Figura 6.32 sono illustrati i piani completi utilizzati: un piano a *Superficie di Risposta* per la AA 2139 T8, e un piano *Fattoriale Completo* 3^3 per AA 2198 T3.

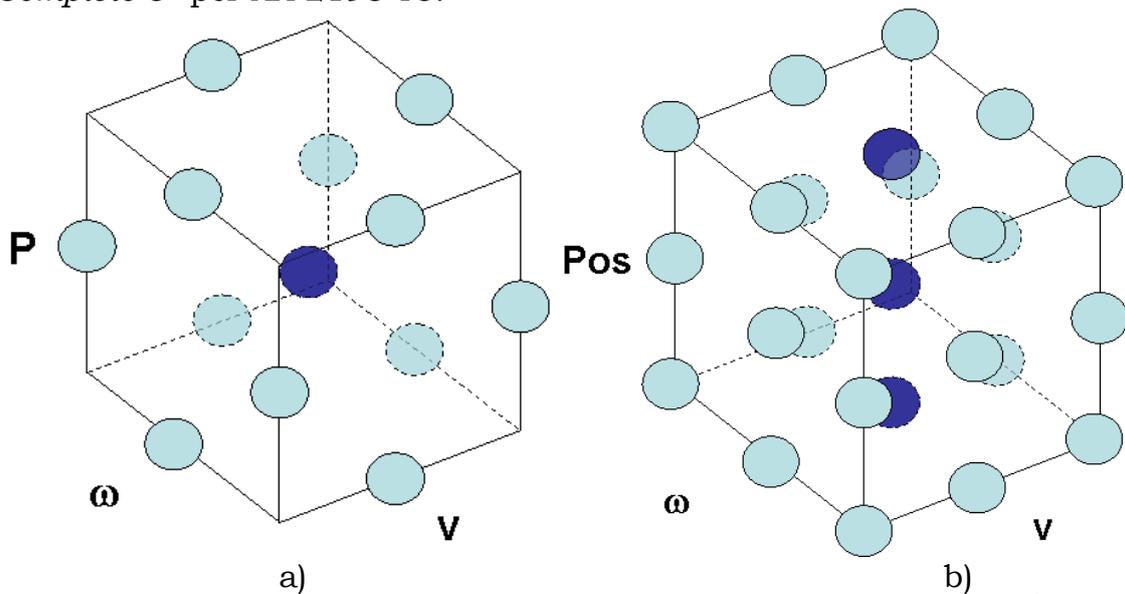


Figura 6.32 - DoE- a)Superficie di risposta AA2139 T8, b)Fattoriale completo 3^3 AA2198 T3

Il piano sperimentale utilizzato per la AA 2139 T8 è riepilogato brevemente, con l'indicazione dei livelli standardizzati, nelle seguenti Tabella 6.10 (AA 2139 T8). Le proprietà dei materiali base sono indicate in Tabella 6.11

Tabella 6.10

Profondità	Livello	-1	0	1
	Valore	0.07	0.10	0.13
Rotazione ω	Livello	-1	0	1
	Valore	800	1400	2000
Avanzamento v	Livello	-1	0	1
	Valore	50	175	300

Tabella 6.11

		YS0.2	UTS	E	A %
		MPa	Mpa	Gpa	
AA 2139	L	419	456	69.9	15.3
	LT	402	451	69.8	14.3

6.2.1 Temperature

La rilevazione delle temperature massime sul giunto ha prodotto i dati riportati nella seguente figura. Per la lega 2139 T8 (Figura 6.33 - *Temperatura per AA 2139 T8*) è possibile osservare un andamento coerente dei valori, all'aumentare della velocità di avanzamento per unità di giri dell'utensile, si osserva una graduale diminuzione della temperatura.

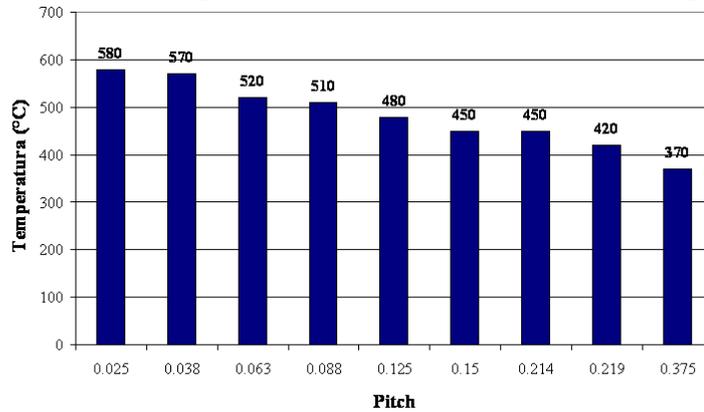


Figura 6.33 - Temperatura per AA 2139 T8

6.2.1.1 Temperatura: Anova

I dati rilevati sono stati analizzati attraverso una Anova, per la 2139 T8 (Tabella 6.12) emerge che è possibile rigettare l'ipotesi nulla per gli effetti principali lineari (ω, v) e per il quadrato della velocità di rotazione (ω^2) con una significatività maggiore del 95%. Il test R^2 fornisce un valore pari al 97,43%, quindi globalmente il sistema reale è ben modellato, il diagramma dei residui (Figura 6.34) conforta tale indicazione a meno della distribuzione non proprio gaussiana degli stessi.

Tabella 6.12

Response Surface Regression: Temp versus RPM; mm_min

The analysis was done using coded units.

Estimated Regression Coefficients for Temp

Term	Coef	SE Coef	T	P
Constant	486,667	8,240	59,060	0,000
RPM	38,333	4,513	8,493	0,003
mm_min	-66,667	4,513	-14,771	0,001
RPM*RPM	-25,000	7,817	-3,198	0,049
mm_min*mm_min	20,000	7,817	2,558	0,083
RPM*mm_min	5,000	5,528	0,905	0,432

S = 11,0554 PRESS = 3994,90

R-Sq = 99,04% R-Sq(pred) = 89,49% R-Sq(adj) = 97,43%

Analysis of Variance for Temp

Source	DF	Seq SS	Adj SS	Adj MS	F	P
Regression	5	37633,3	37633,3	7526,7	61,58	0,003
Linear	2	35483,3	35483,3	17741,7	145,16	0,001
Square	2	2050,0	2050,0	1025,0	8,39	0,059
Interaction	1	100,0	100,0	100,0	0,82	0,432
Residual Error	3	366,7	366,7	122,2		
Total	8	38000,0				

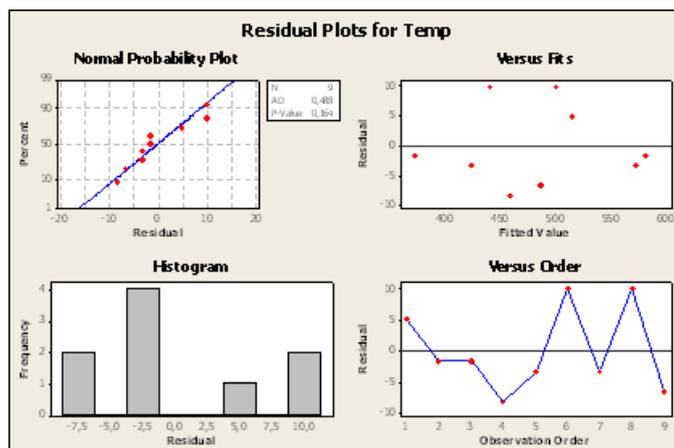


Figura 6.34 - Residual plot per la Temperatura – AA2139T8

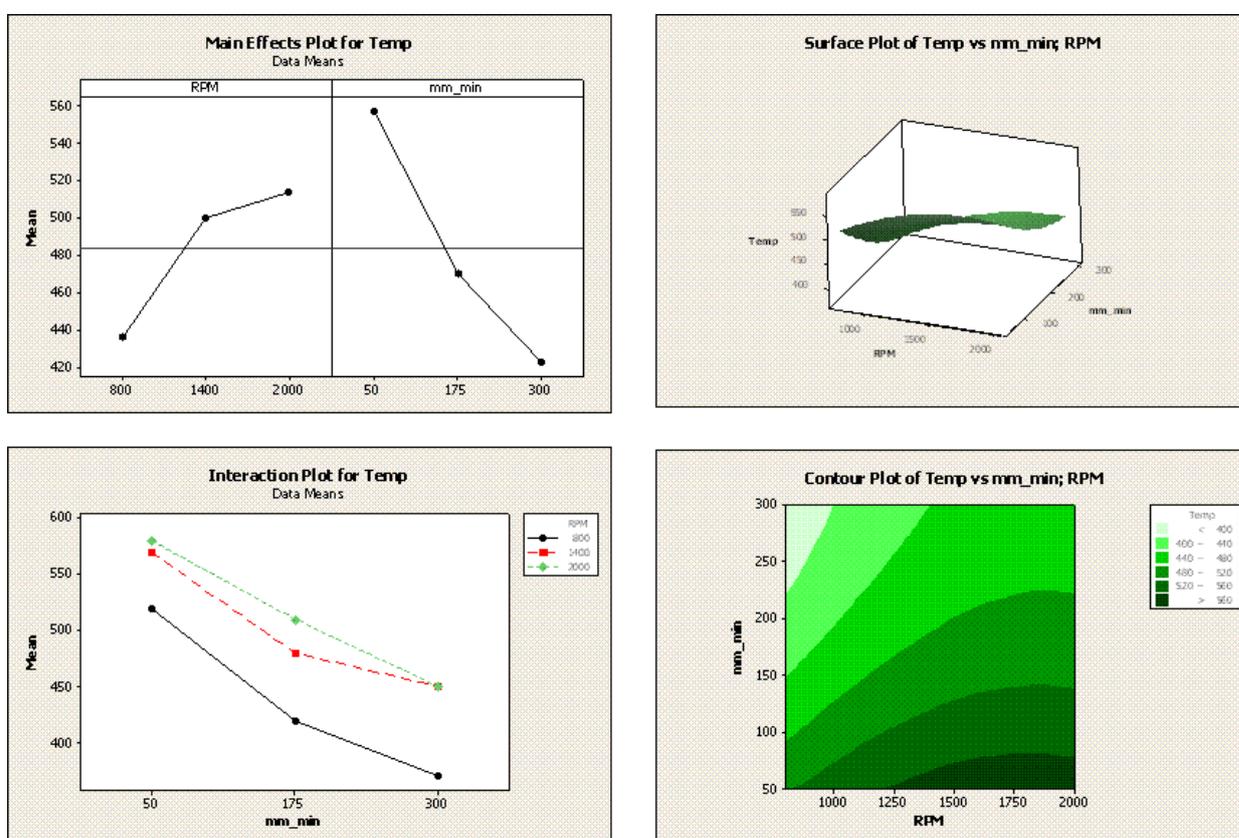


Figura 6.35 - Main Effect plot, Interaction plot, Surface plot e Contour plot per Temperatura

Dal Main Effect plot in Figura 6.35 si evince chiaramente quale sia il peso relativo degli effetti principali, in particolare si osserva una maggiore incidenza di v rispetto a ω . L'interaction plot conferma quanto osservato in Anova, non sono infatti presenti interazioni fra gli effetti. Il Contour plot ed il Surface plot mostrano che la temperatura aumenta al diminuire di v ed all'aumentare di ω .

Il Best Subset Regression, i cui risultati sono indicati in Tabella 6.13, indica quale è il modello ottimale: considerando i fattori principali ed i rispettivi quadrati si ottiene un $R^2=97,5\%$ con la minima varianza possibile $s=10,801$. Con tali indicazioni si esegue quindi una Anova ed una regressione per ottenere l'espressione del modello che meglio approssima la temperatura reale (Tabella 6.14 - Figura 6.36).

Tabella 6.13

Best Subsets Regression: Temp versus RPM; mm_min; ...

Response is Temp

Vars	R-Sq	R-Sq(adj)	Mallows Cp	S	M	n	2	2	n
1	70,2	65,9	87,7	40,237	X				
1	62,6	57,2	111,3	45,064			X		
2	93,4	91,2	17,6	20,480	X	X			
2	90,9	87,9	25,1	23,944	X	X			
3	96,7	94,7	9,4	15,916	X	X	X		
3	95,5	92,8	13,0	18,529	X	X	X		
4	98,8	97,5	4,8	10,801	X	X	X	X	
4	96,9	93,9	10,5	17,078	X	X	X	X	
5	99,0	97,4	6,0	11,055	X	X	X	X	X

Tabella 6.14

Regression Analysis: Temp versus RPM; mm_min; RPM2; mm_min2

The regression equation is

$$\text{Temp} = 394 + 0,258 \text{ RPM} - 0,981 \text{ mm_min} - 0,000069 \text{ RPM2} + 0,00128 \text{ mm_min2}$$

Predictor	Coef	SE Coef	T	P
Constant	393,64	39,83	9,88	0,001
RPM	0,25833	0,05986	4,32	0,012
mm_min	-0,9813	0,1747	-5,62	0,005
RPM2	-0,00006944	0,00002122	-3,27	0,031
mm_min2	0,0012800	0,0004888	2,62	0,059

S = 10,8012 R-Sq = 98,8% R-Sq(adj) = 97,5%

Analysis of Variance

Source	DF	SS	MS	F	P
Regression	4	37533,3	9383,3	80,43	0,000
Residual Error	4	466,7	116,7		
Total	8	38000,0			

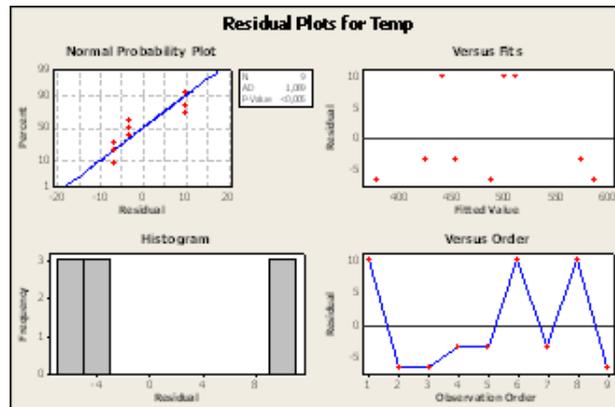


Figura 6.36 - Residui del modello ottimale

6.2.2 Forze

Come già detto nel Materiali e Metodi, un'andamento tipico delle forze che agiscono sull'utensile nella direzione parallela (F_x) e perpendicolare alla saldatura (F_z), è riportato nella seguente figura.

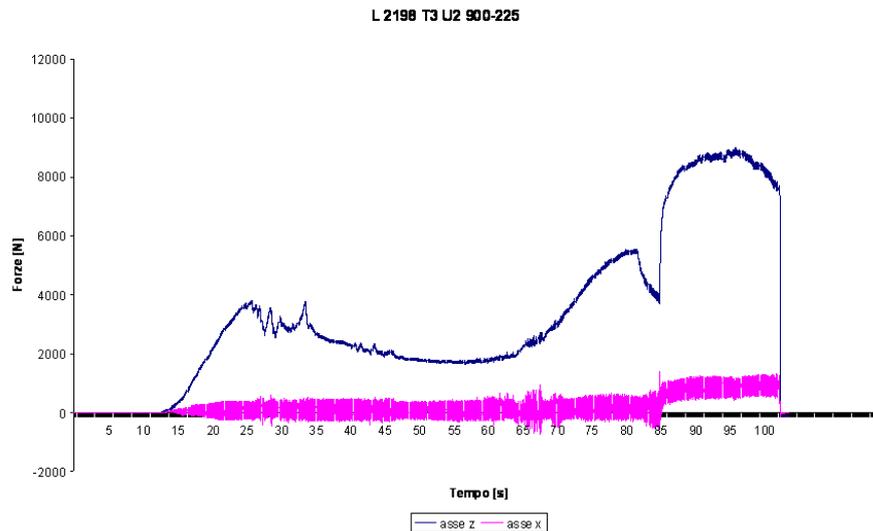


Figura 6.37 - Andamento reale F_x e F_z

In Tabella 6.15 sono riportati i valori dei picchi di F_z rilevati in corrispondenza dell'affondamento dello Shoulder, è evidente che al crescere di ω si osserva un calo di F_z , così come ci si aspetta da un giunto più caldo e rammollito.

Tabella 6.15

AA 2139 T8

ω , RPM	F_z picco, KN
800	10
1400	5
2000	4

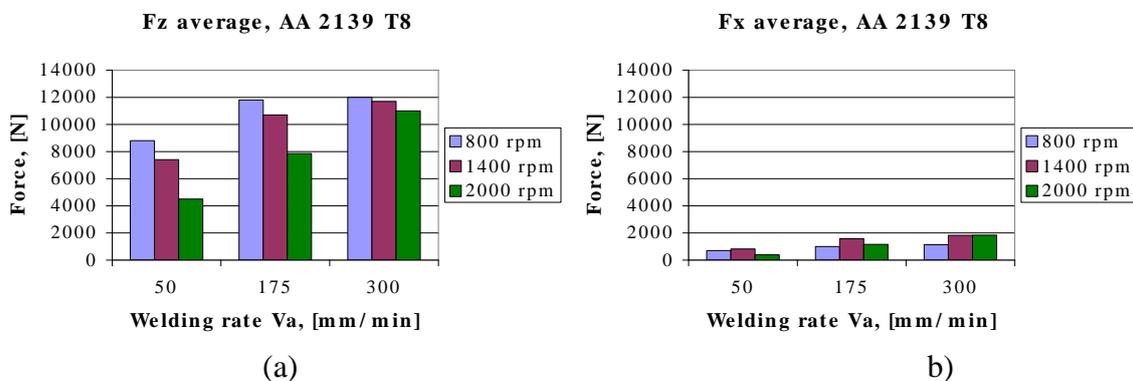


Figura 6.38 – F_z (a) e F_x (b) medie a regime per A A2139 T8

In Figura 6.38 si riportano le Fz e Fx in funzione di v e ω . Si osserva una riduzione delle Fz all'aumentare di ω , si manifesta un aumento di Fz al crescere di v. Per le Fx è meno evidente e chiaro l'andamento rispetto a v e ω .

6.2.2.1 Forze: Anova – 2139 T8

I risultati dell'Anova sono ripostati in Tabella 6.16, si evince che l'ipotesi nulla viene accettata per i termini del secondo ordine, che possono quindi essere esclusi dal modello finale. L'ipotesi nulle va rigettata, invece, per i termini lineari. In questo caso si ottiene un $R^2=96,28\%$, ed un diagramma dei residui in Figura 6.39 con medie troppo lontane dal valore nullo (andamento gaussiano) per garantirci l'efficacia di tutti i parametri.

Si procede allora alla rimozione dei termini quadratici dei parametri, in questo caso il modello peggiora la precisione: $R^2=90,8\%$ e un corrispondente aumento della varianza s (Tabella 6.17, Figura 6.40)

Tabella 6.16

Response Surface Regression: Fz versus RPM; mm_min

The analysis was done using coded units.
Estimated Regression Coefficients for Fz

Term	Coef	SE Coef	T	P
Constant	10522,2	369,0	28,515	0,000
RPM	-1541,7	202,1	-7,628	0,005
mm_min	2333,3	202,1	11,545	0,001
RPM*RPM	-608,3	350,1	-1,738	0,181
mm_min*mm_min	-883,3	350,1	-2,523	0,086
RPM*mm_min	825,0	247,5	3,333	0,045

S = 495,068 PRESS = 8626052
R-Sq = 98,60% R-Sq(pred) = 83,63% R-Sq(adj) = 96,28%

Analysis of Variance for Fz

Source	DF	Seq SS	Adj SS	Adj MS	F	P
Regression	5	51950278	51950278	10390056	42,39	0,006
Linear	2	46927083	46927083	23463542	95,73	0,002
Square	2	2300694	2300694	1150347	4,69	0,119
Interaction	1	2722500	2722500	2722500	11,11	0,045
Residual Error	3	735278	735278	245093		
Total	8	52685556				

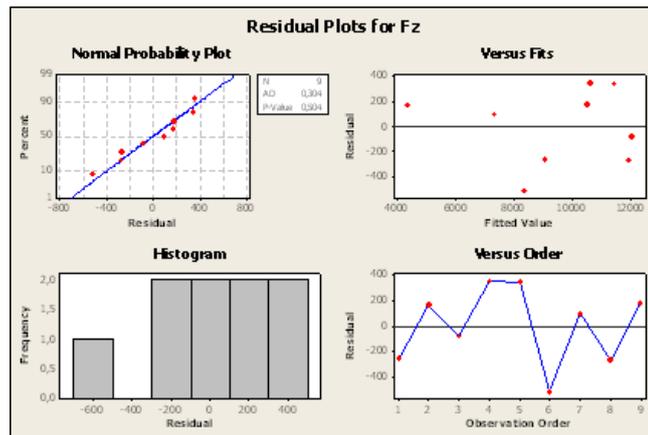


Figura 6.39 - Residual plot per Fz

Tabella 6.17

Regression Analysis: Fz versus RPM; mm_min; RPM*mm_min

The regression equation is

$$Fz = 12553 - 4,49 \text{ RPM} + 3,27 \text{ mm_min} + 0,0110 \text{ RPM*mm_min}$$

Predictor	Coef	SE Coef	T	P
Constant	12553	1561	8,04	0,000
RPM	-4,494	1,052	-4,27	0,008
mm_min	3,267	7,705	0,42	0,689
RPM*mm_min	0,011000	0,005195	2,12	0,088

S = 779,227 R-Sq = 94,2% R-Sq(adj) = 90,8%

Analysis of Variance

Source	DF	SS	MS	F	P
Regression	3	49649583	16549861	27,26	0,002
Residual Error	5	3035972	607194		
Total	8	52685556			

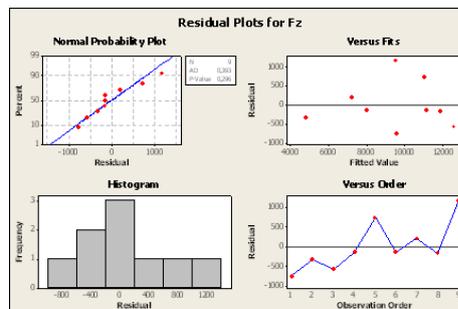


Figura 6.40 - Residual plot per Fz – ottimo Anova

Per fare chiarezza, non resta altro che analizzare il *Best Subset Regression* in Tabella 6.18, dal quale si evince che il miglior modello possibile è quello che si ottiene trascurando la velocità di rotazione ω , cui corrisponde la varianza minima e $R^2=97,2\%$. L'Anova realizzata (Tabella 6.19) ed il relativo diagramma dei residui (Figura 6.41), conferma la bontà del fitting dei dati.

Tabella 6.18

Best Subsets Regression: Fz versus RPM; mm_min; ...
 Response is Fz

Vars	R-Sq	R-Sq(adj)	Mallows Cp	S	M	n	2	2	n
1	62,0	56,6	76,7	1691,1	X				
1	54,2	47,7	93,4	1855,9			X		
2	95,4	93,9	6,8	633,18		X	X		
2	94,0	92,0	9,8	724,01	X			X	
3	95,7	93,1	8,2	673,34		X	X	X	
3	95,6	93,0	8,4	677,88	X	X		X	
4	98,6	97,2	4,0	429,25	X	X	X	X	X
4	97,2	94,4	7,0	607,33	X	X		X	X
5	98,6	96,3	6,0	495,07	X	X	X	X	X

Tabella 6.19

Regression Analysis: Fz versus mm_min; RPM2; mm_min2; RPM*mm_min

The regression equation is

$$Fz = 8661 + 23,0 \text{ mm_min} - 0,00161 \text{ RPM2} - 0,0565 \text{ mm_min}^2 + 0,0111 \text{ RPM*mm_min}$$

Predictor	Coef	SE Coef	T	P
Constant	8660,6	656,1	13,20	0,000
mm_min	22,973	7,973	2,88	0,045
RPM2	-0,0016100	0,0002011	-8,01	0,001
mm_min2	-0,05653	0,01943	-2,91	0,044
RPM*mm_min	0,011057	0,002800	3,95	0,017

S = 429,252 R-Sq = 98,6% R-Sq(adj) = 97,2%

Analysis of Variance

Source	DF	SS	MS	F	P
Regression	4	51948526	12987131	70,48	0,001
Residual Error	4	737030	184257		
Total	8	52685556			

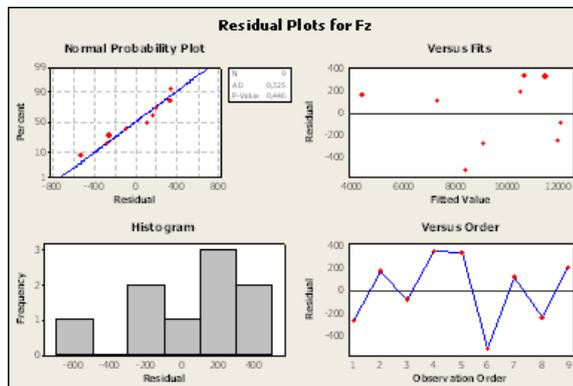


Figura 6.41: Residual plot Fz – ottimo Best Subset

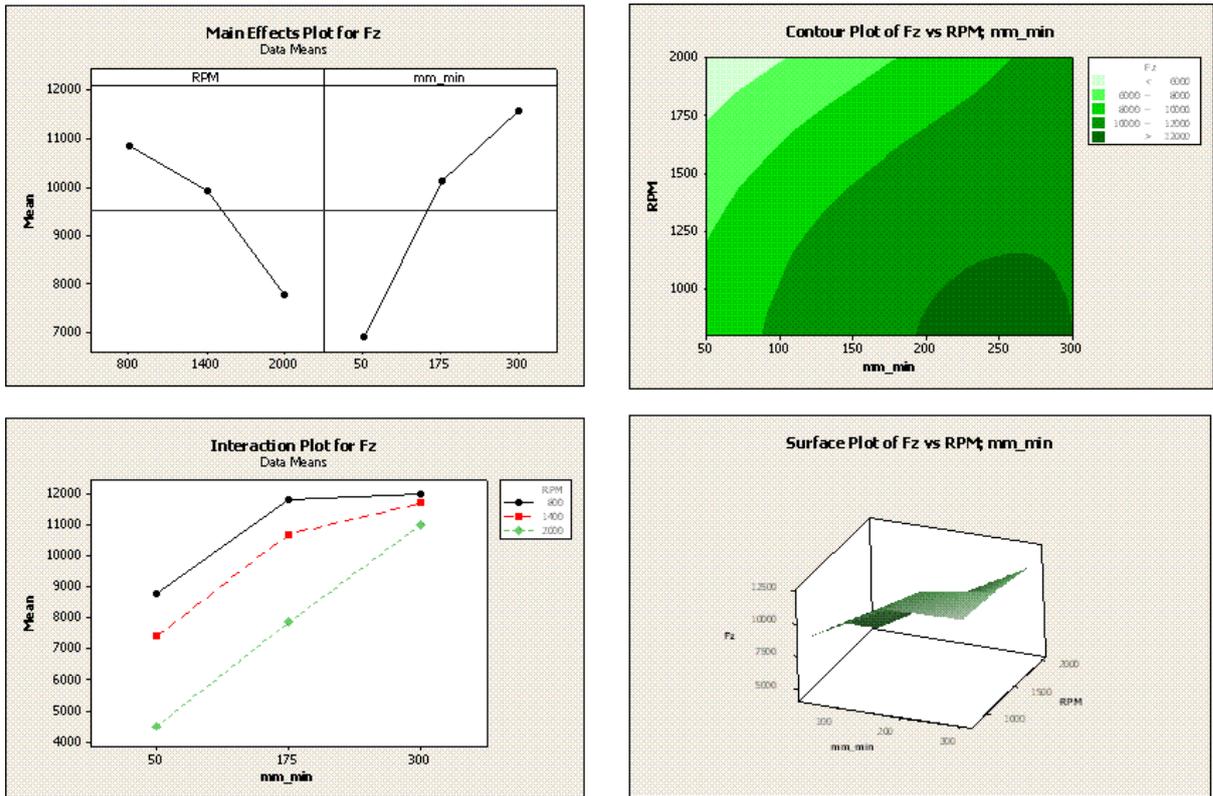


Figura 6.42: Main Effect plot, Interaction plot, Surface plot e Contour plot per Fz

Per il modello così realizzato si propongono i diagrammi salienti in Figura 6.42, dal Main Effect risultano influenti v e ω , ma abbiamo appena visto che quest'ultimo lo è ancor meno di ω^2 . Interazioni evidenziate in Anova, sono confermate dall' Interaction plot. Il Contour e Surface plot forniscono una chiara indicazione visiva (nel piano e nello spazio) di quanto già esposto in precedenza.

6.2.3. Proprietà meccaniche

La caratterizzazione meccanica dei giunti ha fornito, per la lega 2139 T8 i risultati riportati nell'istogramma di Figura 6., nel quale per maggiore chiarezza, si riportano con delle linee tratteggiate i valori caratteristici del materiale base. I valori misurati non mostrano nessun particolare andamento rispetto al Weld Pitch (rapporto v/ω), si nota solo una uniformità di valori sufficientemente elevati in corrispondenza dei giunti freddi.

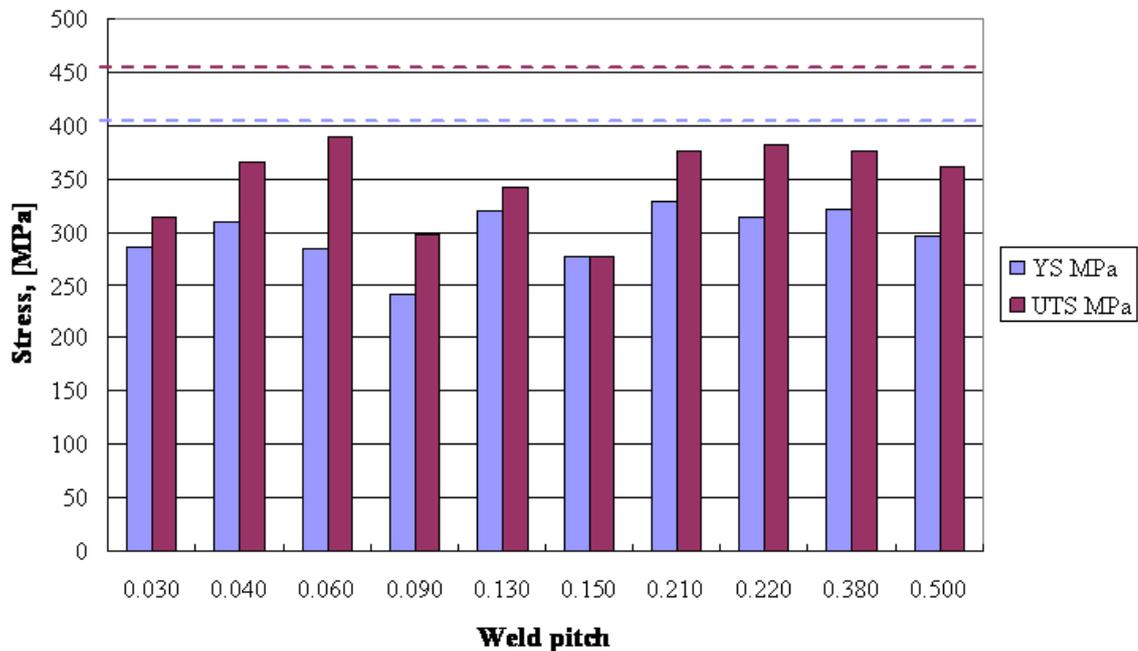


Figura 6.26 - YS e UTS per AA 2139 T8

I dati rilevati per YS e UTS sono stati analizzati distinguendo i livelli dei parametri dell'utensile nelle Figura 6. e Figura 6.. Nel primo caso emerge un'andamento crescente della YS all'aumentare della velocità di avanzamento v , ci si aspetta un andamento decrescente al crescere della velocità di rotazione ω , in quanto per i butt-joint i giunti caldi non sono favorevoli al raggiungimento di elevate prestazioni, invece tale andamento non è verificato. Per l'UTS, si osserva una seppur minima influenza della velocità v , ed una evidente diminuzione al crescere di ω .

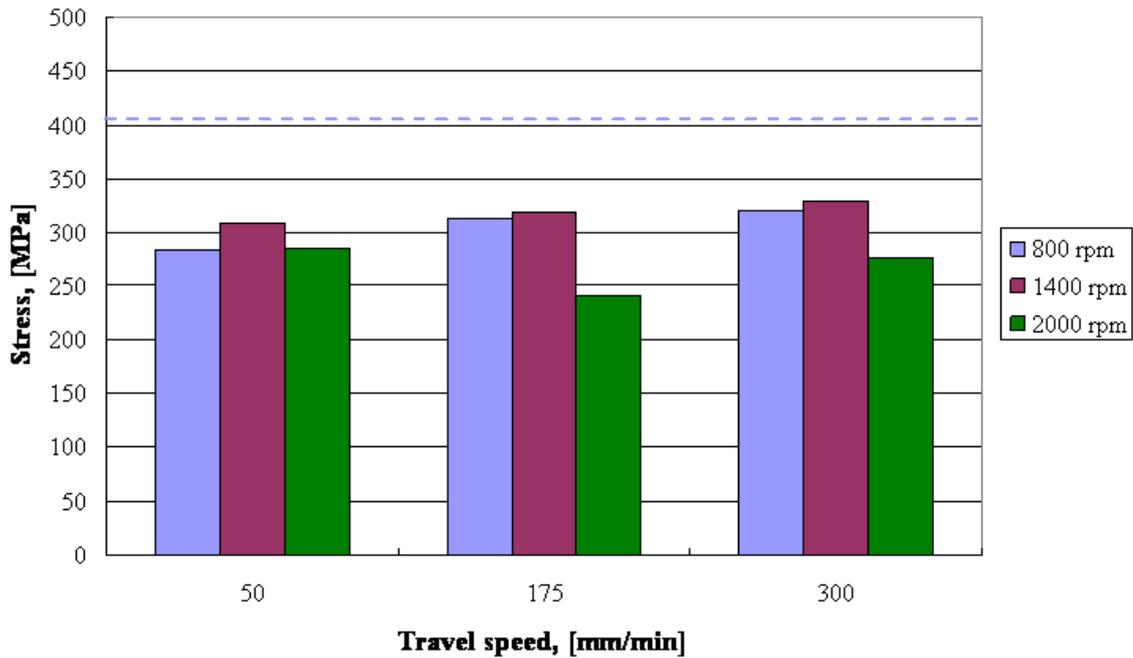


Figura 6.27 - YS vs Travel speed AA 2139 T8

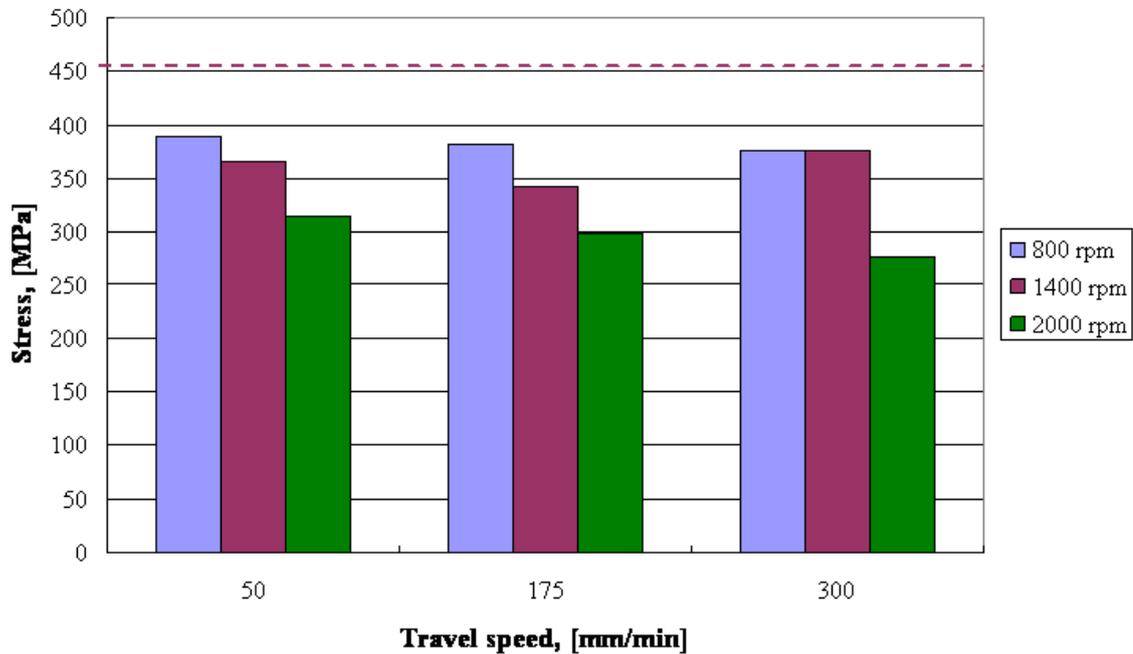


Figura 6.28 - UTS vs Travel speed AA 2139 T8

Per comprendere meglio quale è l'entità del recupero delle proprietà meccaniche dei giunti, si esamina la resa di tali proprietà rispetto alle caratteristiche del materiale base, si fa particolare attenzione ad una sua rappresentazione tridimensionale nel piano sperimentale realizzato.

La lega 2139 T8 (Figura 6.) ha un rendimento inferiore o al massimo pari all'80%, che si realizza in corrispondenza dei giunti freddi, cioè con elevato weld pitch. Dal diagrammi di Pareto e dei Main Effect in Figura 6.43, si evidenzia quanto sia influente la velocità di rotazione ω sulla resa dell'UTS. La rappresentazione spaziale fornita dalle superfici di risposta stimate, illustra con enorme chiarezza che per ottenere valori elevati della resa occorre saldare con un basso ω , e la massima profondità di affondamento P, mentre la velocità di avanzamento v è praticamente ininfluente. Compare inoltre l'effetto di un termine che rende il sistema non additivo, l'interazione fra ω e P produce un peso aggiuntivo alla resa di UTS.

In Figura 6.44 si analizza la resa di YS, in questo caso i parametri controllanti sono ω^2 e P, quest'ultimo, contrariamente a quanto visto per l'UTS mostra che è ottimale la minima penetrazione possibile dell'utensile nel materiale da saldare, il termine quadratico invece è caratteristico di una curvatura nella superficie di risposta stimata. Infatti, osservando le rappresentazioni tridimensionali è chiaro che per raggiungere delle rese pari al 80%, è necessario utilizzare la P minima e valori di ω che siano interni agli estremi fissati per il piano sperimentale. Analogamente per v, pur non essendo un parametro significativamente influenzante, si suggerisce di utilizzare valori intermedi fra quelli fissati nel piano.

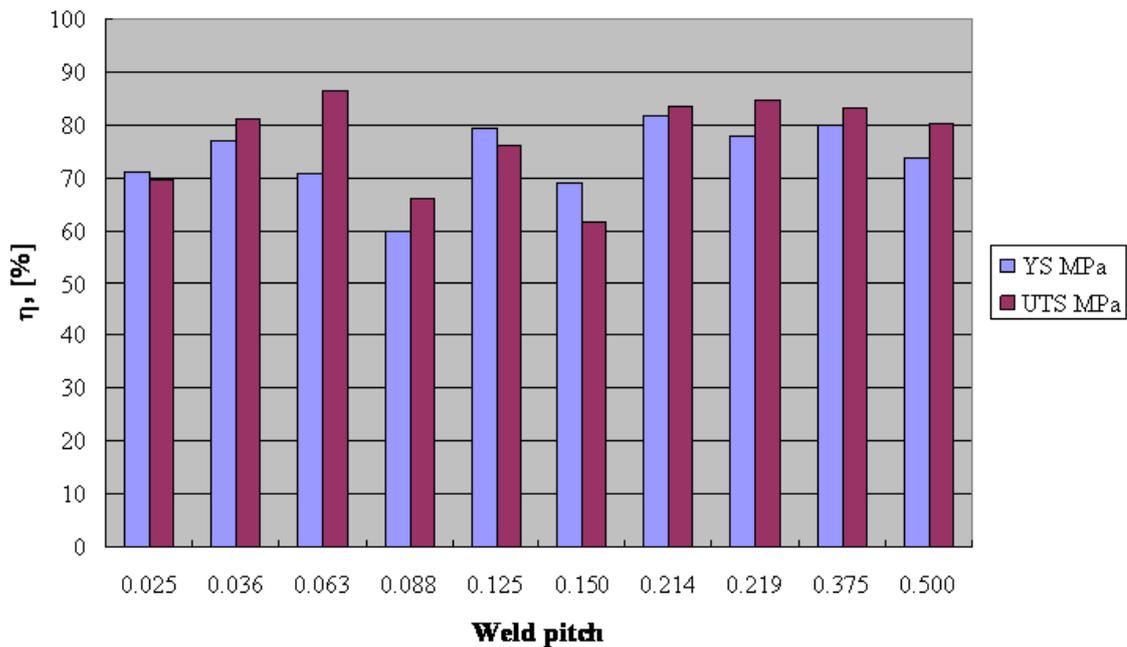


Figura 6.29 - Resa di YS e UTS per 2139 T8

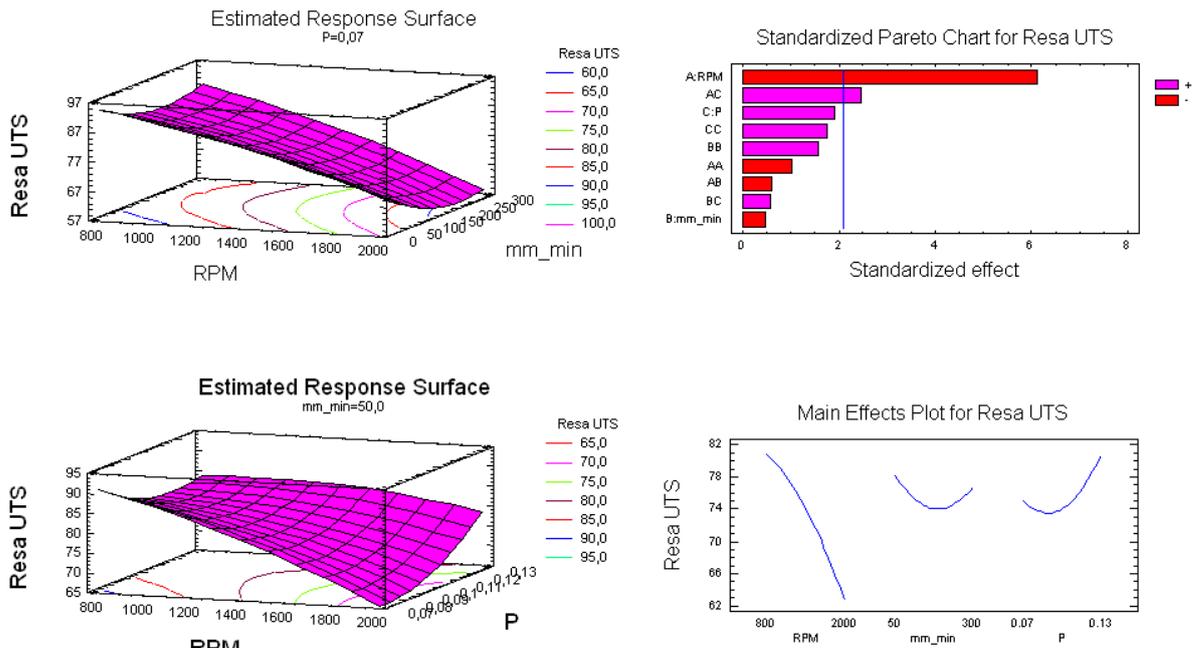


Figura 6.43 - Resa di UTS per 2139 T8 nel piano sperimentale

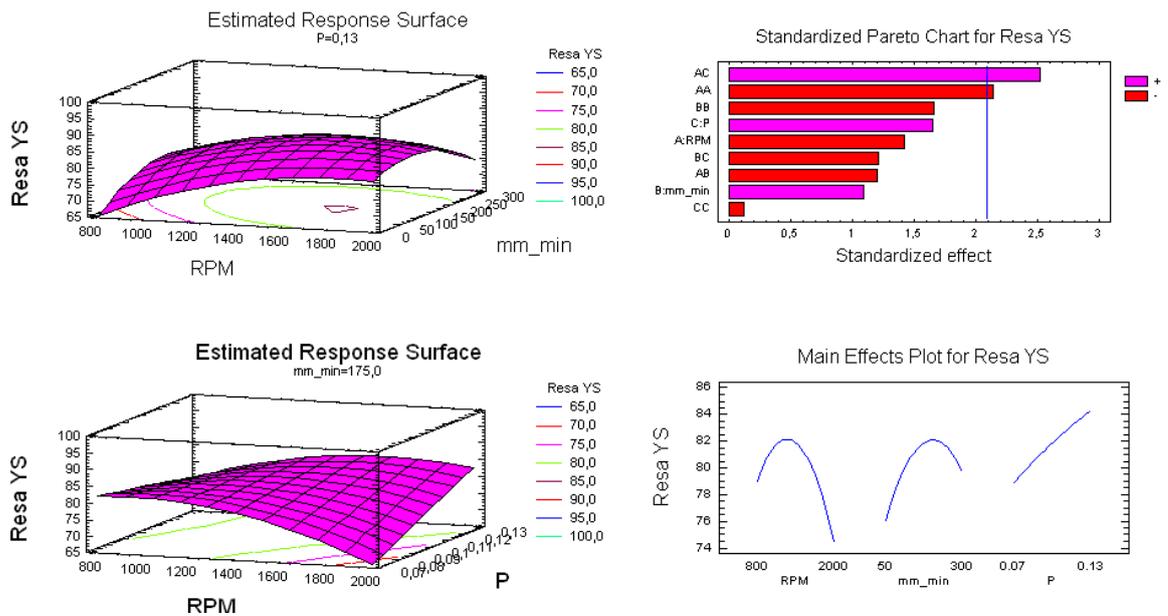


Figura 6.44 - Resa di YS per 2139 T8 nel piano sperimentale

6.2.4. Proprietà meccaniche – Anova 2139 T8

6.2.4.1 UTS

Si verifica ora in dettaglio, quali sono i parametri che influenzano le proprietà meccaniche dei giunti, è che possono consentire di esprimere attraverso una espressione numerica il modello di regressione che meglio approssima e stima le risposte reali del sistema. In Tabella 6.20 si riporta l'Anova eseguita per la UTS della lega 2139 T8. L'ipotesi nulla può essere rigettata per la velocità di rotazione ω (P-Value= 0,000) e per la combinazione di effetti creata da ω e la posizione P (P-value= 0,0233), per i quali la statistica di Fisher stima un'influenza sull'UTS non trascurabile e non attribuibile al solo errore. Tali indicazioni sono fornite intuitivamente dal Pareto Chart e dall'Half Normal Plot in Figura 6.45. L'analisi dei residui in Figura 6.46 conferma la validità dell'Anova realizzata, in quanto hanno media nulla, un andamento normale e sono uniformemente distribuiti nel piano sperimentale.

Tabella 6.20
Analysis of Variance for UTS

Source	Sum of Squares	Df	Mean Square	F-Ratio	P-Value
A:RPM	26187,3	1	26187,30	37,44	0,0000
B:mm_min	172,26	1	172,26	0,25	0,6254
C:P	2590,81	1	2590,81	3,70	0,0694
AA	750,51	1	750,51	1,07	0,3133
AB	265,65	1	265,65	0,38	0,5450
AC	4259,64	1	4259,64	6,09	0,0233
BB	1744,23	1	1744,23	2,49	0,1308
BC	231,12	1	231,12	0,33	0,5721
CC	2129,45	1	2129,45	3,04	0,0972
blocks	2698,01	1	2698,01	3,86	0,0643
Total error	13288,8	19	699,41		

Total (corr.)	54438,7	29			

R-squared = 75,5894 percent
R-squared (adjusted for d.f.) = 64,6047 percent
Standard Error of Est. = 26,4464
Mean absolute error = 16,936
Durbin-Watson statistic = 2,15399 (P=0,0580)

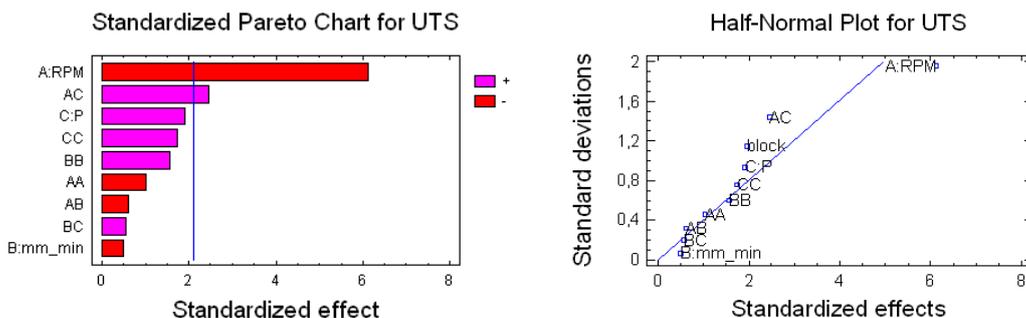


Figura 6.45 - Pareto Chart e Half-Normal Plot per UTS – 2139 T8

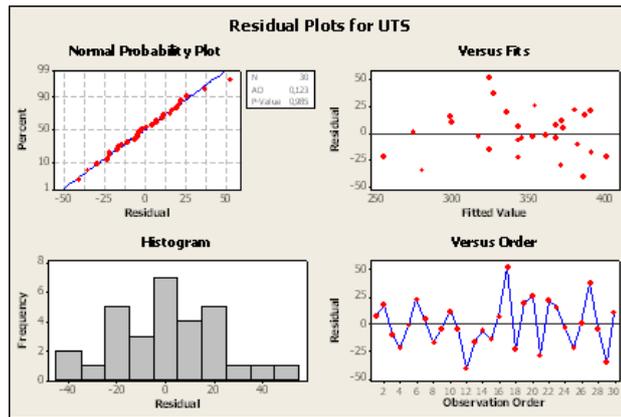


Figura 6.46 - Residual plot per UTS – 2139 T8

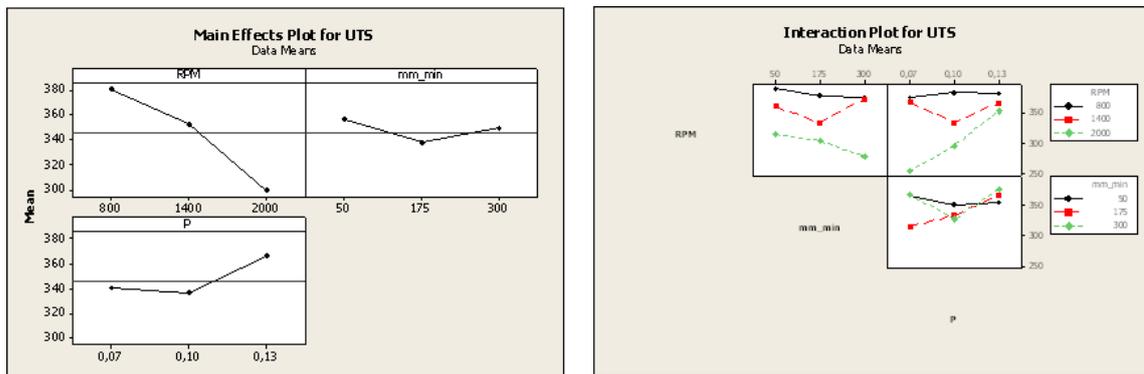


Figura 6.34 - Main Effect Plot e Interaction Plot per UTS – 2139 T8

La valutazione dell'incidenza degli effetti principali è data dal Main Effect Plot (Figura), questo evidenzia come sia marcata l'influenza della velocità di rotazione ω rispetto agli altri parametri. L'Interaction Plot conferma e sottolinea l'effetto combinato che si genera fra ω e P, proprio come visto precedentemente in Anova.

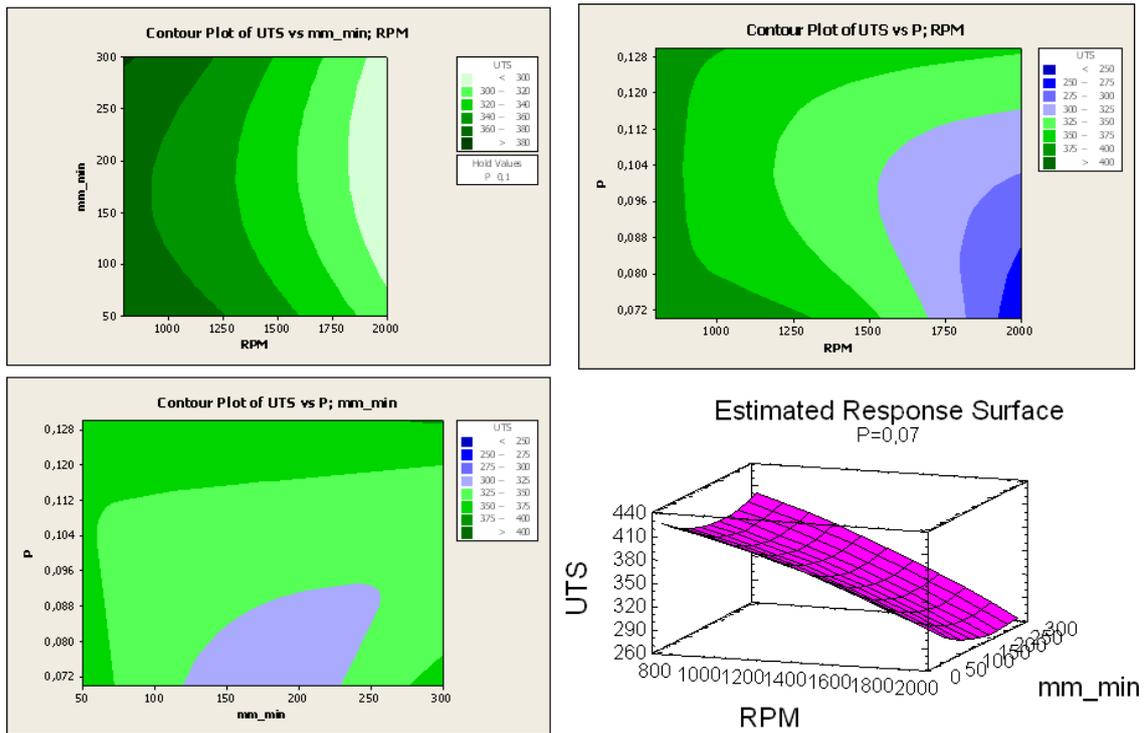


Figura 6.35 - Contour Plot e Estimated Response Surface per UTS – 2139 T8

Per fugare ogni dubbio si procede ad analizzare i Contour Plot realizzati per ogni coppia di fattori principali (Figura 6.3), questi, affiancati alla superficie di risposta stimata, mostrano quanto sia preponderante l'effetto di ω sulla stima dell'UTS rispetto a v e P .

A questo punto si procede con la verifica del *Best-Subset*, che come illustrato all'inizio, restituisce l'indicazione del modello ottimale in corrispondenza del valore minimo del *CP di Mallow* (

Tabella 6.21). Quindi, risulta più preciso ed affidabile il modello che contempla l'utilizzo di quattro variabili, quali sono ω , P , P^2 e $\omega \cdot P$.

Tabella 6.21

Regression Model Selection

Dependent variable: UTS

Independent variables:

A=RPM

B=mm_min

C=P

D=RPM*RPM

E=mm_min*mm_min

F=P*P

G=RPM*mm_min

H=RPM*P

I=mm_min*P

Number of complete cases: 30

Number of models fit: 512

Model results

Vars	MSE	Adjusted R-Squared	Included R-Squared	Cp	Variables	A	B	C	D	E	F	G	H	I
0	1877.2	0	0	40.1045										
1	1008.98	48.1043	46.2508	9.34336	A	x								
1	971.646	50.0244	48.2395	8.03568	D				x					
1	1618.01	16.7792	13.8071	30.6771	G							x		
2	876.892	56.5087	53.2872	5.61954	AH	x								x
2	895.247	55.5984	52.3094	6.23952	DF				x	x				
2	834.821	58.5953	55.5283	4.19846	DH				x					x
3	823.112	60.6881	56.1521	4.77322	ACH	x	x							x
3	810.231	61.3033	56.8383	4.35424	CDH			x	x					x
3	843.129	59.7321	55.0858	5.4243	DFH				x	x				x
4	810.173	62.7943	56.8413	5.3388	ACDH	x	x	x						x
4	773.7	64.4692	58.7843	4.1981	ACFH	x	x			x	x			x
4	774.336	64.44	58.7504	4.21798	CDFH			x	x	x				x
5	766.67	66.2004	59.1588	5.01909	ACDFH	x	x	x		x				x
5	793.485	65.0182	57.7303	5.8242	ACFGH	x	x			x	x			x
5	790.975	65.1289	57.864	5.74884	CDFGH			x	x		x	x		x
6	749.308	68.3422	60.0837	5.5604	ABCEF	x	x	x		x	x			x
6	765.545	67.6562	59.2187	6.02758	BCDEF		x	x	x	x	x			x
6	757.737	67.9861	59.6347	5.80291	CDEF			x	x	x	x	x		x
7	749.254	69.7208	60.0866	6.62148	ABCDEF	x	x	x	x	x	x			x
7	771.293	68.8302	58.9125	7.22806	ABCEFG	x	x	x		x	x	x		x
7	764.387	69.1092	59.2804	7.03801	ACDEFG	x		x	x	x	x	x		x
8	772.282	70.2088	58.8598	8.28914	ABCDEF	x	x	x	x	x	x	x		x
8	773.926	70.1454	58.7722	8.33234	ABCDEF	x	x	x	x	x	x		x	x
8	797.015	69.2548	57.5423	8.93891	ABCEFG	x	x	x		x	x	x	x	x
9	799.34	70.6334	57.4184	10	ABCDEFG	x	x	x	x	x	x	x	x	x

La verifica di tale risultato si realizza eseguendo una regressione con le variabili determinate dal *Best-Subset*. Le statistiche di Student e di Fisher indurrebbero ad accettare l'ipotesi nulla per il termine P^2 , cioè non risulta influente con una significatività superiore al 95%, in realtà dall'Anova (Tabella 6.22) il modello è attendibile al 99,999% ($P\text{-value}=0,000$). I residui riportati in Figura 6. confermano la bontà e l'efficacia del modello, risultando mediamente nulli, a distribuzione normale ed uniformemente distribuiti nel piano sperimentale.

Tabella 6.22
Multiple Regression Analysis

Dependent variable: UTS

Parameter	Estimate	Standard Error	T Statistic	P-Value
CONSTANT	752,859	135,17	5,56972	0,0000
RPM	-0,195622	0,0558505	-3,50259	0,0018
P	-5060,24	2399,13	-2,10919	0,0451
P*P	18448,4	11310,5	1,63109	0,1154
RPM*P	1,28194	0,546347	2,34639	0,0272

Analysis of Variance

Source	Sum of Squares	Df	Mean Square	F-Ratio	P-Value
Model	35096,2	4	8774,05	11,34	0,0000
Residual	19342,5	25	773,7		
Total (Corr.)	54438,7	29			

R-squared = 64,4692 percent
R-squared (adjusted for d.f.) = 58,7843 percent
Standard Error of Est. = 27,8155
Mean absolute error = 20,8542
Durbin-Watson statistic = 2,12907 (P=0,2244)
Lag 1 residual autocorrelation = -0,0694298

$$UTS = 752,859 - 0,195622 * RPM - 5060,24 * P + 18448,4 * P * P + 1,28194 * RPM * P$$

Further ANOVA for Variables in the Order Fitted

Source	Sum of Squares	Df	Mean Square	F-Ratio	P-Value
RPM	26187,3	1	26187,3	33,85	0,0000
P	2590,81	1	2590,81	3,35	0,0792
P*P	2058,4	1	2058,4	2,66	0,1154
RPM*P	4259,65	1	4259,65	5,51	0,0272
Model	35096,2	4			

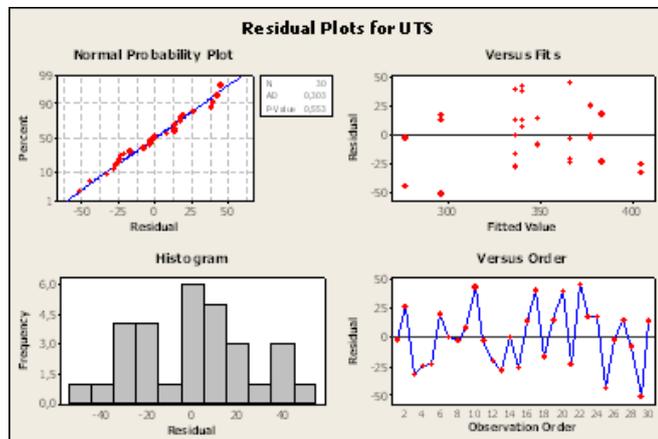


Figura 6.36 - Residual Plot del modello ottimale per UTS – 2139 T8

6.2.4.2 YS

La YS sarà analizzata mediante Anova così come è avvenuto per la UTS, i risultati sono riepilogato nella seguente Tabella 6.23.

Tabella 6.23
Analysis of Variance for YS

Source	Sum of Squares	Df	Mean Square	F-Ratio	P-Value
A:RPM	1391,29	1	1391,29	2,02	0,1717
B:mm_min	823,69	1	823,69	1,19	0,2881
C:P	1887,9	1	1887,9	2,74	0,1144
AA	3166,78	1	3166,78	4,59	0,0453
AB	1003,52	1	1003,52	1,46	0,2425
AC	4389,84	1	4389,84	6,37	0,0207
BB	1898,35	1	1898,35	2,75	0,1135
BC	1021,52	1	1021,52	1,48	0,2384
CC	10,7821	1	10,7821	0,02	0,9018
blocks	59,643	1	59,643	0,09	0,7719
Total error	13100,7	19	689,513		
Total (corr.)	28409,0	29			

R-squared = 53,8851 percent
R-squared (adjusted for d.f.) = 33,1335 percent
Standard Error of Est. = 26,2586
Mean absolute error = 16,9027
Durbin-Watson statistic = 2,61 (P=0,0021)

Nal caso della YS, l'ipotesi nulla può essere rigettata esclusivamente per i termini non principali, in particolare ci si riferisce al quadrato della velocità di rotazione ω^2 (P-value=0,0453) ed all'iterazione di ω con la profondità P (P-value=0,0207). Tutti gli altri termini non influenzano significativamente la YS con un intervallo di confidenza del 95%, tale indicazione trova conferma nel Pareto Chart e nell'Half-Normal Plot di Figura 6.47. Questo è un caso particolarissimo, infatti gli effetti principali (ω , v e P) considerati singolarmente, non influiscono nella stima di YS, ma la combinazione tra alcuni di loro e le variazioni di ordine superiore al primo che consentono di elaborare un modello di risposta del sistema nella variabile YS. Il diagramma in Figura 6.48, mostra che i residui hanno media nulla ed a distribuzione normale, quindi è verificata la validità dell'Anova.

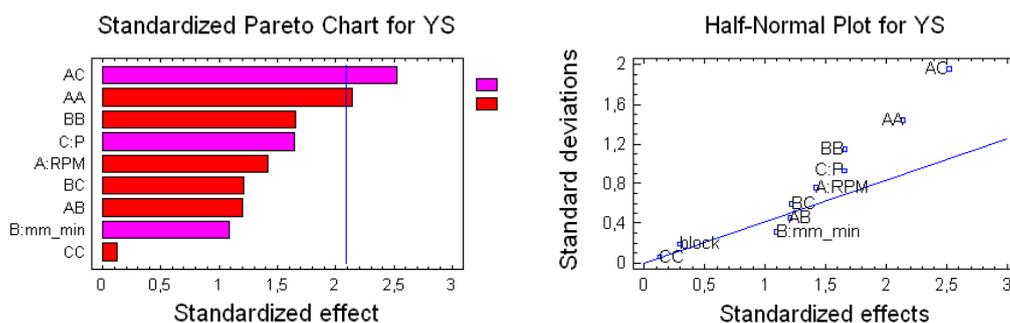


Figura 6.47 - Pareto Chart e Half-Normal Plot per YS – 2139 T8

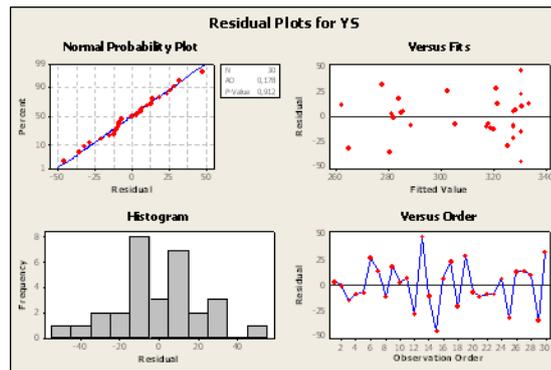


Figura 6.48 - Residual plot per YS – 2139 T8

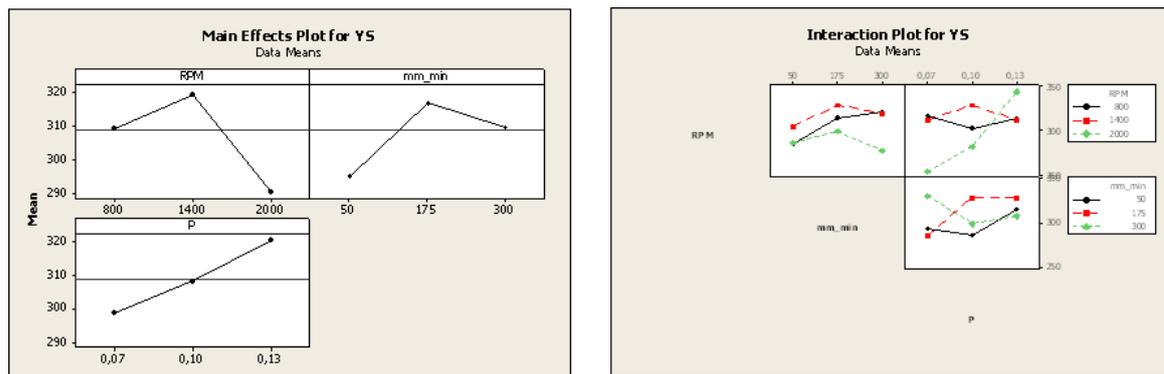


Figura 6.49 - Main Effect Plot e Interaction Plot per YS – 2139 T8

Il diagramma degli effetti principali e delle interazioni (Figura 6.49) confermano quanto determinato analiticamente, cioè ω e v non incidono significativamente, P sembra avere un'incidenza maggiore ma tutto il suo peso lo ritroviamo amplificato nell'interazione con ω .

Maggior chiarezza viene fatta dai Contour Plot e dalla superficie di risposta stimata (Figura 6.50), tutti concordano sulle condizioni che massimizzano la YS: ω e v devono assumere valori intermedi all'intervallo di definizione del piano sperimentale, P deve essere considerato al livello più alto.

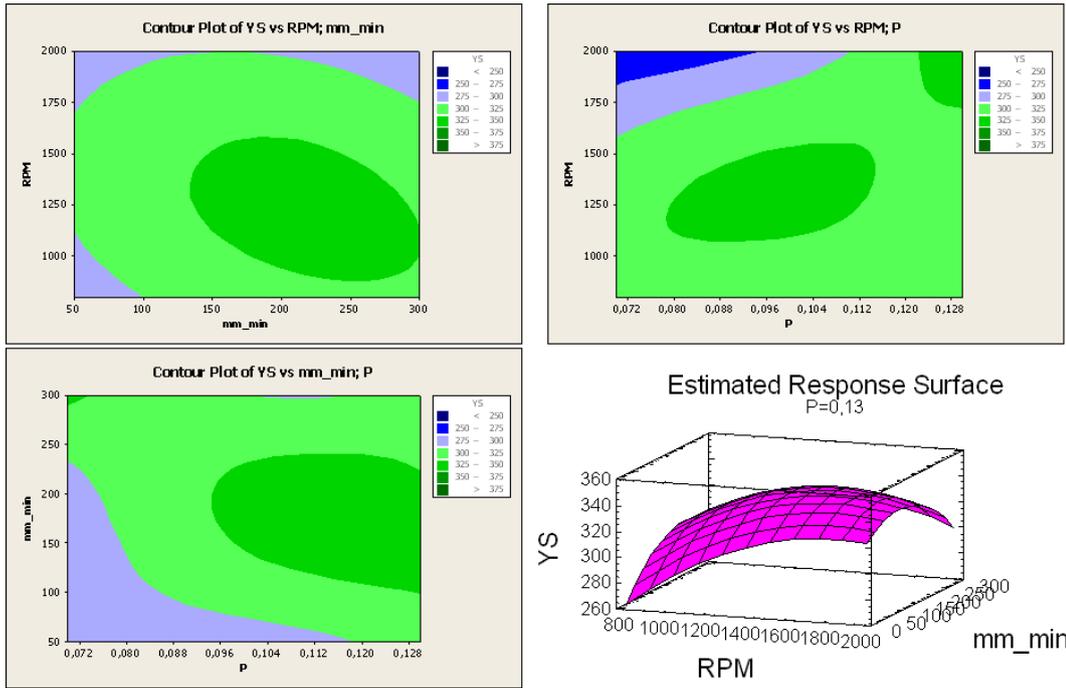


Figura 6.50 - Contour Plot e Estimated Response Surface per YS – 2139 T8

Eseguendo il *Best-Subset*, i cui risultati sono sintetizzati nella

Tabella 6.24, emerge che il modello migliore è caratterizzato da 5 parametri: v , P , ω^2 , v^2 , $\omega \cdot v$. Pur avendo trovato l'ottimo, il coefficiente $R^2=35,29\%$, denota un poco efficiente accostamento del modello ai valori reali.

Tabella 6.24

Regression Model Selection

Dependent variable: YS

Independent variables:

A=RPM

B=mm_min

C=P

D=RPM*RPM

E=mm_min*mm_min

F=P*P

G=RPM*mm_min

H=RPM*P

I=mm_min*P

Number of complete cases: 30

Number of models fit: 512

Model result

Vars	MSE	Adjusted R-Squared	Included R-Squared	Cp	Variables	A	B	C	D	E	F	G	H	I
0	979.619	0	0	15.1734										
1	947.18	6.64545	3.31136	14.3044	C			x						
1	943.516	7.00666	3.68547	14.1484	D				x					
1	946.658	6.69697	3.36472	14.2821	F						x			
2	895.749	14.8676	8.56151	12.7546	AD	x			x					
2	863.75	17.9088	11.828	11.4416	AH	x								x
2	803.047	23.678	18.0245	8.95081	DH				x					x
3	788.031	27.8791	19.5574	9.13708	ADH	x			x					x
3	688.856	36.9556	29.6813	5.21842	CDH			x	x					x
3	701.09	35.8359	28.4324	5.70183	DFH				x		x			x
4	683.462	39.855	30.2318	5.96665	BCDH		x	x	x					x
4	696.186	38.7353	28.933	6.45005	BDFH		x		x		x			x
4	685.451	39.68	30.0288	6.04219	BDHI		x		x					x x
5	633.911	46.4469	35.29	5.12069	BCDEH	x	x	x	x	x				x
5	643.193	45.6628	34.3425	5.45925	BDEFH	x	x	x	x	x				x
5	639.662	45.9611	34.703	5.33045	BDEHI	x	x	x	x					x x
6	622.702	49.5858	36.4343	5.76553	BCDEGH	x	x	x	x			x		x
6	617.059	50.0427	37.0104	5.56828	BCDEHI	x	x	x	x					x x
6	620.028	49.8023	36.7072	5.67206	BDEFHI		x		x	x	x			x x
7	634.695	50.849	35.2101	7.22016	ABDEGHI	x	x		x	x		x	x	x
7	604.574	53.1816	38.2848	6.21312	BCDEGHI		x	x	x	x		x	x	x
7	609.211	52.8225	37.8115	6.36814	BDEFGHI		x		x	x	x	x	x	x
8	627.199	53.6372	35.9752	8.01639	ABCDEGHI	x	x	x	x	x		x	x	x
8	629.382	53.4758	35.7524	8.08607	ABDEFGHI	x	x		x	x	x	x	x	x
8	633.046	53.205	35.3783	8.203	BCDEFGHI		x	x	x	x	x	x	x	x
9	658.02	53.6752	32.829	10	ABCDEFGHI	x	x	x	x	x	x	x	x	x

I parametri trovati sono stati verificati mediante Anova (

Tabella 6.25). La velocità di avanzamento v ed il suo quadrato v^2 non consentirebbero di rigettare l'ipotesi nulla, ma includendoli consentono di ottenere un R^2 più elevato, una varianza minore attribuendo una significatività al modello superiore al 95% (P-value=0,0073). I residui di Figura 6.51 hanno media nulla e distribuzione normale.

Tabella 6.25

Multiple Regression Analysis

Dependent variable: YS

Parameter	Estimate	Standard Error	T Statistic	P-Value
CONSTANT	355,707	41,0782	8,65928	0,0000
mm_min	0,412447	0,212619	1,93984	0,0642
P	-1524,9	609,486	-2,50195	0,0196
RPM*RPM	-0,0000537627	0,0000147661	-3,64096	0,0013
mm_min*mm_min	-0,00101442	0,0005902	-1,71877	0,0985
RPM*P	1,34785	0,408738	3,29758	0,0030

Analysis of Variance

Source	Sum of Squares	Df	Mean Square	F-Ratio	P-Value
Model	13195,1	5	2639,02	4,16	0,0073
Residual	15213,9	24	633,911		
Total (Corr.)	28409,0	29			

R-squared = 46,4469 percent

R-squared (adjusted for d.f.) = 35,29 percent

Standard Error of Est. = 25,1776

Mean absolute error = 18,5635

Durbin-Watson statistic = 2,43107 (P=0,0336)

Lag 1 residual autocorrelation = -0,229809

$$YS = 355,707 + 0,412447*mm_min - 1524,9*P - 0,0000537627*RPM*RPM - 0,00101442*mm_min*mm_min + 1,34785*RPM*P$$

Further ANOVA for Variables in the Order Fitted

Source	Sum of Squares	Df	Mean Square	F-Ratio	P-Value
mm_min	823,69	1	823,69	1,30	0,2656
P	1887,9	1	1887,9	2,98	0,0972
RPM*RPM	1990,52	1	1990,52	3,14	0,0891
mm_min*mm_min	1599,79	1	1599,79	2,52	0,1252
RPM*P	6893,18	1	6893,18	10,87	0,0030
Model	13195,1	5			

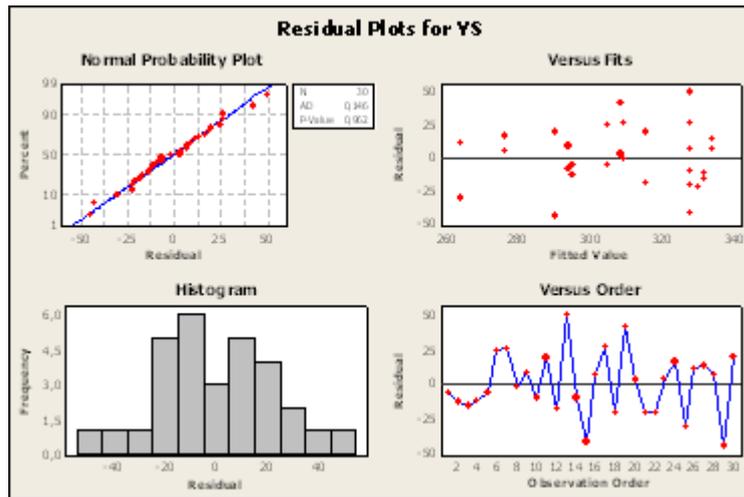


Figura 6.51 - residual Plot per modello ottimale di YS – 2139 T8

6.2.4.3 Allungamento A%

L'allungamento A% è stato analizzato con una Anova, i cui risultati sono riportati in Tabella 6.26. Senza dubbio è possibile rigettare l'ipotesi nulla per i termini ω^2 (P-value=0,0452) e l'interazione $\omega \cdot P$ (P-value=0,0207), tale indicazione è confermata dal *Pareto Chart* e dal *Normal Plot* in Figura 6.52. Eliminando i parametri meno significativi è probabile che sia possibile aggiungere qualche altro fattore al modello (v^2 , e altre interazioni), sarà quindi importante eseguire l'analisi del *Best-Subset*. L'analisi dei residui conferma la parziale efficacia del modello completo di tutti i parametri (Figura 6.53).

Tabella 6.26

Analysis of Variance for A%

Source	Sum of Squares	Df	Mean Square	F-Ratio	P-Value
A:RPM	86,072	1	86,072	2,02	0,1716
B:mm_min	50,8726	1	50,8726	1,19	0,2884
C:P	116,856	1	116,856	2,74	0,1143
AA	195,954	1	195,954	4,59	0,0452
AB	62,0498	1	62,0498	1,45	0,2425
AC	271,562	1	271,562	6,37	0,0207
BB	117,49	1	117,49	2,75	0,1134
BC	63,1126	1	63,1126	1,48	0,2387
CC	0,664615	1	0,664615	0,02	0,9020
blocks	3,68901	1	3,68901	0,09	0,7719
Total error	810,302	19	42,6475		
Total (corr.)	1757,27	29			

R-squared = 53,8887 percent
R-squared (adjusted for d.f.) = 33,1385 percent
Standard Error of Est. = 6,5305
Mean absolute error = 4,20362
Durbin-Watson statistic = 2,61029 (P=0,0021)
Lag 1 residual autocorrelation = -0,345635

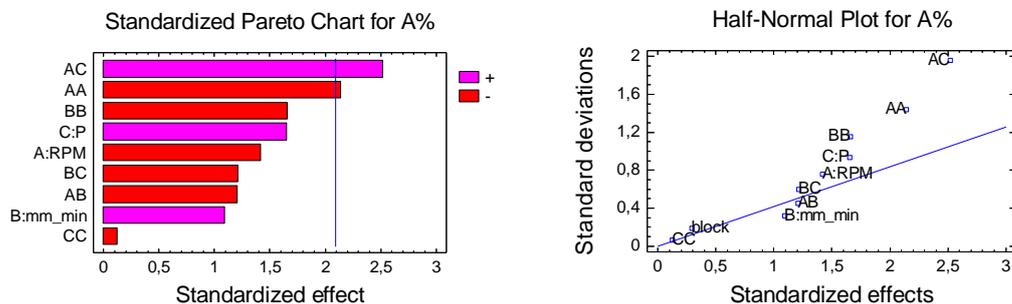


Figura 6.52 – Pareto Chart e Half-Normal Plot per A% – 2139 T8

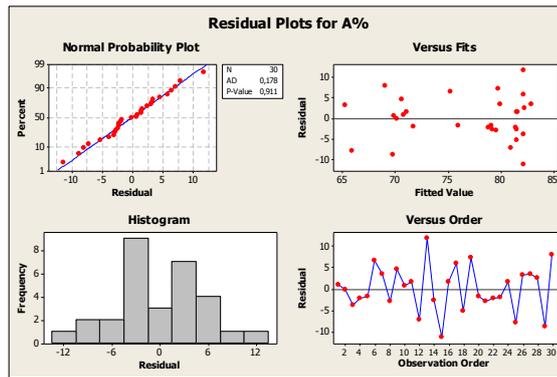


Figura 6.53 – Residual plot per A% – 2139 T8

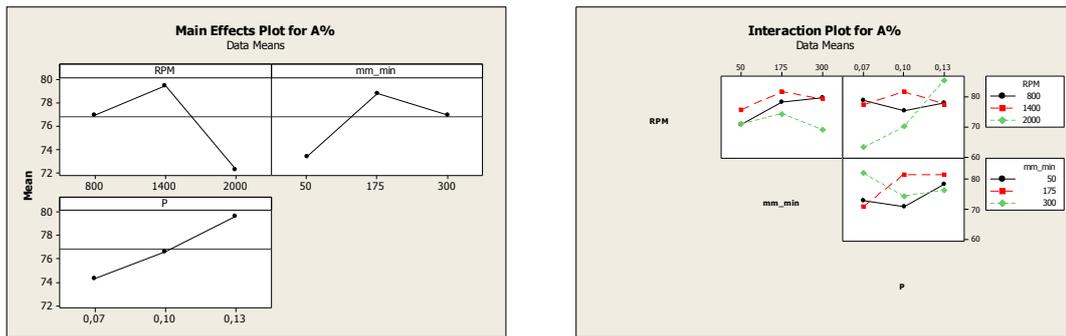


Figura 6.54 – Main Effect Plot e Interaction Plot per A% – 2139 T8

Osservando il Main Effect Plot in Figura 6.54, si nota che la velocità di rotazione e quella di avanzamento dell'utensile non presentano un andamento lineare, ma un comportamento assimilabile ad un andamento del secondo ordine, a conferma di quanto visto in Anova in maniera più evidente per la prima che non per la seconda velocità. L'Interaction Plot evidenzia la presenza di effetti di interazione fra i fattori principali, in particolare per l'azione della velocità di rotazione e la Profondità di affondamento, così come riscontrato nell'Anova.

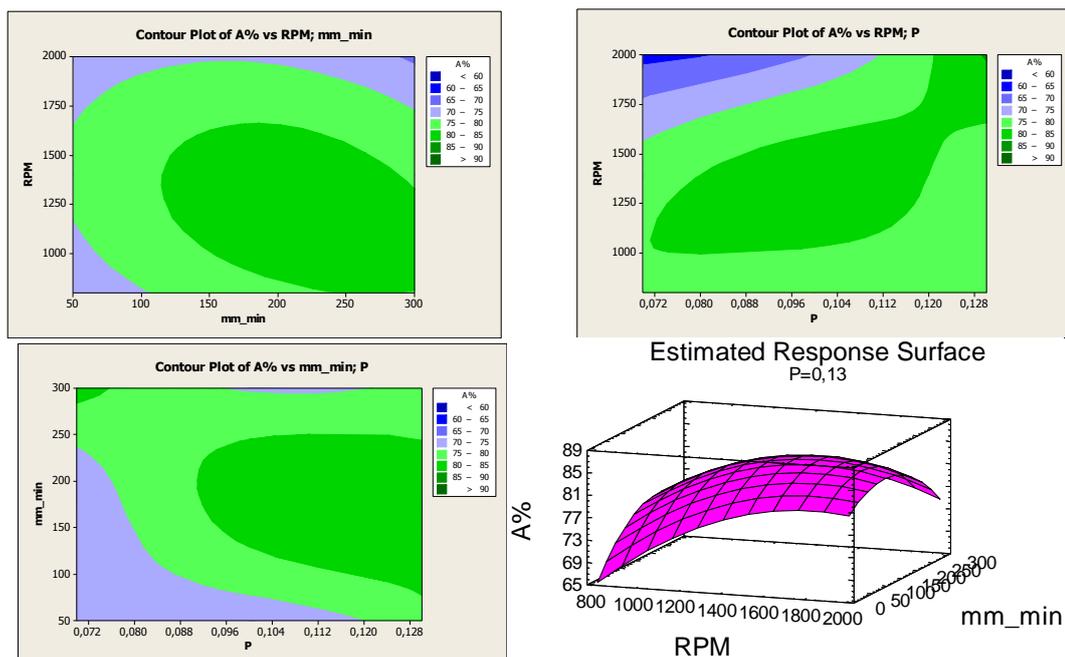


Figura 6.55 – Contour Plot e Estimated Response Surface per A% – 2139 T8

L'analisi delle superfici a curve di livello e la superficie di risposta del modello (Figura 6.55), fornisce una indicazione molto chiara sulla variazione dell'allungamento A% al variare dei parametri del processo. Emergono palesemente influenze quadratiche delle velocità di rotazione (più marcata) e avanzamento (meno marcata), quindi si realizzano i massimi in corrispondenza dei valori intermedi di tali velocità e con $P=0,13$.

Si procede infine con l'analisi del *Best-Subset* che restituisce i dati in

Tabella 6.27, in questo caso il minimo del Mallows' CP non corrisponde al massimo possibile di R^2 , però fra i modelli ottimali candidati, non esiste un divario elevato per il parametro R^2 . Si sceglie quindi il modello a 5 parametri: v , P , ω^2 , v^2 , $\omega \cdot P$ con $R^2=35,301$, non elevatissimo ma comunque utile per descrivere l'andamento dell'allungamento $A\%$.
La regressione eseguita su tali parametri è riportata in

Tabella 6.28, questa conferma che sono di fondamentale importanza il quadrato della velocità di rotazione ω^2 , la sua interazione con la profondità P e la stessa P. L'analisi dei residui in Figura 6-56 conferma l'efficacia del modello.

Tabella 6.27

Regression Model Selection

Dependent variable: A%

Independent variables:

A=RPM

B=mm_min

C=P

D=RPM*RPM

E=mm_min*mm_min

F=P*P

G=RPM*mm_min

H=RPM*P

I=mm_min*P

Number of complete cases: 30

Number of models fit: 512

Model Results

Vars	MSE	Adjusted R-Squared	Included R-Squared	Cp	Variables	A	B	C	D	E	F	G	H	I
0	60.5956	0	0	15.1767										
1	58.5863	6.64986	3.31592	14.3055	C			x						
1	58.3616	7.00789	3.68675	14.1509	D				x					
1	58.5538	6.7016	3.36952	14.2832	F						x			
2	55.405	14.8718	8.56602	12.7555	AD	x			x					
2	53.4239	17.9157	11.8354	11.4413	AH	x							x	
2	49.6677	23.687	18.0342	8.94943	DH				x					x
3	48.7376	27.8895	19.569	9.13494	ADH	x			x					x
3	42.6034	36.9654	29.6922	5.21626	CDH			x	x					x
3	43.3608	35.8448	28.4423	5.70009	DFH				x	x				x
4	42.2727	39.8604	30.238	5.96631	BCDH		x	x	x					x
4	43.0604	38.7398	28.9382	6.45014	BDFH		x		x		x			x
4	42.4006	39.6783	30.0269	6.04491	BDHI		x		x				x	x
5	39.2047	46.456	35.301	5.11852	BCDEH		x	x	x	x				x
5	39.7795	45.671	34.3525	5.45746	BDEFH		x		x	x	x			x
5	39.5658	45.9629	34.7052	5.33143	BDEHI		x		x	x			x	x
6	38.5123	49.5933	36.4437	5.76394	BCDEGH		x	x	x	x		x		x
6	38.1653	50.0475	37.0165	5.56783	BCDEHI		x	x	x	x			x	x
6	38.3495	49.8064	36.7124	5.67195	BDEFHI		x		x	x	x		x	x
7	39.2582	50.8511	35.2128	7.22089	ABDEGHI	x	x		x	x		x	x	x
7	37.3941	53.1848	38.2891	6.21325	BCDEGHI		x	x	x	x		x	x	x
7	37.6816	52.8249	37.8147	6.36864	BDEFGHI		x		x	x	x	x	x	x
8	38.7931	53.6409	35.9803	8.01633	ABCDEGHI	x	x	x	x	x		x	x	x
8	38.9287	53.4789	35.7566	8.08627	ABDEFGHI	x	x		x	x	x	x	x	x
8	39.1553	53.2081	35.3827	8.20318	BCDEFGHI		x	x	x	x	x	x	x	x
9	40.6995	53.6787	32.8341	10	ABCDEFGHI	x	x	x	x	x	x	x	x	x

Tabella 6.28

Regression Analysis: A% versus mm_min; P; RPM*RPM; v*v; RPM*P

The regression equation is

$$A\% = 88,5 + 0,103 \text{ mm_min} - 379 P - 0,000013 \text{ RPM} \cdot \text{RPM} - 0,000252 \text{ v} \cdot \text{v} + 0,335 \text{ RPM} \cdot \text{P}$$

Predictor	Coef	SE Coef	T	P
Constant	88,48	10,22	8,66	0,000
mm_min	0,10259	0,05288	1,94	0,064
P	-379,3	151,6	-2,50	0,020
RPM*RPM	-0,00001337	0,00000367	-3,64	0,001
v*v	-0,0002524	0,0001468	-1,72	0,098
RPM*P	0,3353	0,1016	3,30	0,003

S = 6,26137 R-Sq = 46,5% R-Sq(adj) = 35,3%

Analysis of Variance

Source	DF	SS	MS	F	P
Regression	5	816,36	163,27	4,16	0,007
Residual Error	24	940,91	39,20		
Total	29	1757,27			

Unusual Observations

Obs	mm_min	A%	Fit	SE Fit	Residual	St Resid
13	175	94,03	81,51	1,84	12,52	2,09R
29	300	60,97	72,18	2,85	-11,21	-2,01R

R denotes an observation with a large standardized residual.

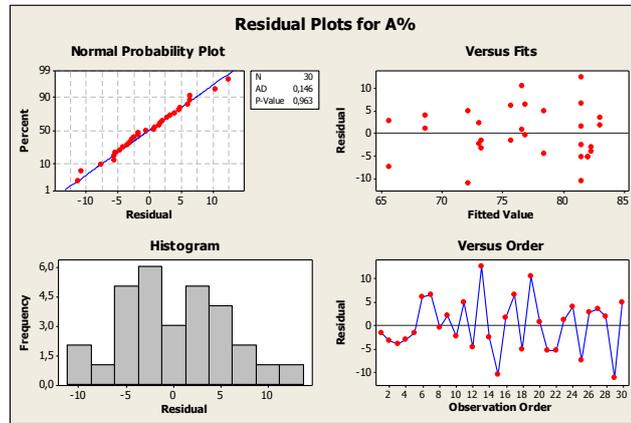


Figura 6-56 – residual Plot per modello ottimale di A% – 2139 T8

L'andamento di A%, sembra essere concorde con quello osservato per la YS, in quanto si realizza un massimo per valori intermedi dei parametri e P=0,013.

6.2.4.4 Ottimizzazione di YS e UTS per 2139 T8

Fino ad ora è stato possibile constatare che le condizioni tali da consentire il raggiungimento dei massimi valori per le sollecitazioni caratteristiche, differiscono fra loro in termini assoluti come si evince dal riepilogo in Tabella 6.29, questo pone un problema nei confronti di chi dovrà utilizzare tali informazioni, ci si troverà ad un bivio, in quanto si dovrà scegliere se massimizzare la YS o la UTS. La dispersione dei dati non fornisce alcun aiuto in proposito (Figura 6.57). La tecnica della Ottimizzazione Multipla dei fattori, cerca di risolvere la questione creando una nuova funzione, che sia in grado di offrire un compromesso fra le possibili scelte. La funzione prende il nome di Desiderabilità, consente di stabilire le condizioni che legano simultaneamente le variabili in esame, potendo scegliere di minimizzarle, massimizzarle o portarle a convergenza verso valori fissati.

Nel caso in esame, si vuole massimizzare simultaneamente YS e UTS. La funzione desiderabilità attribuisce un punteggio compreso tra 1 e 3, ad ogni valore assunto dalle variabili: al minimo di YS e UTS si attribuisce il valore 1, al massimo si attribuisce il valore 3, tutti i valori intermedi riceveranno un punteggio pesato compreso fra i due estremi. I punti così ottenuti di YS e UTS, per ogni coordinata del piano sperimentale, dovranno essere moltiplicati fra loro e normalizzati fra 0 e 1. Si ottiene così una funzione che tende al valore 1 quanto più elevati sono YS e UTS simultaneamente, nel caso in cui ad una terna di coordinate (ω , v , P) dovesse corrispondere contemporaneamente il massimo valore di YS e UTS, la Desiderabilità avrà valore=1. I risultati ottenuti per tale funzione sono riportati in Tabella 6.30.

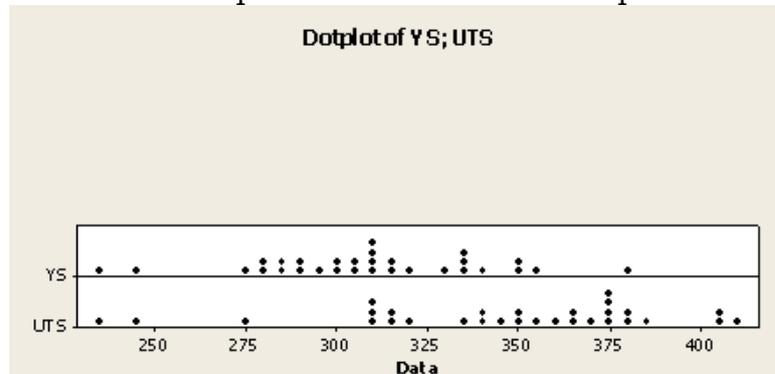


Figura 6.57 - Dot Plot per YS e UTS 2139 T8

Tabella 6.29

Goal: maximize UTS

Optimum value = 409,855

Factor	Low	High	Optimum
RPM	800,0	2000,0	800,019
mm_min	50,0	300,0	50,0
P	0,07	0,13	0,0700074

Goal: maximize YS

Optimum value = 342,255

Factor	Low	High	Optimum
RPM	800,0	2000,0	1649,3
mm_min	50,0	300,0	140,007
P	0,07	0,13	0,13

Tabella 6.30
Multiple Response Optimization

Data variables: UTS, YS

Response	Observed	
	Minimum	Maximum
UTS	233,1	411,8
YS	233,1	378,0

Response	Desirability		Goal	First	Weights	
	Low	High			Second	Impact
UTS	233,0	411,0	Maximize	1,0		3,0
YS	233,0	378,0	Maximize	1,0		3,0

Row	UTS	YS	Predicted Desirability	Observed Desirability
1	374,9	288,3	0,519575	0,551391
2	403,7	281,3	0,539619	0,565192
3	371,6	315,0	0,750542	0,663582
4	379,2	319,0	0,785235	0,697957
5	360,1	298,0	0,600087	0,565764
6	402,7	329,0	0,630225	0,794479
7	377,1	335,0	0,691908	0,754637
8	374,3	307,3	0,725556	0,637781
9	348,9	302,3	0,486083	0,557846
10	383,6	284,0	0,508494	0,545511
11	362,9	335,0	0,704346	0,716491
12	345,6	296,7	0,741187	0,527163
13	308,7	378,0	0,587733	0,652136
14	337,0	317,0	0,636426	0,581785
15	309,9	285,0	0,587733	0,393614
16	350,5	334,0	0,636426	0,678087
17	377,0	354,0	0,587733	0,821637
18	320,3	306,7	0,636426	0,499283
19	354,9	350,0	0,590491	0,743363
20	380,1	311,0	0,632466	0,666745
21	342,2	308,0	0,683566	0,563311
22	411,8	308,0	0,716936	0,719195
23	314,3	280,0	0,374647	0,384769
24	314,1	292,0	0,414642	0,430569
25	233,1	233,1	0,165375	0,000622452
26	275,0	275,0	0,21536	0,26143
27	363,7	347,5	0,604121	0,761459
28	341,0	341,0	0,653118	0,672248
29	245,1	245,1	0,294541	0,0753167
30	310,0	310,0	0,338205	0,479288

Optimize Desirability

Optimum value = 0,85013

Factor	Low	High	Optimum
RPM	800,0	2000,0	800,007
mm_min	50,0	300,0	294,475
P	0,07	0,13	0,07

Response	Optimum	Max	Mat.Base
UTS	402,88	409,8	451
YS	342,804	342,5	402

Quindi in corrispondenza del punto di coordinate $\omega=800,007\text{RPM}$, $v=294,475\text{mm/min}$, $P=0,07\text{mm}$, si rendono YS e UTS più elevati possibile. Un andamento della funzione desiderabilità è riportato in termini di superficie di risposta e piano a curva di livello in Figura 6.58. Si riportano inoltre i Contour Plot sovrapposti per YS e UTS, che sintetizzano visivamente quanto espresso dalla funzione desiderabilità.

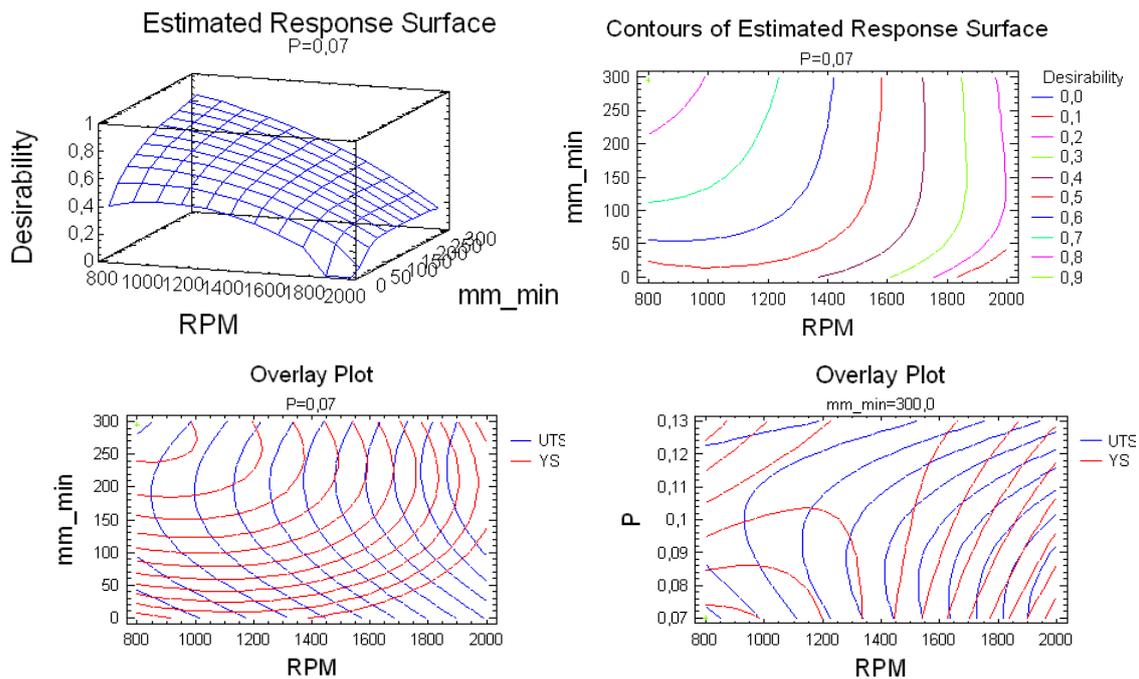


Figura 6.58 - Desirability, Response Surface, Contour plot

6.2.5 Dimensione dei grani – AA 2139 T8

In questo paragrafo, la tecnica Anova è stata impiegata per verificare se le dimensioni dei grani dei giunti saldati, mostrassero una dipendenza rispetto ad alcuni parametri di saldatura, quali la velocità di rotazione, la velocità di avanzamento e la profondità di penetrazione dell'utensile. Nei paragrafi successivi verranno evidenziati i risultati ottenuti applicando questa tecnica in riferimento alle diverse zone del giunto saldato.

6.2.5.1 Analisi del Nugget Superiore (NU)

La prima zona analizzata è il nugget superiore NU (Nugget Up). La media delle dimensioni dei grani per questa zona varia dai 4,02 μm fino ad arrivare a 12,21 μm . I dati rilevati sono stati analizzati attraverso una Anova, i cui risultati, elaborati attraverso un apposito software, sono rappresentati in Tabella. 6..

Tabella. 6.35

Estimated Regression Coefficients for NU

Term	Coef	SE Coef	T	P
Constant	10,8900	1,2492	8,718	0,013
RPM	1,8831	0,5409	3,481	0,074
mm_min	-1,0237	0,4416	-2,318	0,146
P	-0,4256	0,5409	-0,787	0,514
RPM*RPM	-3,4231	0,8833	-3,875	0,061
mm_min*mm_min	-0,4019	0,8833	-0,455	0,694
P*P	0,2694	0,8833	0,305	0,789
RPM*mm_min	0,3150	0,6246	0,504	0,664
RPM*P	0,6512	0,8833	0,737	0,538
mm_min*P	-0,7575	0,6246	-1,213	0,349

S = 1,24917 R-Sq = 96,12% R-Sq(adj) = 78,66%

Analysis of Variance for NU

Source	DF	Seq SS	Adj SS	Adj MS	F	P
Regression	9	77,3136	77,3136	8,5904	5,51	0,163
Linear	3	36,9344	33,9544	11,3181	7,25	0,124
Square	3	36,8388	33,9333	11,3111	7,25	0,124
Interaction	3	3,5404	3,5404	1,1801	0,76	0,613
Residual Error	2	3,1209	3,1209	1,5604		
Total	11	80,4345				

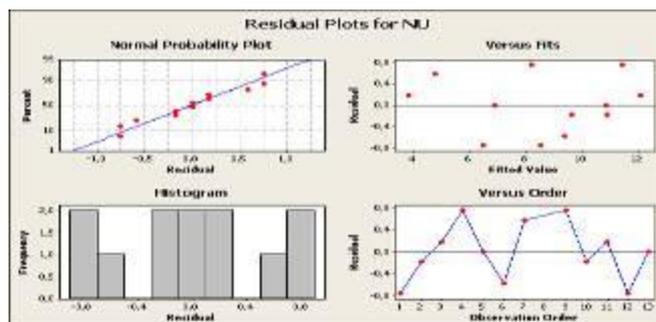


Figura 6.47 – Analisi dei residui per Nugget Up AA 2139 T8

Il test R^2 fornisce un valore del 96,12% e quindi il sistema risulta complessivamente ben modellato a meno di una distribuzione non proprio gaussiana dei residui. Dall'analisi Anova emerge che è possibile rigettare l'ipotesi nulla per il termine lineare ω (indicato in tabella con RPM, ovvero l'unità di misura della velocità di rotazione) e per il termine quadratico ω^2 con una significatività superiore al 90%, in particolare si ha una significatività di circa il 93% per il fattore ω e di circa il 94% per il termine ω^2 . A questo punto, per meglio indagare i fattori in esame, è stata realizzata un'analisi di regressione, ricorrendo alla funzione "Best Subset". In questo modo si definisce il modello ottimale quando l'indice C_p assume il minimo valore possibile, al quale corrisponde anche la minima varianza.

I risultati dell'analisi di Best Subset sono riportati in Tabella 6..

Tabella 6.36

Vars	R-Sq	R-Sq (adj)	Cp	S	Mallows													
					M	n	P	n	P	M	n	P	n					
1	34,4	27,8	25,8	2,2977	X													
1	23,9	16,3	31,2	2,4741														X
2	77,8	72,9	5,4	1,4079	X													X
2	47,7	36,1	20,9	2,1610	X													X
3	93,2	90,6	-0,5	0,82979	X													X
3	88,8	84,6	1,8	1,0605	X				X									X
4	94,4	91,3	0,9	0,79945	X													X
4	93,9	90,5	1,1	0,83412	X	X												X
5	94,9	90,7	2,6	0,82508	X													X
5	94,8	90,4	2,7	0,83878	X	X												X
6	95,2	89,5	4,5	0,87458	X	X												X
6	95,2	89,4	4,5	0,88016	X		X											X
7	95,7	88,1	6,2	0,93270	X	X		X										X
7	95,5	87,8	6,3	0,94625	X		X		X									X
8	95,9	85,1	8,1	1,0434	X	X	X	X										X
8	95,8	84,6	8,2	1,0609	X	X		X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X
9	96,1	78,7	10,0	1,2492	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X

Dalla tabella risultante si estrae la regressione ottimale (minimo CP), che è quella corrispondente al valore dell'indice $C_p=0,9$ e con i fattori indicati si effettua una ulteriore regressione con Anova per verificare l'esattezza e la precisione del modello (Tabella 6.). In questo modo viene individuato il modello ottimale e la corrispondente equazione di regressione, che esplicita le dipendenze della variabile d'interesse rispetto ai fattori considerati come maggiormente influenti. Anche da questa analisi si può osservare una fondamentale dipendenza dei fattori ω e ω^2 .

Tabella 6.37

The regression equation is

$$NU = - 10,3 + 0,0301 RPM - 0,000010 RPM*RPM + 0,000004 RPM*mm_min - 0,139 P*mm_min$$

Predictor	Coef	SE Coef	T	P
Constant	-10,268	2,421	-4,24	0,004
RPM	0,030053	0,003664	8,20	0,000
RPM*RPM	-0,00001000	0,00000131	-7,63	0,000
RPM*mm_min	0,00000409	0,00000321	1,27	0,244
P*mm_min	-0,13896	0,04303	-3,23	0,014

S = 0,799449 R-Sq = 94,4% R-Sq(adj) = 91,3%

Analysis of Variance

Source	DF	SS	MS	F	P
Regression	4	75,961	18,990	29,71	0,000
Residual Error	7	4,474	0,639		
Total	11	80,434			

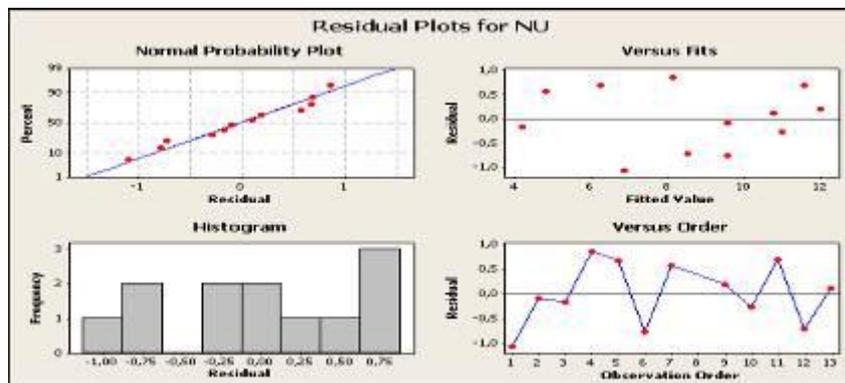


Figura 6.48 – Analisi dei residui per Nugget Up ottimale AA 2139 T8

Dalla Tabella 6. si può inoltre evidenziare che il valore di R^2 è pari al 94,4% e quindi non è possibile trascurare un leggero scostamento dei dati del modello rispetto al sistema reale, così come evidenziato dall'andamento non perfettamente gaussiano dell'analisi dei residui. Una volta ricavato il modello ottimale, è possibile individuare il diagramma degli effetti principali e delle interazioni (Figura 6.).

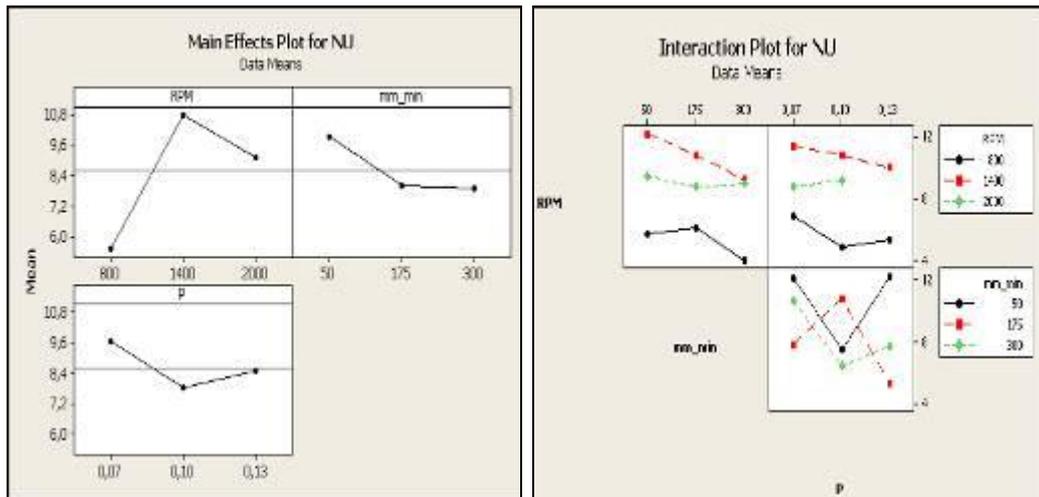


Figura 6.49 – Main Effect Plot e Interaction Plot per Nugget Up AA 2139 T8

Dall'analisi dei main effect plot emerge una chiara dipendenza della dimensione media dei grani del nugget superiore rispetto alla velocità di rotazione, in particolare modo in corrispondenza della velocità di rotazione più bassa (800 RPM) si ottiene la più piccola dimensione dei grani; all'aumentare della velocità di rotazione aumenta la dimensione media dei grani, fino a raggiungere il suo massimo in corrispondenza di 1400 RPM. Quindi il più basso valore della grandezza dei grani della zona del nugget superiore si ricava in corrispondenza dei seguenti valori dei parametri di saldatura: $\omega=800$ RPM, $v=300$ mm/min, $p=0,10$. L'interaction plot sottolinea un'interazione esistente tra la velocità di rotazione e la velocità di avanzamento (RPM e mm/min), nonché tra la velocità di avanzamento e la profondità (P e mm/min), così come evidenziato anche dalla precedente analisi di regressione e dalla relativa Anova.

La rappresentazione 3D del modello (Surface plot) e il corrispondente Contour plot (che rappresenta un piano a curve di livello dei due fattori principali, una volta fissato il livello del terzo fattore) mettono in risalto le osservazioni che erano già state ricavate dai precedenti diagrammi degli effetti principali e delle interazioni (Figura 6.).

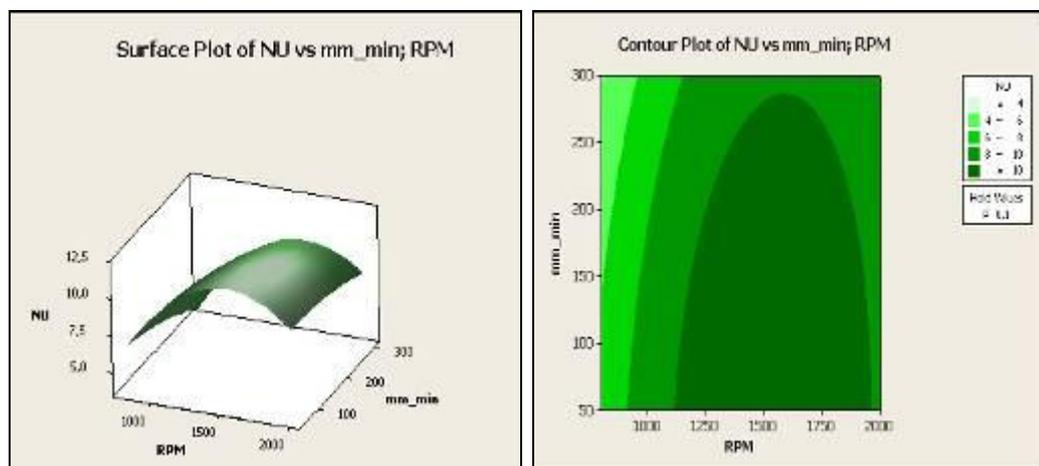


Figura 6.50 – Surface Plot e Contour Plot per Nugget Up AA2139 T8

6.2.5.2 Analisi del nugget inferiore

Il nugget inferiore ND (Nugget Down) è la zona in cui avviene la saldatura, immediatamente sottostante al nugget superiore. La media della dimensione dei grani di questa zona varia da 2,93 μm fino a 9,48 μm , attestandosi globalmente su valori un po' più bassi rispetto a quelli mostrati dai grani del nugget superiore.

I dati sulle misure dei grani del nugget inferiore sono stati analizzati mediante una Anova, i cui risultati sono mostrati in Tabella 6.38.

Tabella 6.38

Estimated Regression Coefficients for ND

Term	Coef	SE Coef	T	P
Constant	-12,999	11,953	-1,088	0,390
RPM	0,015	0,007	2,110	0,169
mm_min	0,022	0,022	0,969	0,435
P	148,075	173,005	0,856	0,482
RPM*RPM	-0,000	0,000	-2,724	0,112
mm_min*mm_min	0,000	0,000	0,045	0,968
P*P	-984,722	769,334	-1,280	0,329
RPM*mm_min	-0,000	0,000	-2,206	0,158
RPM*P	0,045	0,038	1,173	0,361
mm_min*P	-0,111	0,131	-0,848	0,486

S = 0,979202

R-Sq = 96,00% R-Sq(adj) = 77,99%

Analysis of Variance for ND

Source	DF	Seq SS	Adj SS	Adj MS	F	P
Regression	9	45,9953	45,99532	5,11059	5,33	0,168
Linear	3	27,6700	5,22671	1,74224	1,82	0,374
Square	3	11,6505	7,65551	2,55184	2,66	0,285
Interaction	3	6,6748	6,67481	2,22494	2,32	0,315
Residual Error	2	1,9177	1,91767	0,95884		
Total	11	47,9130				

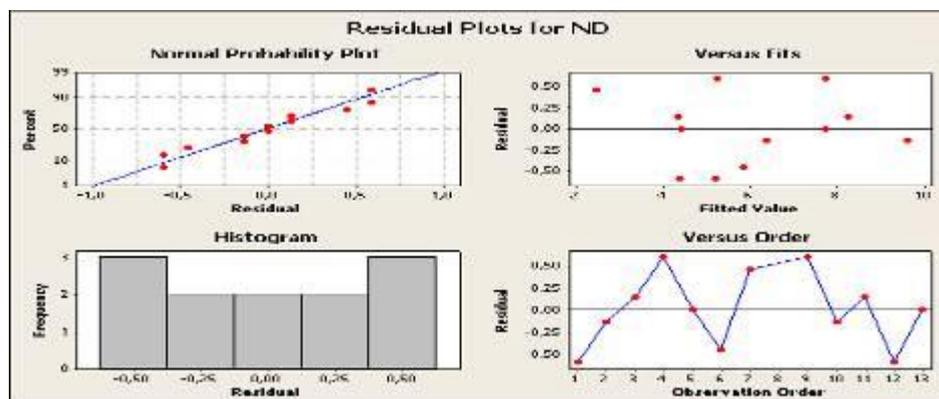


Figura 6.51 – Analisi dei residui per Nugget Down AA 2139 T8

Dall'analisi svolta si può osservare che quasi nessuno dei fattori analizzati risulta accettabile ad un livello di significatività che sia comunque soddisfacente, dal momento che la coda destra di probabilità del test di

Fisher risulta, per quasi tutti i fattori, abbastanza ampia e comunque superiore ad un livello di fiducia pari a $\alpha=10\%$. Gli unici termini che possono essere presi in considerazione, a patto di esser disposti ad accettare un livello di significatività che sia prossimo al 90%, sono la velocità di rotazione ω (con una significatività dell'84%), il termine quadratico ω^2 (89%), nonché il termine misto RPM * mm/min (85%). Il valore del coefficiente di adattabilità dei dati R^2 è pari al 96%, il che indica che l'adattamento, pur essendo accettabile, non è comunque ottimale, così come evidenziato dall'analisi dei residui.

Al fine di ricavare il modello che meglio interpreta i dati a nostra disposizione, è stata realizzata, anche in questo caso, un'analisi di regressione, cercando innanzitutto di individuare la miglior configurazione possibile dei fattori in esame, ricorrendo alla funzione Best Subset. I risultati dell'analisi di Best Subset sono riportati in Tabella 6.39, in cui si evidenzia che il valore più basso dell'indice di Mallows C_p è pari a 5,3, in corrispondenza del quale si possono individuare i fattori più significativi per ricavare il modello ottimale di interpretazione dei dati.

Tabella 6.39

Vars	R-Sq	R-Sq(adj)	Mallows Cp	S	m													
					m	m	m	m	m	m	m	m	m	m	m	m		
					R	m	P	n	P	R	M	P	P	P	P	P	P	
1	37,3	31,0	23,3	1,7331	X													
1	30,0	23,0	27,0	1,8308						X								
2	64,5	56,6	11,7	1,3743	X						X							
2	59,6	50,6	14,2	1,4673											X	X		
3	81,2	74,2	5,4	1,0604	X					X	X							
3	75,6	66,5	8,2	1,2080	X					X							X	
4	85,4	77,1	5,3	0,99813	X		X			X	X							
4	84,0	74,9	6,0	1,0450	X	X				X	X							
5	90,6	82,7	4,7	0,86855	X					X	X	X	X					
5	88,7	79,4	5,6	0,94834	X		X			X	X	X						
6	93,4	85,4	5,3	0,79677	X	X				X								
6	93,0	84,5	5,5	0,82124	X		X			X	X	X	X	X				
7	94,6	85,0	6,7	0,80755	X	X	X			X	X	X	X	X				
7	94,5	84,8	6,8	0,81442	X	X				X	X	X	X	X	X			
8	96,0	85,3	8,0	0,79992	X	X	X			X	X	X	X	X	X	X		
8	94,6	80,1	8,7	0,93213	X	X	X	X		X	X	X	X	X	X	X		
9	96,0	78,0	10,0	0,97920	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X

Grazie ai fattori ricavati dalla precedente analisi di Best Subset, si effettua un'analisi di regressione correlata da un'ulteriore Anova per verificare la correttezza del modello individuato. Sono state effettuate diverse analisi di regressione, prendendo in considerazione vari fattori che potevano essere più o meno inclusi dall'analisi di Best Subset, e la miglior risposta è stata fornita

dall'analisi presentata in Tabella 6., in cui è presente anche l'equazione di regressione ricavata.

Tabella 6.40

The regression equation is

$$ND = - 2,95 + 0,0118 RPM + 0,0113 mm_min - 443 P*P - 0,000005 RPM*RPM - 0,000014 RPM*mm_min + 0,0619 RPM*P$$

Predictor	Coef	SE Coef	T	P
Constant	-2,948	3,209	-0,92	0,400
RPM	0,011842	0,004603	2,57	0,050
mm_min	0,011340	0,007770	1,46	0,204
P*P	-443,5	167,3	-2,65	0,045
RPM*RPM	-0,00000456	0,00000132	-3,45	0,018
RPM*mm_min	-0,00001440	0,00000531	-2,71	0,042
RPM*P	0,06190	0,02488	2,49	0,055

S = 0,796770 R-Sq = 93,4% R-Sq(adj) = 85,4%

Analysis of Variance

Source	DF	SS	MS	F	P
Regression	6	44,7388	7,4565	11,75	0,008
Residual Error	5	3,1742	0,6348		
Total	11	47,9130			

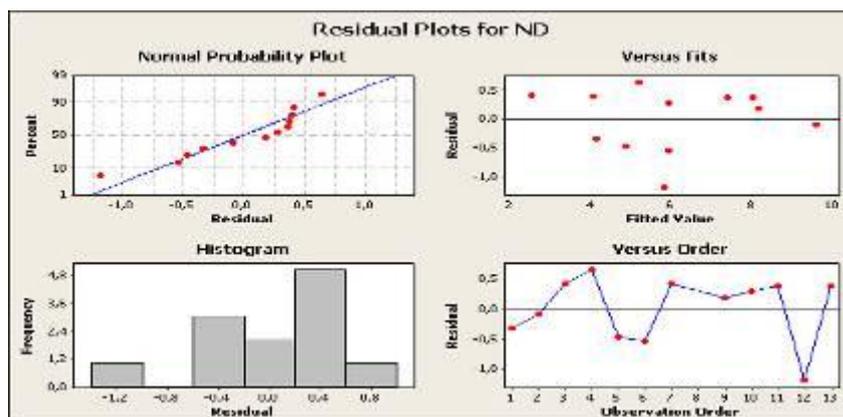


Figura 6.52 – Analisi dei residui per Nugget Down ottimale AA 2139 T8

Si può osservare che, tra le tante regressioni realizzate, la migliore risposta fornita dall'analisi di regressione è stata ottenuta proprio considerando i fattori individuati dall'analisi di Best Subset, a testimonianza della validità di tale tecnica. Grazie a tale regressione è stato ricavato il modello che meglio interpreta i dati, ottenendo un incremento dell'indice pesato R² rispetto alla prima analisi Anova realizzata (il valore di tale indice è passato dal 78% della prima analisi all'attuale 85,4%), pur rimanendo comunque non trascurabile il Lack of Fit, ovvero lo scostamento del modello dai dati reali.

A questo punto non resta che analizzare i diagrammi degli effetti principali e delle interazioni (Figura 6.), ricavati al termine delle analisi condotte.

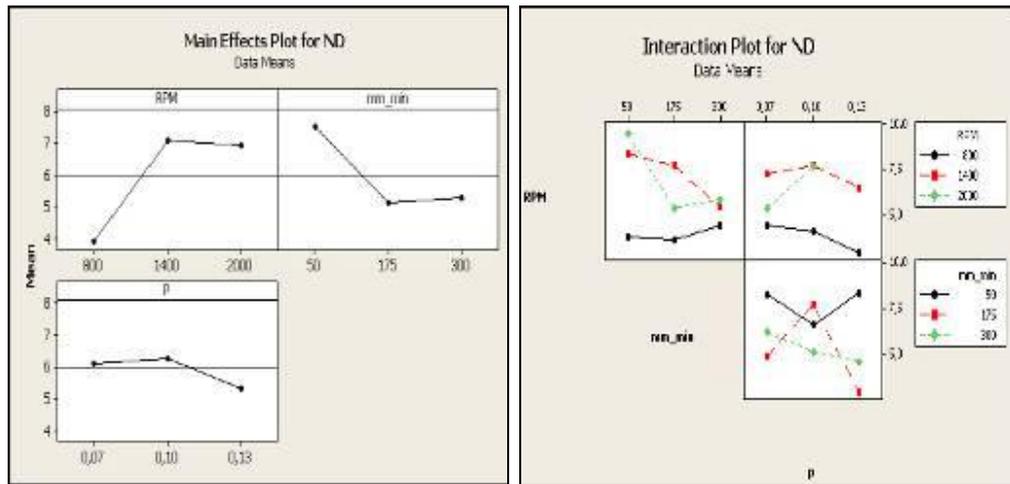


Figura 6.53 – Main Effect Plot e Interaction Plot per Nugget Down AA 2139 T8

Dai diagrammi riportati, si può osservare, anche in questo caso, l'incidenza del fattore velocità di rotazione; come accadeva per il nugget superiore, anche nel nugget inferiore la più piccola dimensione dei grani si ottiene in corrispondenza del valore più basso della velocità di rotazione (800 RPM) e, a mano a mano che la velocità di rotazione aumenta, aumenta pure la dimensione media dei grani che tocca il suo massimo in corrispondenza di 1400 RPM. Va quindi sottolineata questa analogia di comportamento con il nugget superiore. La minima dimensione possibile dei grani per questa zona si ricava in corrispondenza dei seguenti valori dei parametri di saldatura: $\omega=800$ RPM, $v=175$ mm/min, $p=0,13$. L'interaction plot evidenzia le molteplici interazioni esistenti tra i vari fattori, ed in particolare l'interazione tra RPM e mm/min, nonché tra RPM e p.

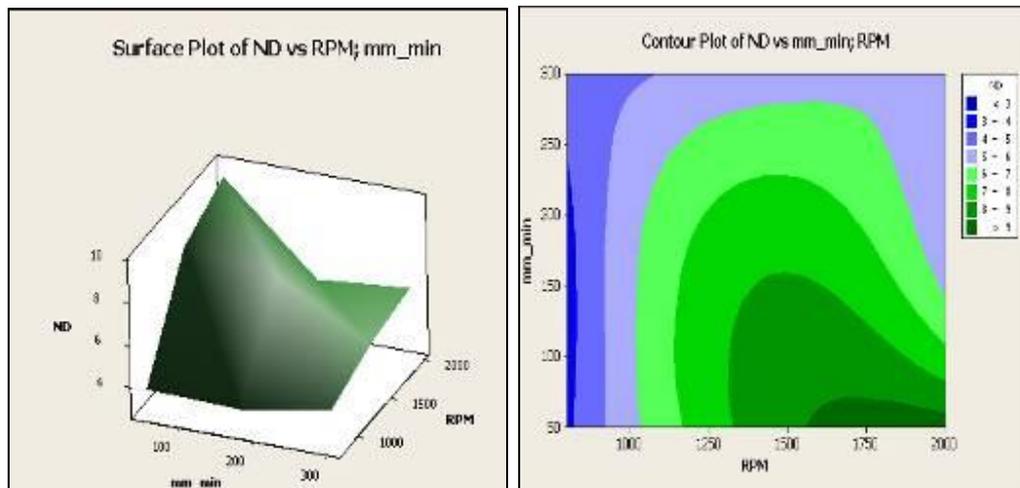


Figura 6.54 – Surface Plot e Contour Plot per Nugget Down AA 2139 T8

Anche dall'analisi dei grafici in Figura 6. si evidenzia che la dimensione media dei grani del nugget inferiore aumenta all'aumentare della velocità di rotazione e al diminuire della velocità di avanzamento; quindi i giunti cosiddetti "caldi" (ovvero quelli caratterizzati da un elevato rapporto ω/v) sono quelli che presentano una maggiore dimensione dei grani nella zona del nugget.

6.2.5.3 Analisi della TMAZ

Per quanto concerne la zona termo meccanicamente alterata (TMAZ), la media della dimensione dei grani varia da un valore minimo di 23,05 μm fino ad arrivare ad un valore massimo di 40,59 μm . Come si può osservare, le dimensioni medie dei grani in questa zona sono di gran lunga superiori rispetto a quelle della zona del nugget, dal momento che la zona TMAZ è caratterizzata da una struttura altamente deformata con grani allungati e di dimensioni maggiori.

I dati sulla dimensione media dei grani della zona TMAZ, ricavati attraverso una serie di prove, sono stati analizzati attraverso un'indagine Anova i cui risultati sono esposti in Tabella 6.41. Bisogna innanzitutto osservare che i fattori di analisi sembrano avere tutti una scarsa incidenza, dal momento che presentano tutti delle significatività ridotte, di gran lunga inferiori ad un livello di accettabilità fissato intorno al 90%. Bisogna inoltre notare che lo stesso adattamento dei dati risulta comunque molto scarso, come testimoniato dall'indice R^2 che assume un valore pari al 60% (addirittura l'indice R^2 pesato è nullo) e dall'analisi dei residui.

Tabella 6.41

Estimated Regression Coefficients for TMAZ

Term	Coef	SE Coef	T	P
Constant	-61,97	104,95	-0,590	0,615
RPM	0,07	0,06	1,146	0,371
mm_min	-0,07	0,20	-0,378	0,742
P	1064,32	1519,04	0,701	0,556
RPM*RPM	-0,00	0,00	-1,031	0,411
mm_min*mm_min	0,00	0,00	0,593	0,613
P*P	-3949,31	6755,01	-0,585	0,618
RPM*mm_min	-0,00	0,00	-0,377	0,742
RPM*P	-0,23	0,34	-0,684	0,565
mm_min*P	0,39	1,15	0,341	0,766

S = 8,59772 R-Sq = 60,83% R-Sq(adj) = 0,00%

Analysis of Variance for TMAZ

Source	DF	Seq SS	Adj SS	Adj MS	F	P
Regression	9	229,623	229,623	25,5137	0,35	0,893
Linear	3	70,606	116,841	38,9471	0,53	0,707
Square	3	105,353	138,956	46,3187	0,63	0,663
Interaction	3	53,664	53,664	17,8879	0,24	0,863
Residual Error	2	147,842	147,842	73,9208		
Total	11	377,465				

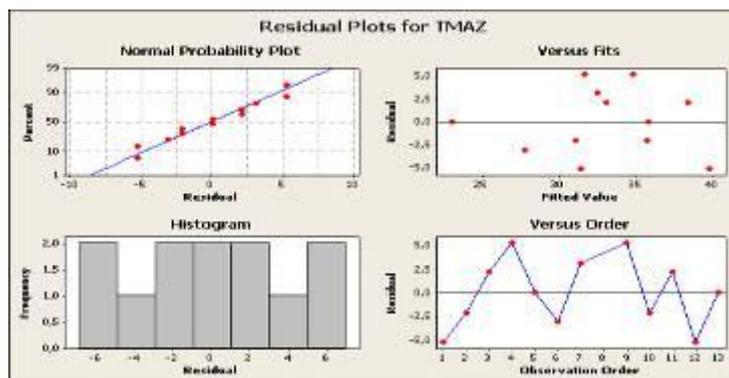


Figura 6.55 – Residual Plot per TMAZ AA 2139 T8

Si potrebbe concludere, quindi, che per nessuno dei fattori in esame possa essere rigettata l'ipotesi nulla, ovvero che nessuno dei fattori in esame giocherebbe un ruolo significativo rispetto alla nostra variabile d'interesse, rappresentata dalla dimensione media dei grani. Prima di confermare tale ipotesi, è stata utilizzata la funzione Best Subset per cercare di individuare quali fattori risultano maggiormente significativi ai fini della successiva analisi di regressione. Dall'analisi in questione (Tabella 6.) emerge che il minimo valore dell'indice Cp è pari a 1,0 ed in corrispondenza di tale valore si individuano i fattori da inserire nella successiva analisi di regressione, realizzata per cercare di ricavare un modello migliore di interpretazione dei dati a disposizione ed accompagnata da un'Anova per verificare la correttezza del modello ricavato.

Tabella 6.42

Vars	R-Sq	R-Sq(adj)	Cp	S	M	n	P	n	P	M	n	P	n
1	16,0	7,6	-3,7	5,6298									
1	12,3	3,5	-3,5	5,7531									
2	23,4	6,4	-2,1	5,6678	X	X							
2	22,6	5,5	-2,1	5,6958			X	X					
3	34,6	10,1	-0,7	5,5555	X				X				X
3	33,2	8,1	-0,6	5,6147	X	X							X
4	40,7	6,8	1,0	5,6556	X				X	X			X
4	38,8	3,8	1,1	5,7464	X	X			X	X			
5	45,3	0,0	2,8	5,8669	X	X			X	X			X
5	45,0	0,0	2,8	5,8820	X	X	X		X	X			
6	51,4	0,0	4,5	6,0589	X	X	X	X	X	X			X
6	50,3	0,0	4,5	6,1225	X	X			X	X			X
7	57,6	0,0	6,2	6,3250	X	X	X	X	X	X			X
7	55,8	0,0	6,3	6,4606	X	X	X	X	X	X			X
8	58,6	0,0	8,1	7,2210	X	X	X	X	X	X	X		X
8	58,0	0,0	8,1	7,2657	X	X	X	X	X	X			X
9	60,8	0,0	10,0	8,5977	X	X	X	X	X	X	X	X	X

Dall'analisi di regressione (Tabella 6.43) si può osservare che, ancora una volta, nessuno dei fattori analizzati presenta una significatività tale da poter rigettare l'ipotesi nulla del test Anova (l'unico valore che può essere preso in considerazione è il termine RPM, a patto di accettare una significatività dell'84%); inoltre l'adattamento dei dati, pur essendo leggermente migliorato (l'indice R² pesato passa dal valore nullo della precedente analisi ad un valore attuale di circa il 7%), resta comunque abbastanza scarso.

Tabella 6.43

The regression equation is

$$TMAZ = 3,3 + 0,0398 RPM - 0,000013 RPM * RPM - 0,000019 RPM * mm_min + 0,419 P * mm_min$$

Predictor	Coef	SE Coef	T	P
Constant	3,34	17,13	0,19	0,851
RPM	0,03975	0,02592	1,53	0,169
RPM*RPM	-0,00001312	0,00000927	-1,42	0,200
RPM*mm_min	-0,00001927	0,00002272	-0,85	0,424
P*mm_min	0,4186	0,3044	1,38	0,212

S = 5,65561 R-Sq = 40,7% R-Sq(adj) = 6,8%

Analysis of Variance

Source	DF	SS	MS	F	P
Regression	4	153,56	38,39	1,20	0,390
Residual Error	7	223,90	31,99		
Total	11	377,46			

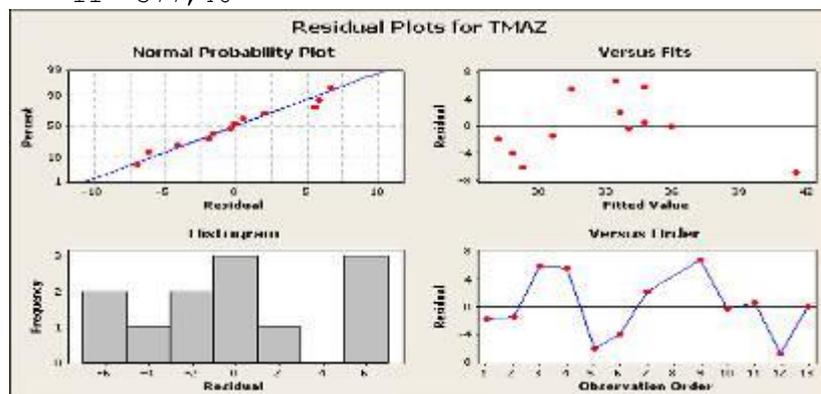


Figura 6.56 – Analisi dei residui per TMAZ AA 2139 T8

Si riportano per completezza i diagrammi degli effetti principali e delle interazioni (Figura 6.), nonché i diagrammi della superficie di risposta e delle curve di livello (Figura 6.), ricavati al termine delle analisi condotte.

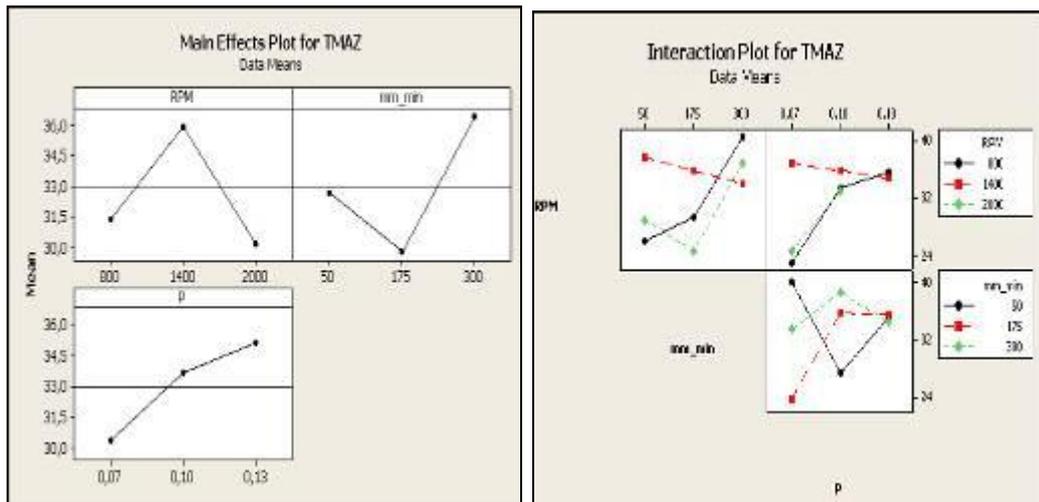


Figura 6.57 – Main Effect Plot e Interaction Plot per TMAZ AA 2139 T8

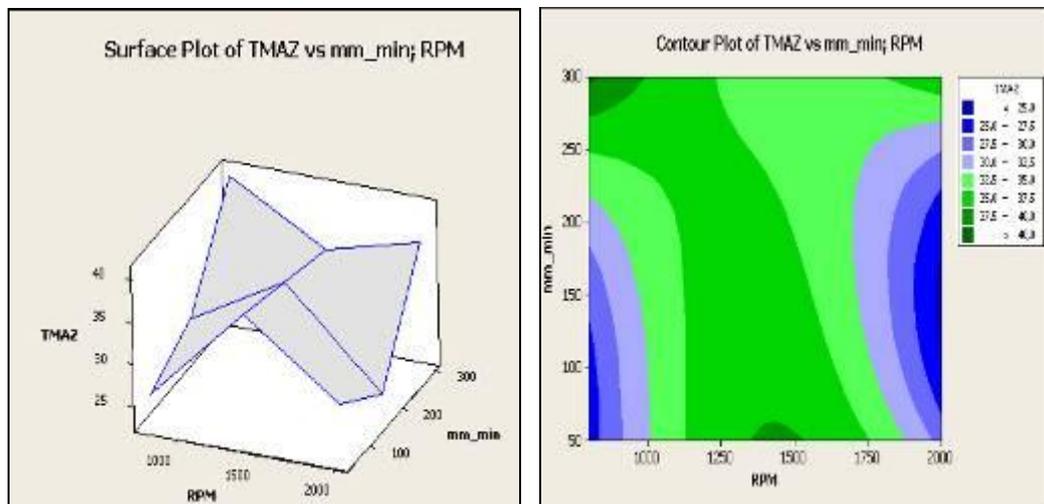


Figura 6.58 – Surface Plot e Contour Plot per TMAZ AA 2139 T8

Si può osservare che le curve di livello, così come la superficie di risposta, non hanno un andamento univoco e ben definito, proprio a sottolineare il difficile comportamento della zona termo-meccanicamente alterata che, subendo sia l'effetto della temperatura che della deformazione plastica durante il processo di saldatura, risulta complesso e di non semplice identificazione. Ed è proprio a causa dell'aleatorietà dei fenomeni in gioco all'interno di questa zona, che l'analisi Anova non ha riscontrato una significatività dei fattori in esame, essendo predominante la variabilità fisiologica del processo rispetto alla variabilità riconducibile ai fattori d'interesse.

6.2.5.4 Analisi della HAZ

La zona termicamente alterata (HAZ) è la zona di transizione tra la zona termo meccanicamente alterata ed il metallo base. La media delle dimensioni dei grani di tale zona varia da 40,39 μm fino a 49,17 μm . Le dimensioni dei grani risultano ragguardevoli, dal momento che tale zona, pur non subendo una deformazione plastica, risente comunque dell'incremento di temperatura che avviene durante il processo di saldatura. I valori delle dimensioni medie dei grani sono stati analizzati con una preliminare analisi (Tabella 6.).

Tabella 6.44

Estimated Regression Coefficients for HAZ

Term	Coef	SE Coef	T	P
Constant	-26,58	28,08	-0,946	0,444
RPM	0,05	0,02	2,667	0,117
mm_min	-0,01	0,05	-0,170	0,881
P	938,93	406,46	2,310	0,147
RPM*RPM	-0,00	0,00	-2,430	0,136
mm_min*mm_min	0,00	0,00	0,488	0,674
P*P	-3372,92	1807,47	-1,866	0,203
RPM*mm_min	0,00	0,00	0,530	0,649
RPM*P	-0,19	0,09	-2,117	0,168
mm_min*P	-0,15	0,31	-0,485	0,676

S = 2,30053 R-Sq = 84,93% R-Sq(adj) = 17,13%

Analysis of Variance for HAZ

Source	DF	Seq SS	Adj SS	Adj MS	F	P
Regression	9	59,6642	59,6642	6,6294	1,25	0,520
Linear	3	8,1496	43,4358	14,4786	2,74	0,279
Square	3	25,0641	42,6092	14,2031	2,68	0,283
Interaction	3	26,4505	26,4505	8,8168	1,67	0,396
Residual Error	2	10,5849	10,5849	5,2924		
Total	11	70,2490				

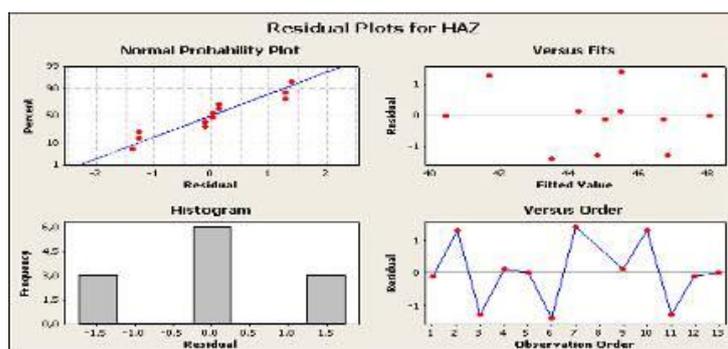


Figura 6.59 – Analisi dei residui per HAZ AA 2139 T8

L'Anova evidenzia che non esistono fattori con un livello di accettabilità che risulti superiore al 90%; solo nel caso in cui si sia disposti ad accettare un livello di significatività prossimo al 90%, si possono prendere in considerazione una serie di fattori come RPM (88%), RPM*RPM (87%) e p (86%). Per affinare l'analisi condotta, è stata realizzata un'indagine per individuare i fattori più significativi attraverso la funzione Best Subset (Tabella 6.).

Tabella 6.45

Vars	R-Sq	R-Sq(adj)	Mallows			M n P n P M n P n														
			Cp	S		M	n	P	n	P	M	n	P	n						
1	8,6	0,0	4,1	2,5337																
1	6,7	0,0	4,4	2,5602																
2	26,1	9,6	3,8	2,4024	X															
2	16,9	0,0	5,0	2,5470																
3	32,7	7,4	4,9	2,4313	X															
3	32,1	6,6	5,0	2,4419	X															
4	42,4	9,5	5,6	2,4035	X	X														
4	42,2	9,2	5,7	2,4082	X	X	X													
5	74,2	52,7	3,4	1,7381	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X
5	49,7	7,9	6,7	2,4259	X	X	X													
6	80,8	57,8	4,5	1,6415	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X
6	80,2	56,4	4,6	1,6682	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X
7	82,8	52,7	6,3	1,7383	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X
7	82,7	52,5	6,3	1,7412	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X
8	84,7	44,0	8,0	1,8919	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X
8	83,2	38,3	8,2	1,9856	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X
9	84,9	17,1	10,0	2,3005	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X

Il minimo valore dell'indice Cp è pari a 3,4 ed in corrispondenza di tale valore è possibile individuare quei fattori da inserire nella successiva analisi di regressione (tra questi fattori rientrano anche quelli individuati nella precedente analisi Anova, a testimonianza della loro significatività). A questo punto è stata condotta un'analisi di regressione (Tabella 6.46), correlata da un'Anova, per ricavare l'equazione di regressione che meglio interpreta i dati a disposizione.

Tabella 6.46

The regression equation is

$$\text{HAZ} = - 28,1 + 0,0473 \text{ RPM} + 945 \text{ P} - 3593 \text{ P}^2 - 0,000012 \text{ RPM}^2 - 0,180 \text{ RPM}^2 \text{ P}$$

Predictor	Coef	SE Coef	T	P
Constant	-28,10	20,06	-1,40	0,211
RPM	0,04729	0,01263	3,75	0,010
P	944,9	300,3	3,15	0,020
P*P	-3593	1322	-2,72	0,035
RPM*RPM	-0,00001153	0,00000331	-3,49	0,013
RPM*P	-0,18030	0,06611	-2,73	0,034

S = 1,73809 R-Sq = 74,2% R-Sq(adj) = 52,7%

Analysis of Variance

Source	DF	SS	MS	F	P
Regression	5	52,123	10,425	3,45	0,082
Residual Error	6	18,126	3,021		
Total	11	70,249			

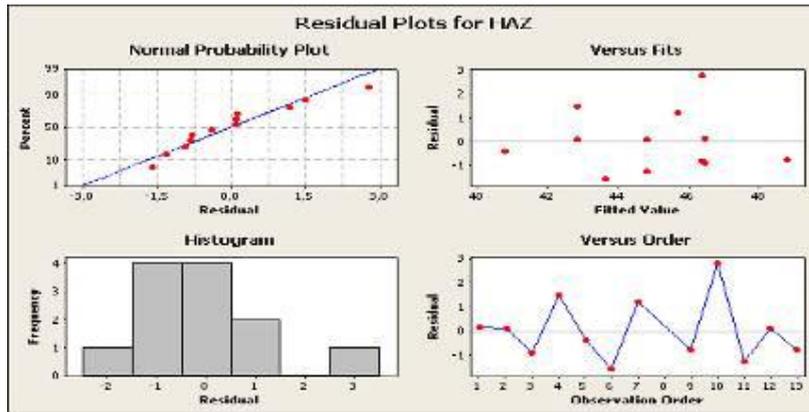


Figura 6.60 – Analisi dei residui per HAZ ottimale AA 2139 T8

La regressione realizzata risulta corretta, dal momento che presenta una significatività accettabile (92%); attraverso questa analisi affinata, emerge che il fattore RPM è quello più significativo (ad un livello del 99%), e non trascurabile è anche il suo quadrato RPM^2 ; gli altri fattori incidono con un peso minore. Si riportano, infine, i diagrammi degli effetti principali e delle interazioni (Figura 6.61), seguiti dai diagrammi della superficie di risposta e delle curve di livello (Figura 6.62).

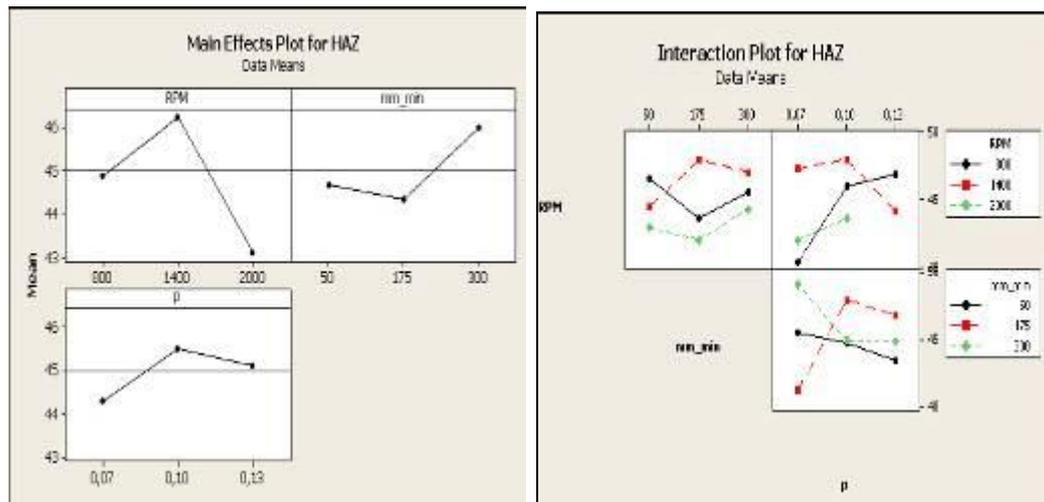


Figura 6.61 – Main Effect Plot e Interaction Plot per HAZ AA 2139 T8

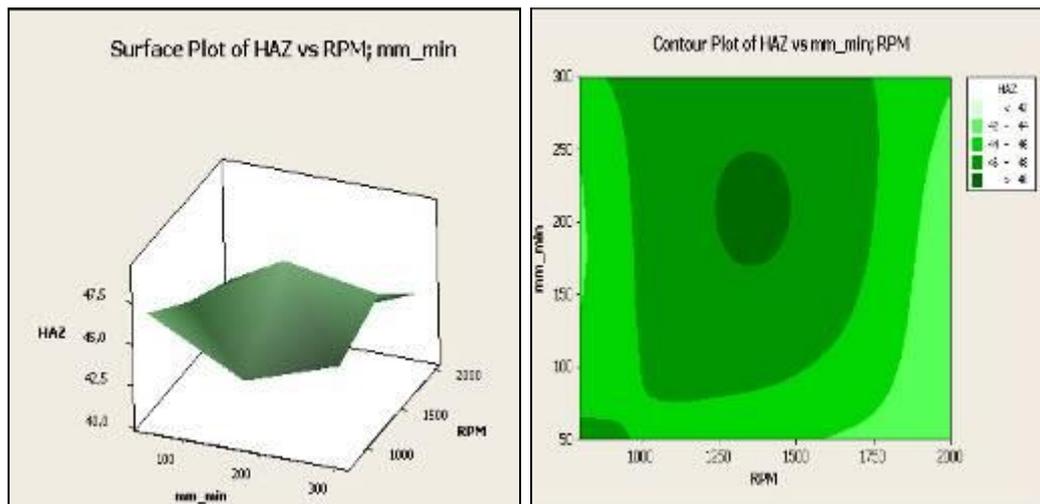


Figura 6.62 – Surface Plot e Contour Plot per HAZ AA 2139 T8

Dal diagramma degli effetti principali si evince che il minimo valore possibile della dimensione dei grani si ottiene in corrispondenza dei valori dei seguenti parametri di saldatura: $\omega=2000$, $v=175$ mm/min e $p=0,07$.

In particolare, per quanto riguarda la velocità di rotazione che si è visto essere uno dei fattori più significativi nell'ambito dell'analisi Anova, la sua influenza sulla dimensione dei grani in questa zona è analoga a quella che aveva nella zona TMAZ, ovvero all'aumentare della velocità di rotazione aumenta la dimensione dei grani, fino a raggiungere un valore massimo in corrispondenza di 1400 RPM, per poi diminuire a mano a mano che la velocità di rotazione continua ad aumentare.

Il comportamento della zona TMAZ e HAZ è quindi antitetico, dal punto di vista della velocità di rotazione, rispetto alla zona del nugget: infatti in quest'ultima la minima dimensione dei grani si ottiene in corrispondenza del valore più basso di ω , viceversa nella zona TMAZ e HAZ la minima dimensione dei grani si ottiene in corrispondenza del valore più alto di ω . Questa differenza è forse riconducibile al fatto che nella zona TMAZ e HAZ la ricristallizzazione dei grani non avviene a causa di un insufficiente sforzo di deformazione, mentre la ricristallizzazione avviene nella zona del nugget; di conseguenza le dimensioni dei grani della zona del nugget (che sono grani ricristallizzati) aumentano all'aumentare della velocità di rotazione, mentre nella zona termo meccanicamente alterata e nella zona termicamente alterata avviene il contrario a causa della mancata ricristallizzazione dei grani.

6.2.6. Analisi della microdurezza – AA 2139 T8

La tecnica Anova verrà adoperata allo stesso modo anche per investigare se la microdurezza dei giunti saldati, i cui valori sono stati ricavati attraverso apposite prove, mostrassero una dipendenza rispetto ai sovra citati parametri di saldatura. Nei paragrafi successivi verranno esposti i risultati ottenuti applicando l'Anova in riferimento alle diverse zone del giunto.

6.2.6.1 Analisi del nugget superiore

Il nugget superiore (in inglese Nugget Up, NP) è la prima zona che è stata analizzata dal punto di vista della microdurezza. I valori di microdurezza in tale zona variano da 104,06 HV fino a 117,45 HV; si può quindi osservare che tali valori sono comunque inclusi in un range abbastanza contenuto. I valori di microdurezza ottenuti attraverso la prova Vickers appositamente realizzata, sono stati analizzati attraverso una Anova, i cui risultati, ricavati grazie all'impiego di un software, sono riassunti in Tabella 6.4.

Tabella 6.47

Estimated Regression Coefficients for DUR/NU

Term	Coef	SE Coef	T	P
Constant	99,42	26,37	3,770	0,064
RPM	0,03	0,02	2,054	0,176
mm_min	0,06	0,05	1,256	0,336
P	-350,75	381,65	-0,919	0,455
RPM*RPM	-0,00	0,00	-2,824	0,106
mm_min*mm_min	-0,00	0,00	-0,374	0,744
P*P	1162,50	1697,15	0,685	0,564
RPM*mm_min	-0,00	0,00	-1,088	0,390
RPM*P	0,13	0,08	1,511	0,270
mm_min*P	-0,35	0,29	-1,222	0,346

S = 2,16012 R-Sq = 97,01% R-Sq(adj) = 83,53%

Analysis of Variance for DUR/NU

Source	DF	Seq SS	Adj SS	Adj MS	F	P
Regression	9	302,270	302,2696	33,5855	7,20	0,128
Linear	3	204,886	65,4776	21,8259	4,68	0,181
Square	3	74,243	64,5785	21,5262	4,61	0,183
Interaction	3	23,141	23,1412	7,7137	1,65	0,398
Residual Error	2	9,332	9,3323	4,6661		
Total	11	311,602				

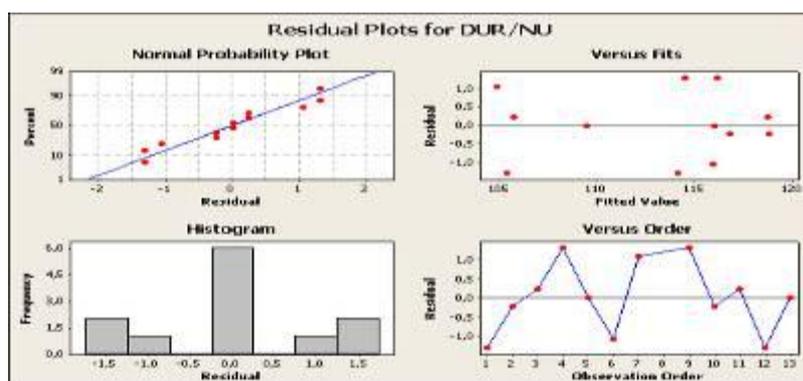


Figura 6.63 – Analisi dei residui per Nugget Up

Si può innanzitutto osservare un discreto valore del coefficiente di adattabilità dei dati $R^2=97\%$ (mentre il valore del coefficiente R^2 pesato si attesta intorno all'83%), il che indica un buon adattamento dei dati, a meno di una distribuzione non proprio gaussiana dei residui, come si evince dal grafico in Figura 6..

Dall'analisi Anova si evince che, considerando un livello di accettabilità pari ad almeno il 90%, nessuno dei fattori in esame risulterebbe significativo e, quindi, per nessuno di essi potrebbe essere rigettata l'ipotesi nulla del test Anova; si può però osservare che alcuni termini presentano comunque una significatività prossima al 90%, come la velocità di rotazione ω (indicata in Tabella 6.4 con il termine RPM) e il suo quadrato (il prodotto RPM * RPM). Resta da verificare, a questo punto, se attraverso un affinamento dell'analisi questi termini continuano a conservare la loro significatività; è stato pertanto condotta un'analisi di *Best Subset* per vedere quali fattori incidono maggiormente sul processo in esame, in maniera tale da poter essere presi in considerazione per la successiva analisi di regressione.

I risultati dell'analisi di *Best Subset* sono illustrati nella seguente Tabella 6.48.

Tabella 6.48

Vars	R-Sq	R-Sq(adj)	Mallows		Best Subset															
			Cp	S	M	n	P	n	P	M	n	P	n							
1	63,1	59,5	16,6	3,3891	X															
1	51,9	47,1	24,1	3,8722																
2	86,1	83,0	3,3	2,1941	X															
2	68,8	61,8	14,9	3,2883				X												
3	90,3	86,7	2,5	1,9435	X															
3	89,6	85,8	2,9	2,0079	X								X	X						
4	90,9	85,7	4,1	2,0117	X	X							X							
4	90,7	85,4	4,2	2,0304	X			X					X							
5	93,2	87,6	4,5	1,8755	X	X							X					X	X	
5	92,9	87,0	4,7	1,9177	X		X						X	X	X					
6	95,0	89,0	5,3	1,7654	X	X							X	X	X	X				
6	94,1	86,9	6,0	1,9248	X	X	X						X					X	X	
7	95,8	88,5	6,8	1,8029	X	X	X						X	X	X	X				
7	95,3	87,1	7,1	1,9091	X	X							X	X	X	X	X			
8	96,8	88,3	8,1	1,8244	X	X	X						X	X	X	X	X			
8	96,3	86,4	8,5	1,9597	X	X	X	X					X	X	X	X	X			
9	97,0	83,5	10,0	2,1601	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X		

Dalla Tabella 6.48 si può osservare che il minimo valore dell'indice di Mallows (in corrispondenza del quale si ottiene la minima varianza nonché il valore più alto dell'indice R^2 pesato) è pari a 2,5; in corrispondenza di tale valore si leggono quelli che sono i fattori più significativi per l'analisi in

questione: RPM, RPM * RPM (così come già indicato dalla preliminare analisi Anova) e il termine misto P * mm/min.

A partire da tali fattori è stata realizzata un'analisi di regressione al fine di individuare l'equazione della retta di regressione che meglio interpreta i dati a disposizione. I risultati di tale analisi, la relativa Anova, nonché l'equazione della retta di regressione, sono riportati in Tabella 6..

Tabella 6.49

The regression equation is

$$\text{DUR/NU} = 78,9 + 0,0476 \text{ RPM} - 0,000014 \text{ RPM} \cdot \text{RPM} - 0,0938 \text{ P} \cdot \text{mm_min}$$

Predictor	Coef	SE Coef	T	P
Constant	78,941	5,727	13,78	0,000
RPM	0,047576	0,008865	5,37	0,001
RPM*RPM	-0,00001404	0,00000318	-4,42	0,002
P*mm_min	-0,09380	0,05035	-1,86	0,099

S = 1,94349 R-Sq = 90,3% R-Sq(adj) = 86,7%

Analysis of Variance

Source	DF	SS	MS	F	P
Regression	3	281,385	93,795	24,83	0,000
Residual Error	8	30,217	3,777		
Total	11	311,602			

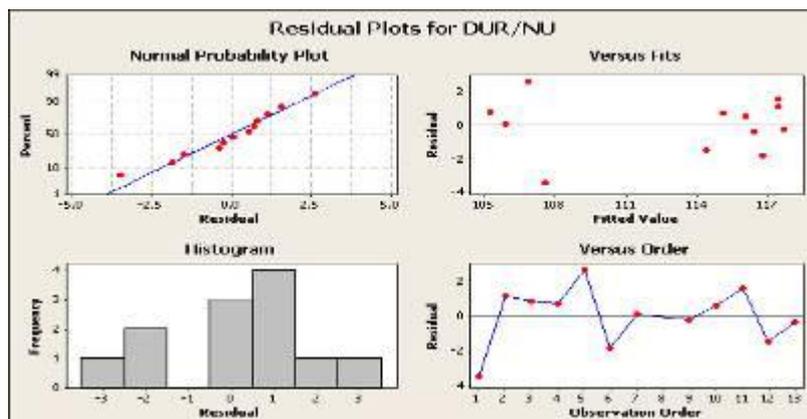


Figura 6.64 – Analisi dei residui per NU AA 2139 T8

Dai risultati in Tabella 6. si può osservare che i termini RPM e il prodotto RPM * RPM risultano significativi ad un livello del 99%; quindi laddove con la preliminare indagine Anova questi fattori venivano scartati perché presentavano un livello di significatività insufficiente, attraverso un affinamento delle analisi (grazie soprattutto all'indagine di *Best Subset*) è stato possibile dimostrare la loro influenza sul processo in esame. Si può inoltre osservare come, considerando solo i fattori più significativi, sia aumentato anche il valore dell'indice R² pesato (ora pari a circa l'87%), anche se resta comunque non trascurabile il *Lack of Fit*, ovvero lo scostamento dei dati del modello rispetto al sistema reale.

Una volta ricavato il modello ottimale, è possibile ottenere il diagramma degli effetti principali e delle interazioni (Figura 6.65).

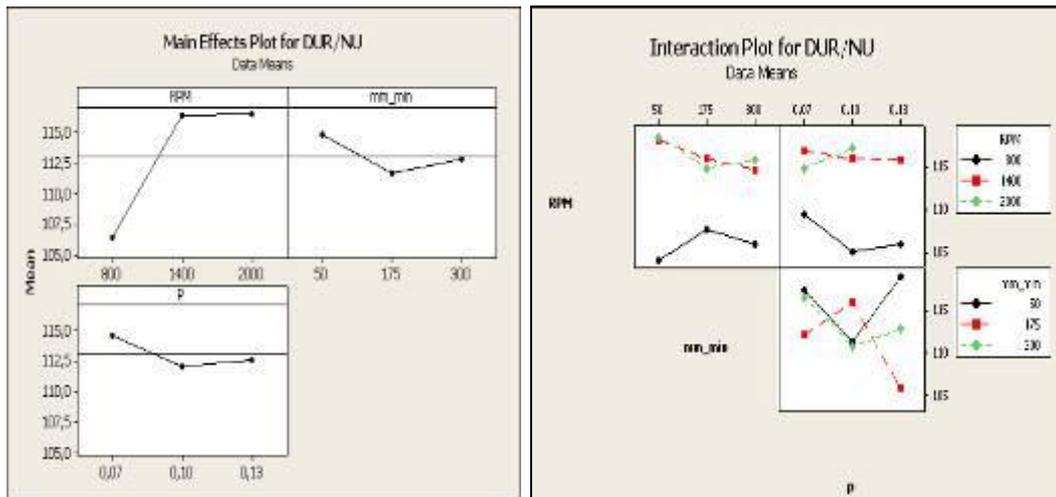


Figura 6.65 – Main Effect Plot e Interaction Plot per Nugget Up AA 2139 T8

Dal diagramma degli effetti principali si può osservare come il valore più alto della durezza si ottenga in corrispondenza di valori elevati della velocità di rotazione, mentre il valore più basso della durezza si ottiene in corrispondenza del valore più basso della velocità di rotazione (800 RPM); in definitiva il valore più alto della durezza si ottiene in corrispondenza dei seguenti livelli: $\omega=2000$ RPM, $v=50$ mm/min e $P=0,07$.

Il diagramma delle interazioni, inoltre, evidenzia l'importanza dell'interazione esistente tra la profondità di penetrazione e l'avanzamento (bisogna infatti ricordare che dall'analisi di regressione i fattori più significativi risultavano ω , ω^2 ed anche il prodotto $P * \text{mm}/\text{min}$).

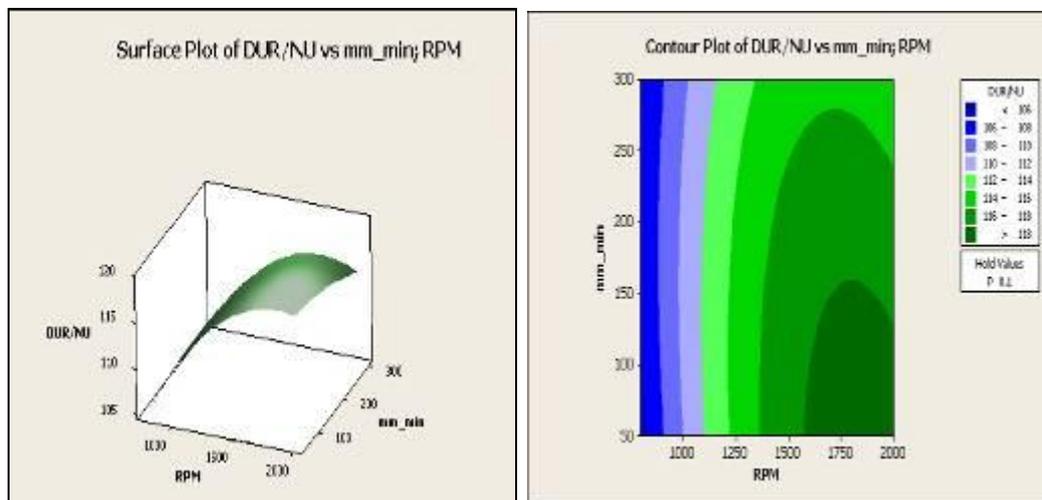


Figura 6.66 – Surface Plot e Contour Plot

In Figura 6.66 sono rappresentati il *Surface Plot* (che è una rappresentazione 3D della superficie di risposta) e il corrispondente *Contour Plot* (che rappresenta un piano a curve di livello dei due fattori principali, una volta fissato il livello del terzo fattore); anche questi grafici confermano quanto già visto con il diagramma degli effetti principali, ovvero che il valore della durezza, nella zona del nugget superiore, aumenta all'aumentare della velocità di rotazione.

6.2.6.2 Analisi del nugget inferiore

Nella zona in cui avviene la saldatura, immediatamente al di sotto del nugget superiore, si trova il nugget inferiore (Nugget Down, ND). I valori di microdurezza in questa zona variano da 98,40 HV fino a 117,17 HV.

I valori medi di microdurezza della zona del nugget inferiore, una volta ricavati tramite le apposite prove, sono stati analizzati mediante un'indagine Anova, i cui risultati sono esposti in Tabella 6..

Bisogna innanzitutto osservare un ottimo valore del coefficiente di adattabilità dei dati $R^2=99\%$, il che indica che lo scostamento esistente tra i dati reali e i dati del nostro modello risulta minimo. Detto ciò, l'analisi Anova evidenzia una notevole significatività del fattore mm/min, ovvero della velocità di avanzamento dell'utensile, che presenta un livello di accettabilità di circa il 97%; il che significa che l'ipotesi nulla del test Anova può essere rigettata per il fattore velocità di avanzamento, con un rischio di commettere un errore pari solamente al 3%.

Tabella 6.50

Estimated Regression Coefficients for DUR/ND

Term	Coef	SE Coef	T	P
Constant	89,3651	8,524	10,484	0,009
RPM	0,0114	0,005	2,213	0,157
mm_min	0,0807	0,016	5,048	0,037
P	-77,0597	123,364	-0,625	0,596
RPM*RPM	-0,0000	0,000	-0,951	0,442
mm_min*mm_min	-0,0001	0,000	-2,179	0,161
P*P	-29,8611	548,586	-0,054	0,962
RPM*mm_min	-0,0000	0,000	-4,669	0,043
RPM*P	0,0891	0,027	3,248	0,083
mm_min*P	-0,1953	0,093	-2,098	0,171

S = 0,698237 R-Sq = 99,76% R-Sq(adj) = 98,66%

Analysis of Variance for DUR/ND

Source	DF	Seq SS	Adj SS	Adj MS	F	P
Regression	9	399,346	399,3459	44,37177	91,01	0,011
Linear	3	379,448	18,9987	6,33290	12,99	0,072
Square	3	1,980	2,7068	0,90227	1,85	0,370
Interaction	3	17,918	17,9179	5,97262	12,25	0,076
Residual Error	2	0,975	0,9751	0,48753		
Total	11	400,321				

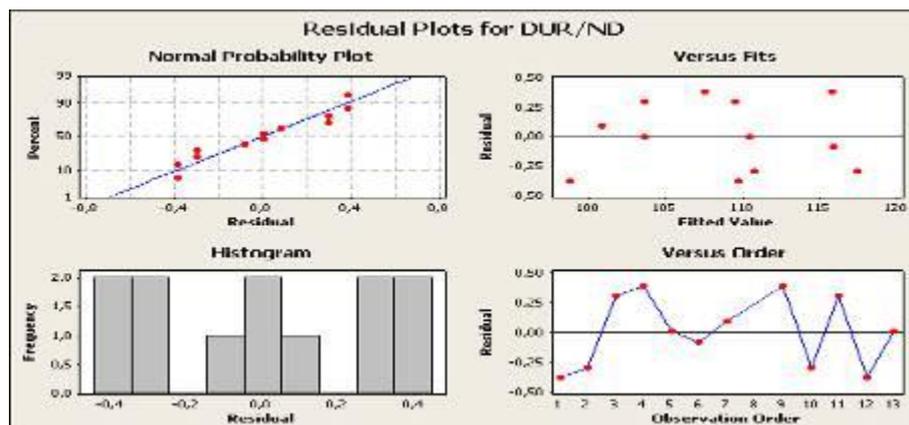


Figura 6.67 – Analisi dei Residui Nugget Down AA 2139 T8

Successivamente all'analisi Anova preliminare, è stata condotta un'analisi di regressione per individuare il modello che meglio interpreta i dati in possesso; al fine di individuare i fattori da inserire nel modello di regressione è stata utilizzata la funzione di *Best Subset*, i cui risultati sono esposti in Tabella 6.51.

Tabella 6.51

Vars	R-Sq	R-Sq (adj)	Cp	S	Mallows													
					M	n	P	n	P	M	n	P	n					
1	93,4	92,7	46,4	1,6281	X													
1	90,4	89,4	71,0	1,9626														X
2	94,7	93,6	37,2	1,5291	X	X												
2	94,5	93,3	38,8	1,5583	X			X										
3	97,4	96,4	17,4	1,1411	X	X												X
3	95,6	94,0	31,7	1,4756	X			X										X
4	97,7	96,4	17,0	1,1510	X	X												X
4	97,6	96,2	17,7	1,1712	X	X							X	X				
5	98,7	97,6	10,8	0,93705	X	X									X	X	X	
5	98,5	97,3	12,0	0,98557	X	X	X								X	X		
6	99,1	98,0	9,5	0,85756	X	X	X	X							X	X		
6	99,1	98,0	9,6	0,85812	X	X	X								X	X	X	
7	99,6	98,9	7,1	0,61864	X	X	X	X							X	X	X	
7	99,4	98,5	8,5	0,74439	X	X		X	X						X	X	X	
8	99,8	99,1	8,0	0,57053	X	X	X	X							X	X	X	X
8	99,7	98,9	8,4	0,62324	X	X		X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X
9	99,8	98,7	10,0	0,69824	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X

Osservando la Tabella 6.51, si può notare che il minimo valore dell'indice C_p è pari a 7,1 ed è proprio in corrispondenza di questo valore che si individuano i fattori più importanti che dovranno essere presi maggiormente in considerazione (si può notare come tra i fattori individuati dall'analisi di

Best Subset rientri, come era lecito aspettarsi, anche la velocità di avanzamento).

Con i fattori così individuati è stata realizzata l'analisi di regressione, il cui esito (corredato da un'ulteriore analisi Anova, al fine di garantire la correttezza del modello adoperato) è riportato in Tabella 6.52.

Tabella 6.52

The regression equation is

$$\text{DUR/ND} = 92,5 + 0,00736 \text{ RPM} + 0,0788 \text{ mm_min} - 88,1 \text{ P} - 0,000064 \text{ mm_min*mm_min} - 0,000022 \text{ RPM*mm_min} + 0,0937 \text{ RPM*P} - 0,195 \text{ P*mm_min}$$

Predictor	Coef	SE Coef	T	P
Constant	92,459	3,380	27,36	0,000
RPM	0,007356	0,002321	3,17	0,034
mm_min	0,07881	0,01387	5,68	0,005
P	-88,09	33,74	-2,61	0,059
mm_min*mm_min	-0,00006355	0,00002680	-2,37	0,077
RPM*mm_min	-0,00002173	0,00000412	-5,27	0,006
RPM*P	0,09369	0,02327	4,03	0,016
P*mm_min	-0,19533	0,08249	-2,37	0,077

S = 0,618639 R-Sq = 99,6% R-Sq(adj) = 98,9%

Analysis of Variance

Source	DF	SS	MS	F	P
Regression	7	398,790	56,970	148,86	0,000
Residual Error	4	1,531	0,383		
Total	11	400,321			

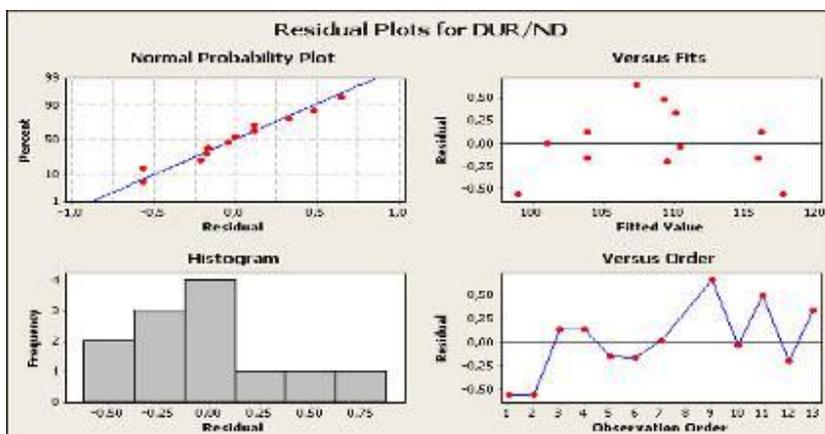


Figura 6.68 – Analisi dei Residui per Nugget Down ottimale AA 2139 T8

Dall'analisi svolta si può osservare che molti fattori risultano accettabili, ma sicuramente quello che presenta un maggiore livello di significatività è la velocità di avanzamento, così come già evidenziato dall'analisi Anova preliminare. Grazie all'analisi di regressione è stato possibile ricavare anche l'equazione del modello, che esplica le dipendenze della variabile d'interesse (la microdurezza nella zona del nugget inferiore) rispetto ai fattori presi in considerazione (c'è una dipendenza forte, come sottolineato, della velocità di avanzamento, ma anche, in termini più ridotti, di tutti gli altri fattori, ad eccezione dei termini P * P e RPM * RPM che sono gli unici a non comparire nell'equazione di regressione). Si riportano di seguito i diagrammi degli effetti principali e delle interazioni (Figura 6.69).

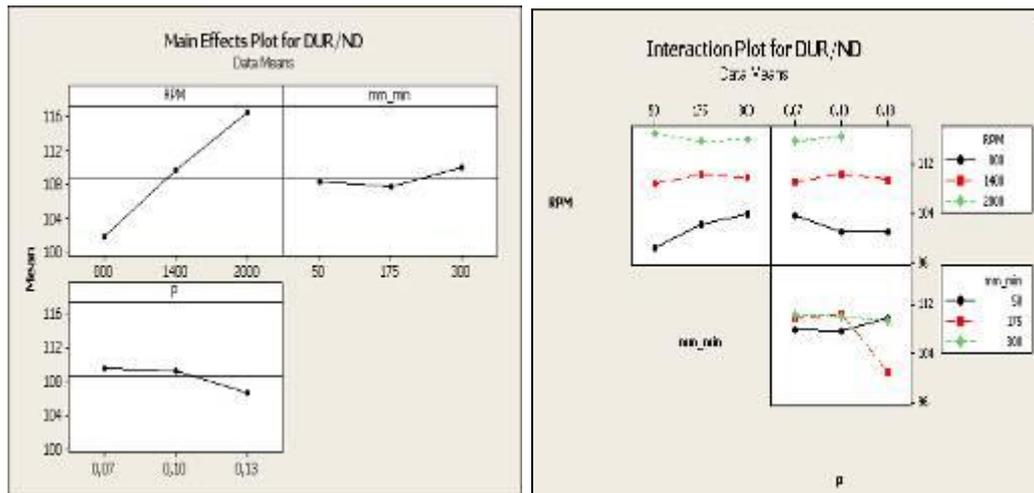


Figura 6.69 – Main Effect Plot e Interaction Plot per Nugget Down AA 2139 T8

Il diagramma degli effetti principali evidenzia, così come accadeva nel nugget superiore, che la microdurezza nella zona del nugget inferiore tende ad aumentare all'aumentare della velocità di rotazione; ma in questo caso non si può prescindere dalla velocità di avanzamento che si è dimostrato essere uno dei fattori più significativi (mentre ciò non accadeva nel caso del nugget superiore) ed in particolare, si può osservare come il massimo valore della microdurezza si ottenga in corrispondenza del valore più elevato della velocità di rotazione. Il massimo valore della microdurezza, quindi, si ottiene in corrispondenza dei seguenti valori: $\omega=2000$ RPM, $v=300$ mm/min e $P=0,07$.

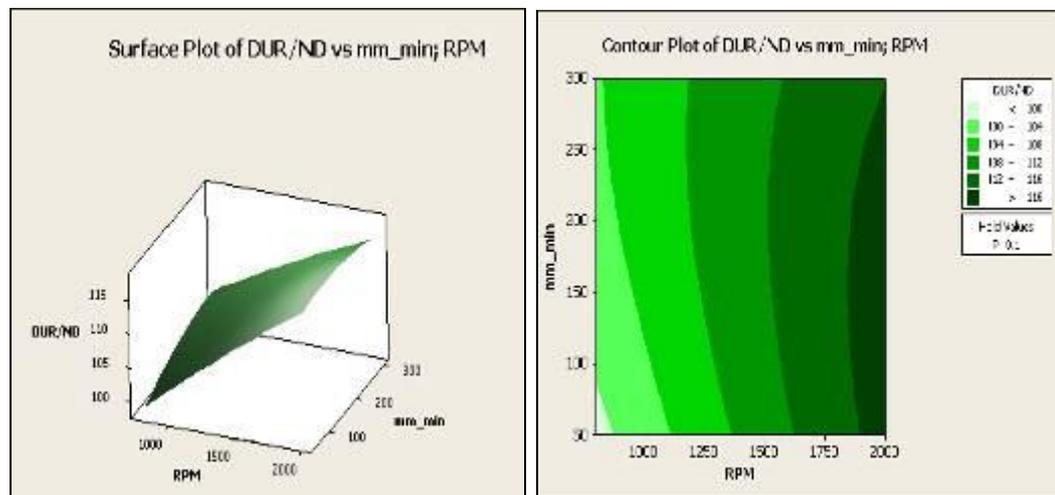


Figura 6.70 – Surface Plot e Contour Plot per Nugget Down AA 2139 T8

Il diagramma della superficie di risposta e il diagramma delle curve di livello in Figura 6.70 (ottenuti fissando il livello dell'altro fattore, ovvero la profondità P) supportano il ragionamento fatto dalla sola analisi del diagramma degli effetti principali, ovvero che la microdurezza del nugget inferiore aumenta a mano a mano che aumenta la velocità di rotazione e la velocità di avanzamento, così come si può osservare dal diagramma delle curve di livello, il cui colore diventa più intenso spostandosi verso destra e verso l'alto.

6.2.6.3. Analisi della TMAZ

La successiva area microstrutturale analizzata dal punto di vista della microdurezza è la zona termo-meccanicamente alterata (molto spesso indicata con la sigla TMAZ). I valori medi di microdurezza in questa porzione del giunto saldato variano da 99,57 HV fino ad arrivare ad un massimo di 117,37 HV. Si può osservare come, ancora una volta e in analogia con i casi precedenti, il campione che presenta il valore più basso di microdurezza è quello codificato come CX3, che è stato realizzato utilizzando i valori più bassi sia della velocità di rotazione che della velocità di avanzamento. I valori di microdurezza relativi alla zona termo-meccanicamente alterata sono stati analizzati, come di consueto, attraverso un'Anova (Tabella 6.53).

Tabella 6.53

Estimated Regression Coefficients for DUR/TMAZ

Term	Coef	SE Coef	T	P
Constant	88,12	49,38	1,784	0,216
RPM	0,02	0,03	0,667	0,573
mm_min	0,12	0,09	1,336	0,313
P	-175,21	714,75	-0,245	0,829
RPM*RPM	-0,00	0,00	-0,796	0,509
mm_min*mm_min	-0,00	0,00	-0,506	0,663
P*P	1138,19	3178,39	0,358	0,755
RPM*mm_min	-0,00	0,00	-0,082	0,942
RPM*P	0,06	0,16	0,394	0,732
mm_min*P	-0,69	0,54	-1,284	0,328

S = 4,04543 R-Sq = 88,06% R-Sq(adj) = 34,31%

Analysis of Variance for DUR/TMAZ

Source	DF	Seq SS	Adj SS	Adj MS	F	P
Regression	9	241,334	241,3335	26,8148	1,64	0,436
Linear	3	186,063	51,1168	17,0389	1,04	0,524
Square	3	25,637	26,2044	8,7348	0,53	0,704
Interaction	3	29,634	29,6338	9,8779	0,60	0,672
Residual Error	2	32,731	32,7311	16,3655		
Total	11	274,065				

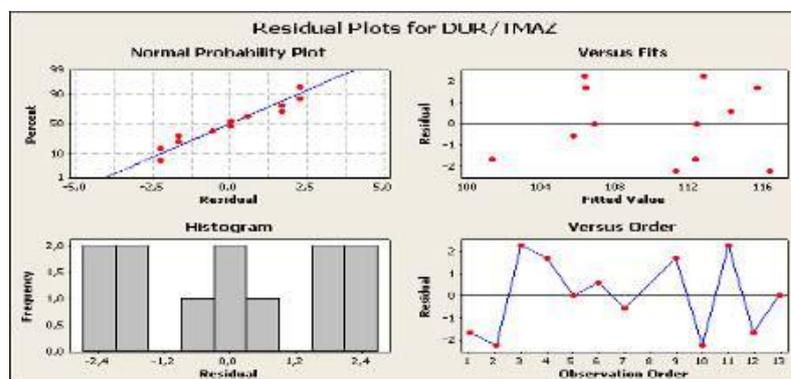


Figura 6.71 – Analisi dei Residui per TMAZ AA 2139 T8

Dai risultati presenti in Tabella 6.53 si può osservare innanzitutto un valore del coefficiente di adattabilità dei dati che risulta alquanto scarso (il valore del coefficiente R^2 è pari a 88% mentre addirittura il valore del coefficiente R^2 pesato è pari a circa il 34%), il che sottolinea un inadeguato adattamento dei

dati al modello ipotizzato, caratteristica peraltro evidente anche dai grafici dei residui. Per quanto concerne, invece, i risultati veri e propri dell'analisi Anova, si può notare che nessuno dei fattori in esame presenta un livello di significatività che sia prossimo al 90%, anzi tali valori sono ben lontani dalla fissata soglia di accettabilità (i termini che presentano un livello maggiore di significatività sono la velocità di avanzamento e la velocità di rotazione, che si attestano intorno ad un livello di accettabilità rispettivamente del 69% e del 43%, che resta comunque scarsissimo). L'ipotesi nulla del test Anova non può essere quindi rigettata per nessuno dei fattori in esame, vale quindi a dire che nessuno dei parametri di saldatura analizzati sembra avere un'influenza sulla grandezza d'interesse, ovvero la microdurezza.

Prima di giungere ad una simile conclusione, conviene cercare di affinare l'analisi cercando di individuare solo quei fattori che risultano maggiormente significativi; a tale scopo è stata utilizzata la funzione *Best Subset* messa a disposizione dalla maggior parte dei software statistici in circolazione.

I risultati dell'analisi di *Best Subset* sono riportati nella Tabella 6.54

Tabella 6.54

Vars	R-Sq	R-Sq(adj)	Mallows		Model Selection														
			Cp	S	M	n	P	n	P	M	n	P	n						
1	51,3	46,5	0,2	3,6526	X														
1	45,4	40,0	1,1	3,8675															X
2	67,7	60,5	-0,6	3,1363	X	X													
2	66,1	58,5	-0,3	3,2145	X		X												
3	77,8	69,5	-0,3	2,7582		X													X X
3	75,0	65,7	0,2	2,9238	X X					X									
4	79,9	68,5	1,4	2,8033	X	X			X										X
4	79,3	67,4	1,5	2,8501		X	X												X X
5	85,8	73,9	2,4	2,5498	X	X			X	X									X
5	84,9	72,3	2,5	2,6250	X	X	X			X									X
6	87,1	71,6	4,2	2,6619	X	X		X	X	X									X
6	86,7	70,7	4,2	2,7010	X	X		X	X	X									X X
7	87,7	66,1	6,1	2,9079	X	X		X	X	X									X X
7	87,3	64,9	6,1	2,9554	X	X	X	X	X	X									X X
8	88,0	56,1	8,0	3,3086	X	X	X	X	X	X									X X
8	87,7	54,9	8,1	3,3523	X	X		X	X	X	X	X	X	X	X				X X
9	88,1	34,3	10,0	4,0454	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X			X X

L'analisi di Best Subset consiste nel prendere in considerazione quei fattori in corrispondenza dei quali si ottiene il minimo valore dell'indice di Mallows C_p . Nel caso in esame (Tabella 6.54), il più piccolo valore dell'indice C_p è pari a 0,2 ed in corrispondenza di tale valore, i fattori significativi risultano essere la velocità di avanzamento (mm/min), la velocità di rotazione (RPM) e il suo quadrato (RPM * RPM). Con queste indicazioni si conduce la successiva analisi di regressione, il cui obiettivo è quello di ricavare l'equazione del

modello che meglio interpreta i dati a disposizione. I risultati dell'analisi di regressione, e l'equazione della retta di regressione, (Tabella 6.55).

Tabella 6.55

The regression equation is

$$\text{DUR/TMAZ} = 84,2 + 0,0278 \text{ RPM} + 0,0190 \text{ mm_min} - 0,000007 \text{ RPM} \cdot \text{RPM}$$

Predictor	Coef	SE Coef	T	P
Constant	84,186	8,665	9,72	0,000
RPM	0,02778	0,01333	2,08	0,071
mm_min	0,018950	0,008270	2,29	0,051
RPM*RPM	-0,00000733	0,00000478	-1,53	0,163

S = 2,92382 R-Sq = 75,0% R-Sq(adj) = 65,7%

Analysis of Variance

Source	DF	SS	MS	F	P
Regression	3	205,675	68,558	8,02	0,009
Residual Error	8	68,390	8,549		
Total	11	274,065			

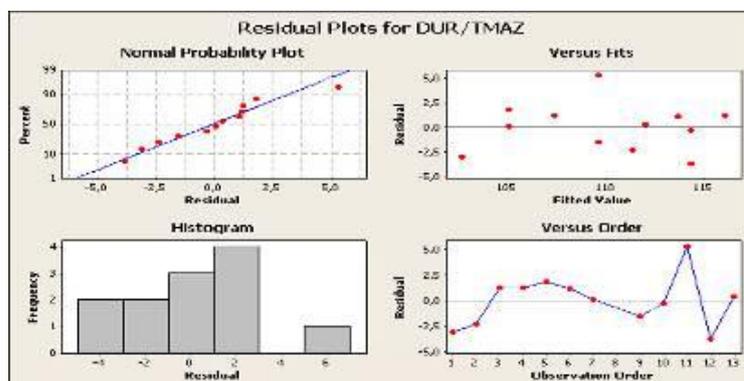


Figura 6.72 – Analisi dei Residui per TMAZ ottimale AA 2139 T8

Attraverso l'analisi di regressione si può innanzitutto osservare un incremento del coefficiente di adattabilità dei dati R^2 che passa dal 34% della precedente analisi Anova all'attuale 65,7%, evidenziando una riduzione del *Lack of Fit*, che resta tuttavia ancora notevole.

Dall'analisi di regressione, si evidenzia che due dei tre fattori individuati presentano un buon livello di significatività: la velocità di rotazione (RPM, il cui livello di accettabilità è pari a circa il 93%) e la velocità di avanzamento (mm/min, con un livello di accettabilità che sfiora il 95%). Erano proprio questi due fattori che nell'Anova preliminare presentavano un livello di significatività maggiore ma che risultava comunque insufficiente per rigettare l'ipotesi nulla H_0 . Grazie ad un affinamento dei parametri analizzati, il livello di significatività di questi fattori risulta notevolmente incrementato. Inoltre l'analisi Anova inserita a corredo dell'analisi di regressione evidenzia che la possibilità di aver commesso un errore in una simile approssimazione è solo dello 0,9%, risultato di cui, chiaramente, ci si accontenta.

In Tabella 6.55 è inoltre presente l'equazione di regressione ricavata, che risulta di notevole utilità per misurare la variazione del parametro d'interesse al variare di uno o più fattori individuati come significativi nell'ambito dell'indagine condotta. Di seguito sono riportati i diagrammi degli effetti principali e delle interazioni (Figura 6.73).

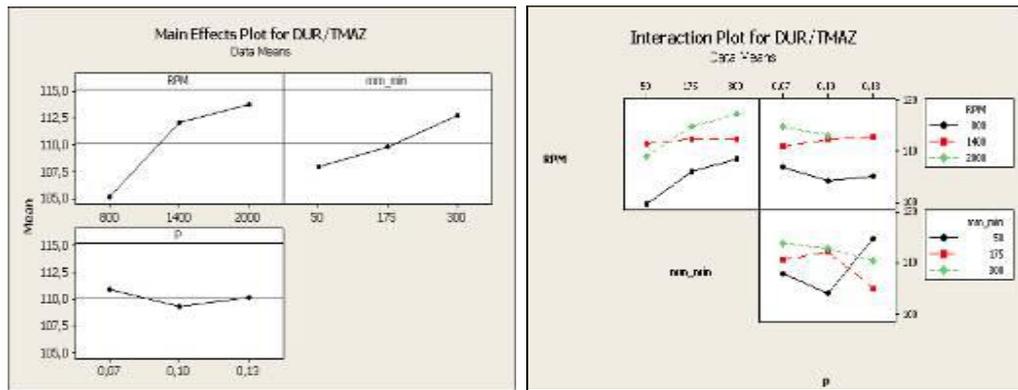


Figura 6.73 – Main Effect Plot e Interaction Plot per TMAZ

Dal diagramma degli effetti principali in Figura 6.73 si evince innanzitutto una notevole influenza di V_a e di ω . In particolar modo si può osservare come la microdurezza, ancora una volta, aumenta all'aumentare della velocità di rotazione ed anche all'aumentare della velocità di avanzamento. Così come accadeva nella zona del nugget inferiore, anche in questo caso, non si può prescindere dalla velocità di avanzamento che, si è dimostrato essere il fattore che più influenza la variabile esaminata. Dal diagramma di Figura 6.73 si evince che il massimo valore della microdurezza nella zona termo meccanicamente alterata si ottiene in corrispondenza dei seguenti valori dei parametri di saldatura: $\omega=2000$ RPM, $v=300$ mm/min e $P=0,07$.

Si riportano infine i diagrammi della superficie di risposta e delle curve di livello (Figura 6.74), entrambi ricavati fissando il livello della profondità di penetrazione pari a 0,1. I diagrammi mettono in rilievo che la microdurezza cresce all'aumentare della velocità di rotazione e della velocità di avanzamento (in particolare nel diagramma delle curve di livello si può notare come i colori diventino più intensi spostandosi in alto a destra), così come ci si aspettava avendo analizzato il diagramma degli effetti principali.

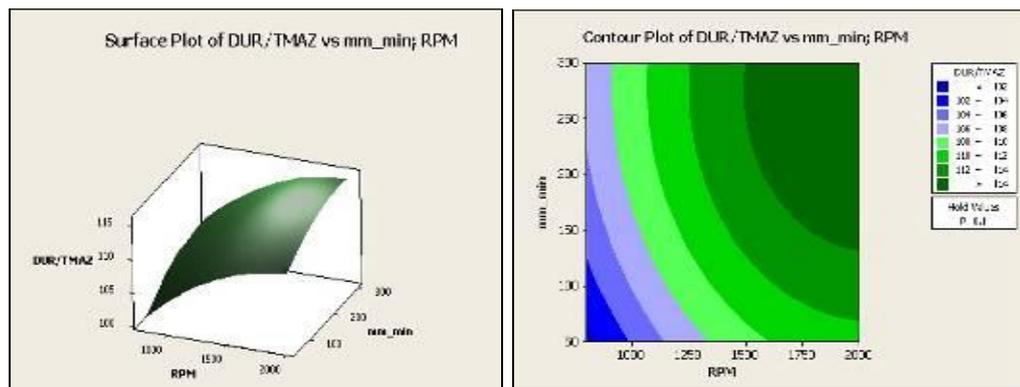


Figura 6.74 – Surface Plot e Contour Plot per TMAZ

Si è potuto constatare fino ad ora una certa analogia di comportamento, dal punto di vista della microdurezza, sia del nugget (in particolar modo il nugget inferiore) che della zona termo meccanicamente alterata. Vedremo ora come si comporta l'ultima delle quattro zone d'interesse, ovvero la zona termicamente alterata.

6.2.6.4. Analisi della HAZ

Resta ora da analizzare il comportamento della zona termicamente alterata (*Heat Affected Zone*) dal punto di vista della microdurezza. I valori medi di microdurezza nella zona termicamente alterata si aggirano tra i 105 HV fino ad arrivare a 122,84 HV. Come si può notare tali valori sono leggermente più alti rispetto ai valori medi delle zone microstrutturali analizzate precedentemente, la HAZ presenta migliori caratteristiche di durezza perché è più lontana dalla zona in cui avviene la saldatura vera e propria; infatti è stato possibile osservare che i valori medi di microdurezza aumentano a mano a mano che ci si allontana dalla zona di saldatura e ci si avvicina al metallo base, che chiaramente non ha subito alcun tipo di modifica strutturale ed ha conservato quindi inalterate le proprie caratteristiche di durezza. I valori medi di microdurezza della HAZ sono stati analizzati attraverso una Anova (Tabella 6.56).

Tabella 6.56

Estimated Regression Coefficients for DUR/HAZ

Term	Coef	SE Coef	T	P
Constant	129,01	81,37	1,586	0,254
RPM	-0,02	0,05	-0,383	0,739
mm_min	0,11	0,15	0,744	0,534
P	-455,21	1177,70	-0,387	0,736
RPM*RPM	0,00	0,00	0,281	0,805
mm_min*mm_min	-0,00	0,00	-0,145	0,898
P*P	3141,67	5237,08	0,600	0,609
RPM*mm_min	0,00	0,00	0,683	0,565
RPM*P	0,07	0,26	0,265	0,816
mm_min*P	-1,08	0,89	-1,214	0,349

S = 6,66571 R-Sq = 75,65% R-Sq(adj) = 0,00%

Analysis of Variance for DUR/HAZ

Source	DF	Seq SS	Adj SS	Adj MS	F	P
Regression	9	276,129	276,1285	30,6809	0,69	0,715
Linear	3	169,696	38,8907	12,9636	0,29	0,832
Square	3	17,030	20,1467	6,7156	0,15	0,921
Interaction	3	89,402	89,4020	29,8007	0,67	0,645
Residual Error	2	88,863	88,8635	44,4317		
Total	11	364,992				

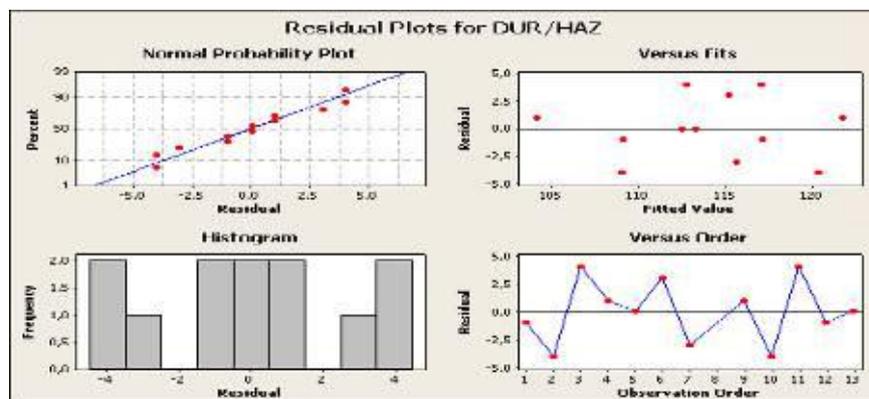


Figura 6.75 – Analisi dei Residui per HAZ AA 2139 T8

L'analisi Anova evidenzia prima di tutto un valore molto scarso del coefficiente di adattabilità dei dati, infatti il valore dell'indice R^2 è pari al 75% circa, mentre addirittura il valore dell'indice R^2 pesato risulta nullo. Volendo trascendere questo risultato (che comunque non può essere tralasciato), si può osservare come tutti i fattori in esame presentino dei livelli di significatività bassissimi, molto lontani da quella che è la soglia prefissata di accettabilità (posta intorno al 90%); basti pensare che la percentuale più alta è fornita dal fattore velocità di avanzamento (rappresentato in tabella con la sua unità di misura, ovvero mm/min) pari a circa il 47%, una percentuale veramente irrisoria e tale da decretarne la non accettabilità. Per gli altri fattori le percentuali risultano ancora più basse.

Si può quindi affermare che l'ipotesi nulla del test Anova non può essere rigettata per nessuno dei fattori sotto esame, ovvero nessuno dei parametri di saldatura analizzati presenta una significatività tale da influenzare la variabile di interesse, ovvero la microdurezza. Sembrerebbe quindi che tale grandezza non dipenda da nessuno dei parametri individuati.

Prima di giungere ad una tale conclusione, è stata realizzata un'analisi di *Best Subset* al fine di individuare quei fattori che risultano maggiormente significativi per la variabile sotto esame. I risultati di tale analisi sono riportati nella successiva Tabella 6.57.

Tabella 6.57

Vars	R-Sq	R-Sq(adj)	Mallows		Model Selection														
			Cp	S	M	n	P	n	P	M	n	P	n	P	n				
1	43,6	38,0	-3,4	4,5365															
1	36,8	30,5	-2,8	4,8012	X														
2	51,8	41,1	-2,0	4,4222															
2	50,8	39,8	-2,0	4,4689			X												
3	61,9	47,6	-0,9	4,1700	X		X												X
3	59,5	44,4	-0,7	4,2965	X	X													X
4	72,1	56,2	0,3	3,8124	X	X	X			X	X								X
4	69,1	51,4	0,5	4,0147	X	X													X
5	73,0	50,6	2,2	4,0493	X	X				X	X								X
5	73,0	50,6	2,2	4,0507	X	X				X	X								X
6	73,9	42,5	4,1	4,3674	X	X	X			X	X								X
6	73,6	42,0	4,2	4,3873	X	X				X	X								X
7	74,7	30,5	6,1	4,8032	X	X	X			X	X	X							X
7	74,2	29,1	6,1	4,8519	X	X	X	X		X	X	X							X
8	75,4	9,8	8,0	5,4712	X	X	X			X	X	X	X						X
8	74,8	7,6	8,1	5,5374	X	X	X	X		X	X	X	X						X
9	75,7	0,0	10,0	6,6657	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X					X

L'analisi di *Best Subset* suggerisce di prendere in considerazione quei fattori associati al valore minimo dell'indice di Mallows C_p , in corrispondenza del quale si ottiene contemporaneamente la minima varianza e la massima

adattabilità possibile dei dati; la Tabella 6.57 evidenzia che il valore più basso dell'indice C_p è pari a 0,3 ed in corrispondenza di tale valore si individuano i seguenti fattori: la velocità di avanzamento (mm/min) e tutti i suoi termini misti (RPM * mm/min e P * mm/min), nonché il quadrato della profondità di penetrazione (P*P). A partire da questi fattori è stata sviluppata un'analisi di regressione al fine di individuare il modello che meglio interpreta i dati in possesso. I risultati dell'analisi di regressione sono esposti in Tabella 6.58.

Tabella 6.58

The regression equation is

$$\text{DUR/HAZ} = 94,7 + 0,117 \text{ mm_min} + 1322 \text{ P*P} + 0,000020 \text{ RPM*mm_min} - 1,12 \text{ P*mm_min}$$

Predictor	Coef	SE Coef	T	P
Constant	94,727	5,657	16,74	0,000
mm_min	0,11746	0,05376	2,18	0,065
P*P	1322,1	502,1	2,63	0,034
RPM*mm_min	0,00001967	0,00001226	1,60	0,153
P*mm_min	-1,1219	0,5004	-2,24	0,060

S = 3,81241 R-Sq = 72,1% R-Sq(adj) = 56,2%

Analysis of Variance

Source	DF	SS	MS	F	P
Regression	4	263,25	65,81	4,53	0,040
Residual Error	7	101,74	14,53		
Total	11	364,99			

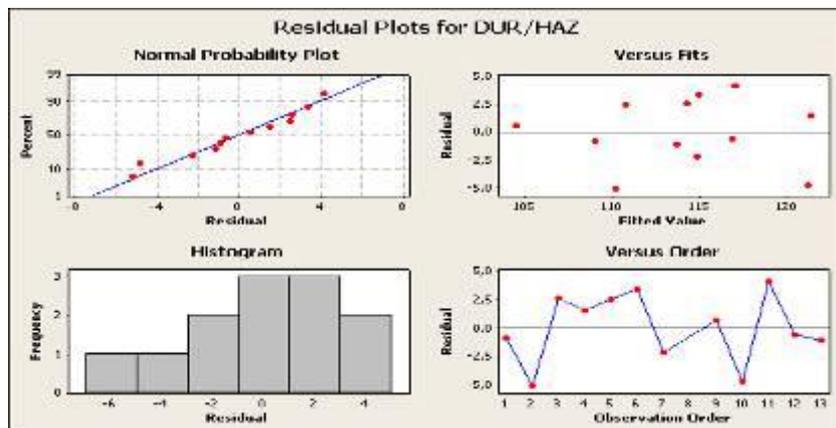


Figura 6.76 – Residual Plot per HAZ ottimale AA 2139 T8

Bisogna innanzitutto sottolineare come l'analisi di regressione abbia portato ad un incremento del coefficiente di adattabilità dei dati, dal momento che il valore dell'indice R^2 è ora pari al 72%, mentre addirittura il valore dell'indice R^2 pesato è passato dal valore nullo dell'indagine Anova preliminare all'attuale 56%. Nonostante l'incremento del valore del coefficiente di adattabilità dei dati, resta comunque tutt'altro che trascurabile lo scostamento esistente tra i dati del sistema reale e il modello ipotizzato. L'analisi di regressione evidenzia alcuni fattori come particolarmente significativi; tra questi spicca sicuramente la velocità di avanzamento (che nell'indagine Anova preliminare era quel fattore che, seppur non accettabile,

presentava la percentuale di significatività più alta) che presenta un livello di accettabilità del 94%, insieme ai termini misti P*P (94%) e P*mm/min (97%). L'analisi di regressione è completata anche dall'equazione della retta di regressione che esplicita le dipendenze della variabile microdurezza rispetto a tutte le grandezze di interesse; questa equazione è uno strumento di notevole importanza perché può essere impiegato per cercare di simulare il comportamento della microdurezza nella zona termicamente alterata al variare di uno dei fattori in gioco (in questo caso la velocità di avanzamento, il quadrato della profondità di penetrazione o uno dei termini misti). Per completare l'analisi della microdurezza nella zona termicamente alterata, vengono riportati i diagrammi degli effetti principali e delle interazioni (Figura 6.77).

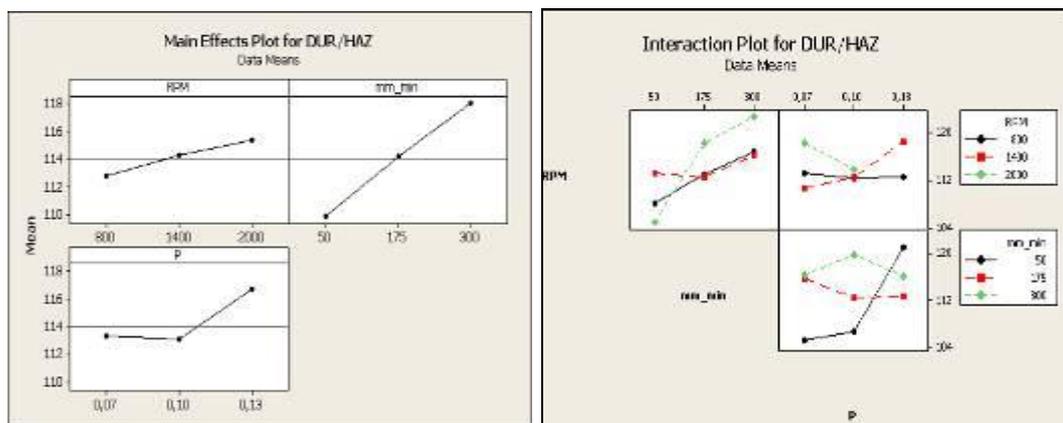


Figura 6.77 – Main Effect Plot e Interaction Plot per HAZ

Il diagramma degli effetti principali evidenzia, come già sottolineato dall'analisi di regressione, una notevole importanza del fattore velocità di avanzamento; in particolare dal diagramma si evince che la microdurezza aumenta all'aumentare della velocità di avanzamento, raggiungendo il suo massimo proprio in corrispondenza della più alta tra le tre velocità di avanzamento (ovvero 300 mm/min). In analogia con le precedenti zone analizzate, anche in questo caso la microdurezza aumenta all'aumentare della velocità di rotazione, sebbene tale fattore non sia risultato significativo in seguito all'indagine Anova. In definitiva il valore più alto di microdurezza si ottiene in corrispondenza dei seguenti valori dei parametri di saldatura: $\omega=2000$ RPM, $v=300$ mm/min e $P=0,13$. Il diagramma delle interazioni evidenzia, inoltre, l'importanza delle interazioni esistenti tra la velocità di avanzamento e la velocità di rotazione (RPM * mm/min), nonché l'interazione tra la stessa velocità di avanzamento e la profondità di penetrazione (P * mm/min).

Si riportano in conclusione il diagramma 3D della superficie di risposta e il diagramma delle curve di livello (Figura 6.78), entrambi ricavati avendo fissato il livello di uno dei tre fattori, in questo caso la profondità di passata.

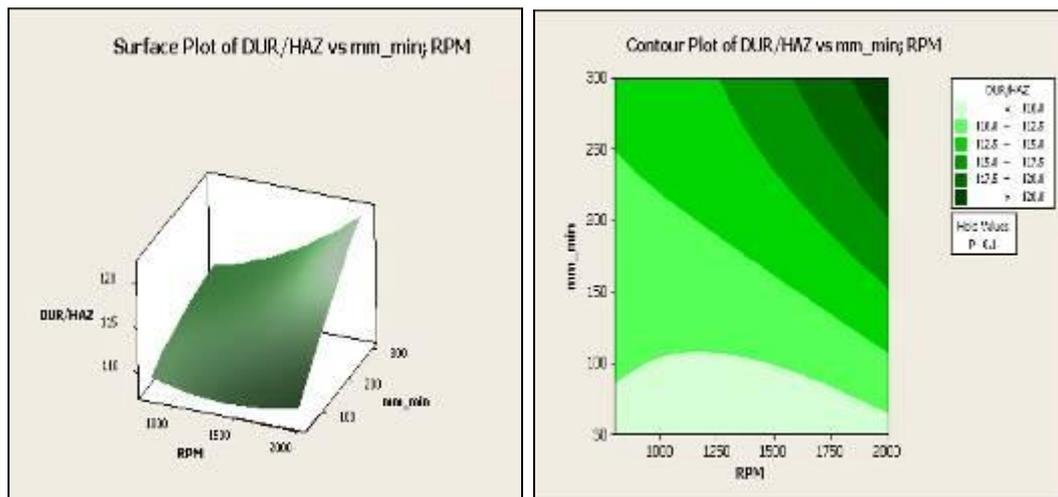


Figura 6.78 – Surface Plot e Contour Plot per HAZ

I diagrammi della superficie di risposta e delle curve di livello ben supportano le conclusioni ricavate dalla sola analisi del diagramma degli effetti principali, ovvero che la microdurezza della zona termicamente alterata aumenta notevolmente all'aumentare della velocità di avanzamento, come si può osservare sia dalla rappresentazione 3D della superficie di risposta in cui risulta notevole la pendenza della superficie rispetto alla velocità di avanzamento, sia dal diagramma delle curve di livello in cui il colore verde diventa più intenso a mano a mano che ci si sposta in alto a destra.

Capitolo 7

Risultati sperimentali:
AA2198 T3

7. AA 2198 T3

Si vuole studiare il processo di saldatura FSW per la lega AA 2198 T3, analizzando l'influenza sulle proprietà meccaniche dei principali parametri di processo: velocità di rotazione (ω , RPM) e di avanzamento (v , mm/min) dell'utensile, si verifica altresì gli effetti di tali parametri sulle Temperature massime registrate sul giunto, e sulle forze che agiscono sull'utensile, sia parallelamente (F_x) che ortogonalmente (F_z) al piano di saldatura. Inoltre, si vuole verificare che il giunto saldato sia caratterizzato da proprietà uniformi, cioè che il processo abbia raggiunto un livello stazionario tale che non vi siano differenze delle caratteristiche nella parte d'ingresso e di uscita dell'utensile.

Anche per la AA 2198 T3 si implementa un piano sperimentale DoE, si utilizza un Piano Fattoriale Completo 3^3 , con 3 fattori: ω , v e la posizione relativa del provino sul giunto, che sarà identificata con i progressivi 1, 2 e 3 a partire dal lato vicino al punto d'ingresso dell'utensile (run-in). Per verificare la presenza di eventuali non linearità, si è deciso di replicare quattro volte il punto centrale del piano.

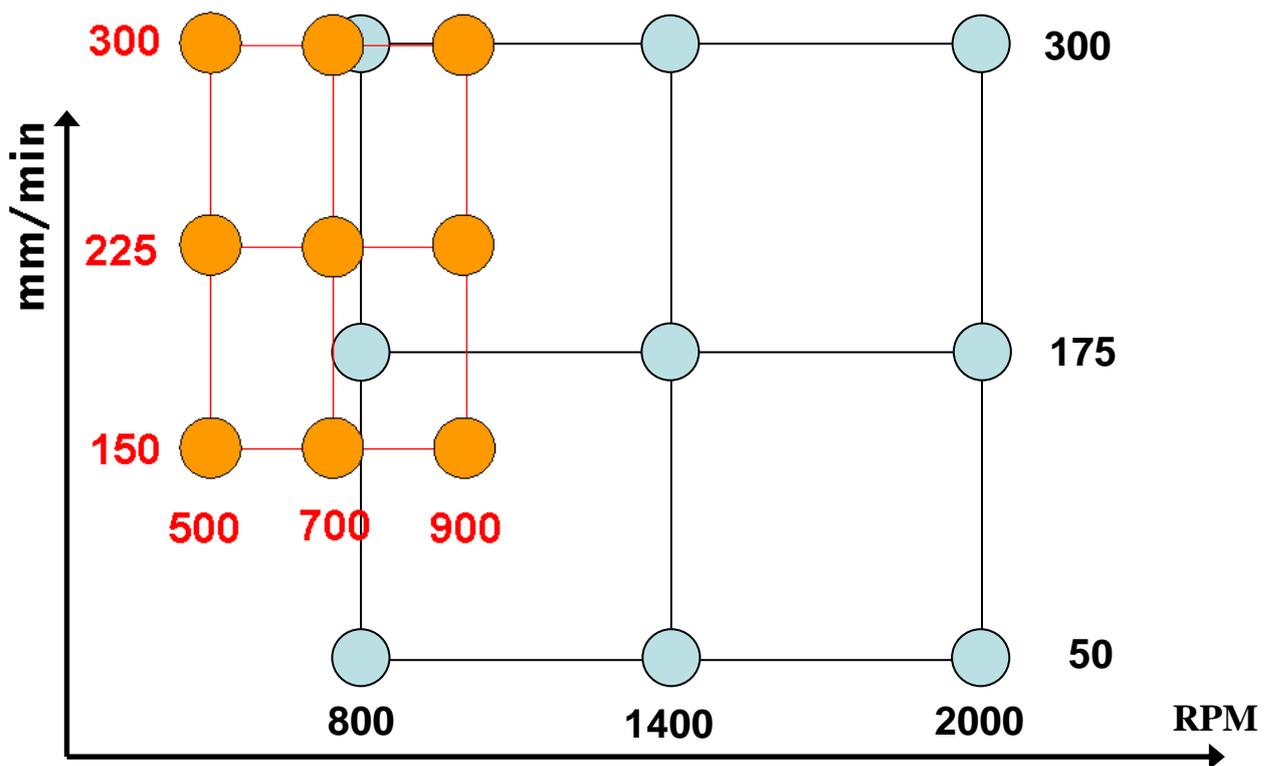


Figura 7.59 - DoE per AA 2139 T8 e AA 2198 T3

In Figura 6.31 si riportano i DoE realizzati, evidenziando i parametri inerenti l'utensile, si nota che per la AA 2198 T3 il piano è tutto spostato in alto a sinistra, tale scelta è stata concordata in questo modo perché nelle condizioni utilizzate per la AA 2139 T8, la saldatura della AA 2198 T3 non avveniva. Inoltre, in Figura 6.32 sono illustrati i piani completi utilizzati: un piano a Superficie di Risposta per la AA 2139 T8, e un piano Fattoriale Completo 3^3 per AA 2198 T3.

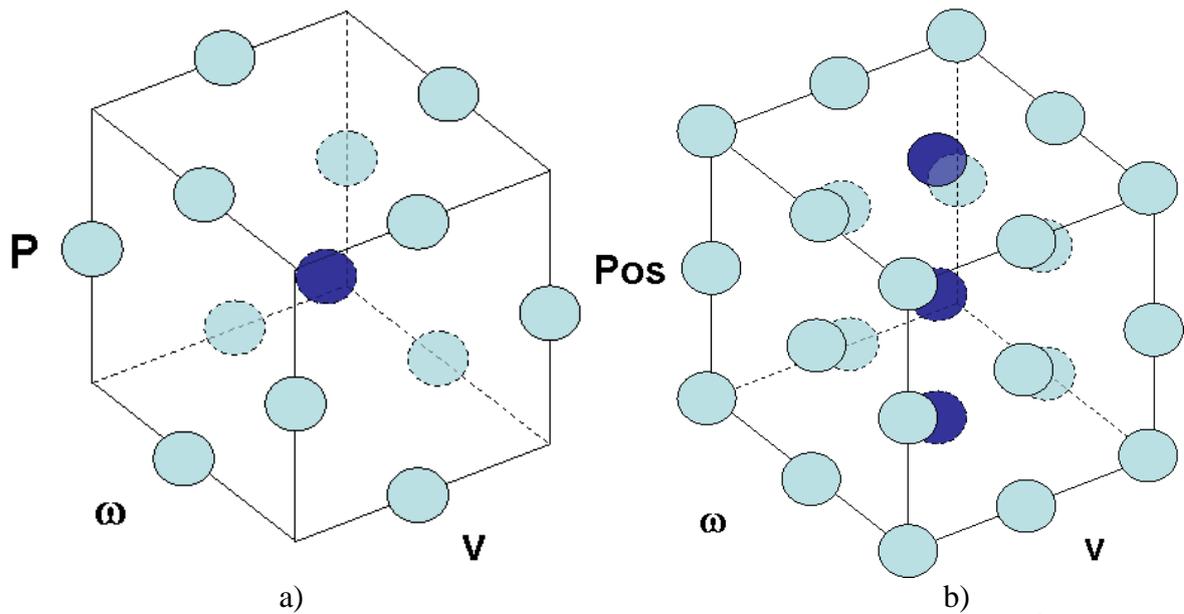


Figura 7.60 - DoE- a)Superficie di risposta AA2139 T8, b)Fattoriale completo 3^3 AA2198 T3

Il piano sperimentale utilizzati è riepilogato brevemente, con l'indicazione dei livelli standardizzati, nella seguente Tabella 7.31 (AA 2198 T3). Le proprietà dei materiali base sono indicate in Tabella 6.11

Tabella 7.31

Posizione	Livello	-1	0	1
	Valore	1	2	3
Rotazione ω	Livello	-1	0	1
	Valore	500	700	900
Avanzamento v	Livello	-1	0	1
	Valore	150	225	300

Tabella 7.32

		YS0.2	UTS	E	A
		MPa	Mpa	Gpa	%
AA 2198	L	315	380	-	15
	LT	275	370	-	15

7.1 Temperature

La Rilevazione delle temperature massime sul giunto ha prodotto i dati riportati nella seguente figura. Per la lega 2198 T3 (Figura 7.61) i valori sembrano essere meno ordinati di quanto osservato in precedenza per la 2139 T8, questo probabilmente si verifica perché il DoE è stato realizzato su una porzione di piano molto ristretta rispetto a quello della AA 2139 T8. In definitiva non è possibile definire un andamento uniforme delle temperature.

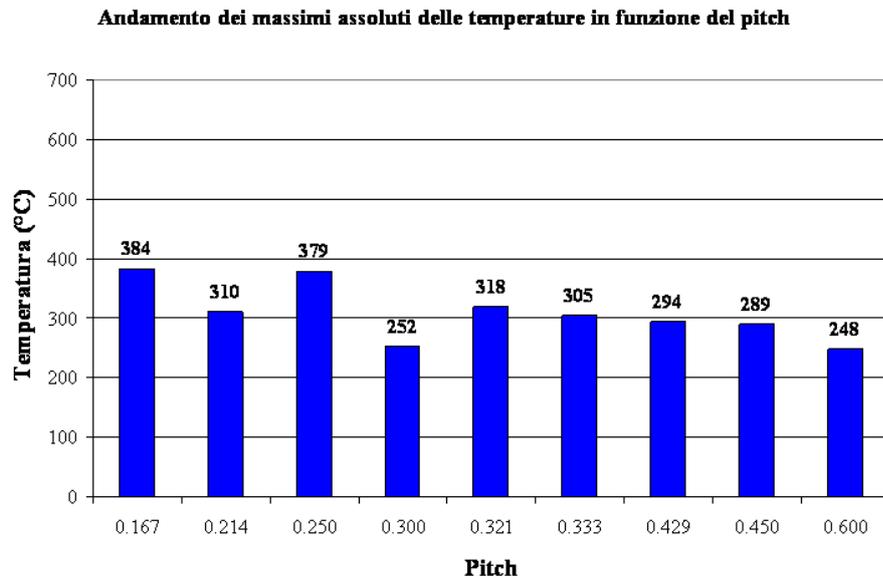


Figura 7.61 - Temperatura per AA 2198 T3

Anova Temperature

Le temperature della lega 2198 T3, sono influenzate da tutti i parametri del processo, compreso i termini del secondo ordine e non lineari, con un $R^2=94,11\%$, i dati Anova sono riportati in Tabella 7.33, indicano inoltre che non è possibile trascurare il *Lack of Fit*, cioè lo scostamento del modello dai dati reali, l'analisi dei residui (Figura 7.62) non normale conferma questa anomalia nei valori delle temperature come osservato in precedenza. Tale anomalia potrebbe essere indotta da una non corretta acquisizione dei dati durante il processo di saldatura.

Tabella 7.33

Response Surface Regression: Temp versus RPM; mm_min
The analysis was done using coded units.

Estimated Regression Coefficients for Temp

Term	Coef	SE Coef	T	P
Constant	363,54	5,598	64,941	0,000
RPM	46,50	5,007	9,287	0,000
mm_min	-16,50	5,007	-3,295	0,017
RPM*RPM	-19,63	7,511	-2,613	0,040
mm_min*mm_min	-51,63	7,511	-6,874	0,000
RPM*mm_min	-18,75	6,132	-3,058	0,022

S = 12,2647 PRESS = 6450,60
R-Sq = 96,79% R-Sq(pred) = 77,04% R-Sq(adj) = 94,11%

Analysis of Variance for Temp

Source	DF	Seq SS	Adj SS	Adj MS	F	P
Regression	5	27190,4	27190,4	5438,07	36,15	0,000
Linear	2	14607,0	14607,0	7303,50	48,55	0,000
Square	2	11177,1	11177,1	5588,56	37,15	0,000
Interaction	1	1406,2	1406,2	1406,25	9,35	0,022
Residual Error	6	902,5	902,5	150,42		
Lack-of-Fit	3	813,5	813,5	271,18	9,14	0,051
Pure Error	3	89,0	89,0	29,67		
Total	11	28092,9				

Unusual Observations for Temp

Obs	StdOrder	Temp	Fit	SE Fit	Residual	St Resid
7	7	310,000	328,417	8,672	-18,417	-2,12 R

R denotes an observation with a large standardized residual.

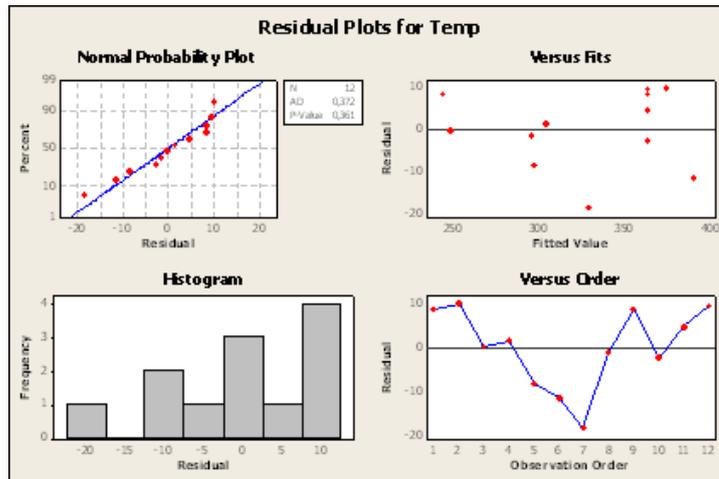


Figura 7.62 - Residual plot per AA2139T3

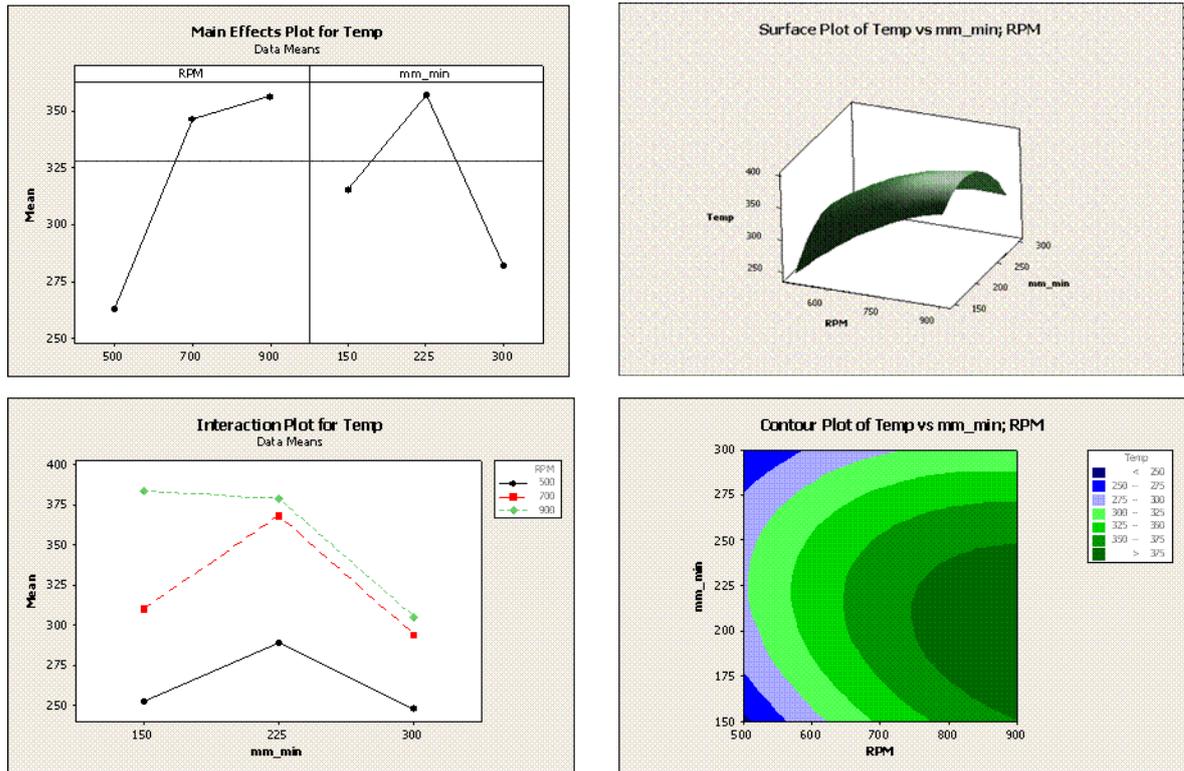


Figura 7.63 - Main Effect plot, Interaction plot, Surface plot e Contour plot per Temperatura

Fra gli effetti principali si nota come ω prevalga su v , risulta invece più importante l'andamento di v^2 , come si può osservare anche dall'andamento semi-cilindrico del Surface Plot in Figura 7.63.

L'analisi del Best Subset (Tabella 7.34) conferma che il miglior modello è quello che contempla l'utilizzo di tutti i parametri, l'espressione del modello è riportata in Tabella 7.35, i residui di tale modello sono identici a quelli rappresentati in precedenza (Figura 7.62).

Tabella 7.34

Best Subsets Regression: Temp versus RPM; mm_min; RPM2; mm_min2; rpm*mm
Response is Temp

Vars	R-Sq	R-Sq (adj)	Mallows Cp	S	m	m	m	r
1	46,2	40,8	92,5	38,884	X			
1	40,7	34,8	102,8	40,820		X		
2	60,7	51,9	67,5	35,039	X	X		
2	55,8	46,0	76,6	37,152	X		X	
3	88,1	83,7	18,2	20,420	X	X	X	
3	85,3	79,8	23,5	22,727		X	X	X
4	93,1	89,2	10,8	16,603	X	X	X	X
4	91,8	87,1	13,3	18,161	X	X	X	X
5	96,8	94,1	6,0	12,265	X	X	X	X

Tabella 7.35

Regression Analysis:

The regression equation is

$$\text{Temp} = - 652 + 1,20 \text{ RPM} + 4,78 \text{ mm_min} - 0,000491 \text{ RPM}^2 - 0,00918 \text{ mm_min}^2 - 0,00125 \text{ rpm*mm}$$

Predictor	Coef	SE Coe	T	P	VIF
Constant	-651,6	11	-5,76	0,001	
RPM	1,2	0,2796	4,29	0,005	124,750
mm_min	4,7850	0,6689	7,15	0,000	100,375
RPM ²	-0,0004906	0,0001878	-2,61	0,040	111,375
mm_min ²	-0,009178	0,001335	-6,87	0,000	82,125
rpm*mm	-0,00125	0,0004088	-3,06	0,022	32,875

S = 12,2647 R-Sq = 96,8% R-Sq(adj) = 94,1%
 PRESS = 6450,60 R-Sq(pred) = 77,04%

Analysis of Variance

Source	DF	SS	MS	F	P
Regression	5	27190,4	5438,1	36,15	0,000
Residual Error	6	902,5	150,4		
Lack of Fit	3	813,5	271,2	9,14	0,051
Pure Error	3	89,0	29,7		
Total	11	28092,9			

7.2. Forze

In Tabella 6.15 sono riportati i valori dei picchi di Fz rilevati in corrispondenza dell'affondamento dello Shoulder, è evidente che al crescere di ω si osserva un calo di Fz, così come ci si aspetta da un giunto più caldo e rammollito.

Tabella 7.36

AA 2198 T3

w, RPM Fz picco, KN

500 7,5

700 6,5

900 5,5

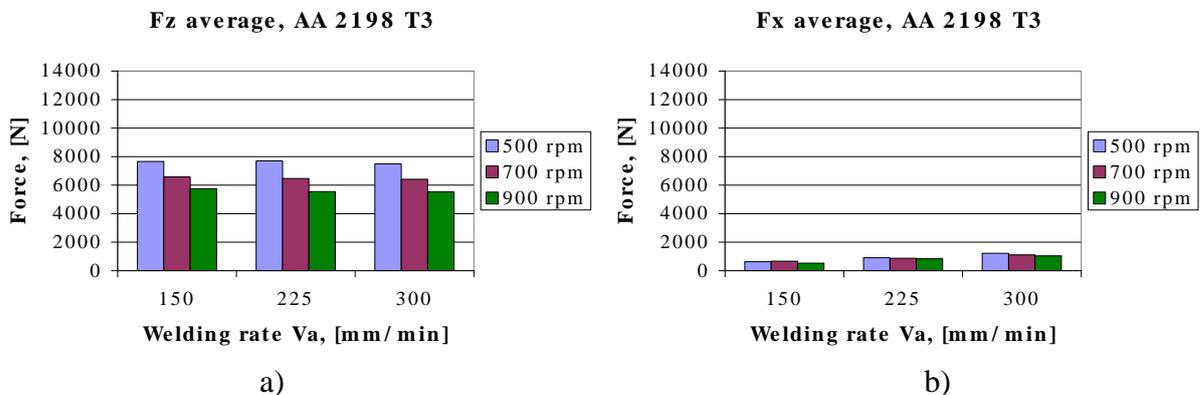


Figura 7.64 - Fz (a) e Fx (b) medie a regime per AA2198 T3

In Figura 6.38 si riportano le Fz e Fx in funzione di v e ω . Si osserva una riduzione delle Fz all'aumentare di ω , non è possibile stabilire nessun andamento caratteristico per Fz al variare della velocità di saldatura Va. Per le Fx è meno evidente e chiaro l'andamento rispetto a Va e ω .

7.2.1 Forze: Anova – 2198 T3

Per la 2198 T3, la Fz è governata significativamente da ω , Va, per le quali si può rigettare l'ipotesi nulla (vedi Tabella 7.37) e ω^2 come si evince dalla regressione, il *Lack of Fit* con P=0,602 garantisce che lo scostamento dal sistema reale è trascurabile ed imputabile solo all'errore di misura. Il diagramma dei residui in Figura 7.65 conferma la validità del modello, in quanto risulta essere mediamente nullo e con distribuzione normale.

Tabella 7.37

Response Surface Regression: F med versus RPM; mm_min
 The analysis was done using coded units.
Estimated Regression Coefficients for F med

Term	Coef	SE Coef	T	P
Constant	9852,70	95,26	103,427	0,000
RPM	-702,93	85,21	-8,250	0,000
mm_min	687,70	85,21	8,071	0,000
RPM*RPM	-334,07	127,81	-2,614	0,040
mm_min*mm_min	-46,36	127,81	-0,363	0,729
RPM*mm_min	42,21	104,35	0,404	0,700

S = 208,710 PRESS = 1333103
 R-Sq = 95,94% R-Sq(pred) = 79,31% R-Sq(adj) = 92,56%

Analysis of Variance for F med

Source	DF	Seq SS	Adj SS	Adj MS	F	P
Regression	5	6181592	6181592	1236318	28,38	0,000
Linear	2	5802246	5802246	2901123	66,60	0,000
Square	2	372219	372219	186110	4,27	0,070
Interaction	1	7126	7126	7126	0,16	0,700
Residual Error	6	261358	261358	43560		
Lack-of-Fit	3	109647	109647	36549	0,72	0,602
Pure Error	3	151711	151711	50570		
Total	11	6442949				

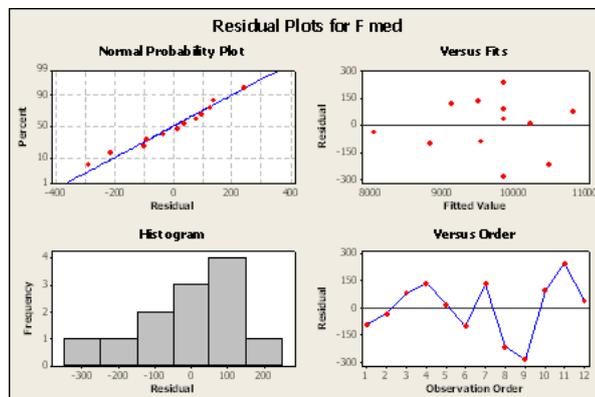


Figura 7.65 - Residual plot per Fz

Tabella 7.38

Response Surface Regression: F med versus RPM; mm_min
 The analysis was done using coded units.
Estimated Regression Coefficients for F med

Term	Coef	SE Coef	T	P
Constant	9837,2	75,58	130,152	0,000
RPM	-702,9	75,58	-9,300	0,000
mm min	687,7	75,58	9,099	0,000
RPM*RPM	-349,5	106,89	-3,270	0,011

S = 185,140 PRESS = 559117
R-Sq = 95,74% R-Sq(pred) = 91,32% R-Sq(adj) = 94,15%

Analysis of Variance for F med

Source	DF	Seq SS	Adj SS	Adj MS	F	P
Regression	3	6168735	6168735	2056245	59,99	0,000
Linear	2	5802246	5802246	2901123	84,64	0,000
Square	1	366489	366489	366489	10,69	0,011
Residual Error	8	274214	274214	34277		
Lack-of-Fit	5	122503	122503	24501	0,48	0,776
Pure Error	3	151711	151711	50570		
Total	11	6442949				

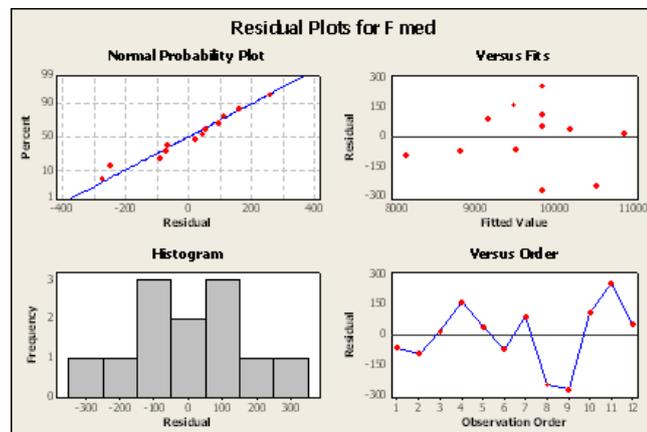


Figura 7.66 - Residual plot per Fz modello ottimale

Rimuovendo i termini non significativi si ottiene il modello illustrato nell'Anova in Tabella 7.38, dal quale risulta un $R^2=94,15\%$, i residui in Figura 7.66 continuano a confermare l'efficacia del modello. Si procede alla verifica finale mediante l'analisi del *Best Subsets* (Tabella 7.39), questo conferma che il modello osservato è il migliore possibile. Si rielabora quindi la regressione utilizzando i parametri non codificati per ottenere l'espressione finale del modello in Tabella 7.40.

Tabella 7.39

Best Subsets Regression: F med versus RPM; mm_min; RPM2; mm_min2; rpm*mm
 Response is F med

Vars	R-Sq	R-Sq(adj)	Mallows Cp	S	M	n	2	2	m
1	48,8	43,7	67,7	574,11					X
1	46,0	40,6	71,9	589,77	X				
2	93,2	91,6	4,1	221,34				X	X
2	92,9	91,3	4,5	225,71	X	X			
3	95,7	94,1	2,3	185,14	X	X	X		
3	94,8	92,8	3,7	205,16	X	X	X		
4	95,9	93,5	4,1	195,33	X	X	X	X	
4	95,8	93,5	4,2	195,84	X	X	X	X	
5	95,9	92,6	6,0	208,71	X	X	X	X	X

Tabella 7.40

Regression Analysis: F med versus RPM; mm_min; RPM2
 The regression equation is

F med = 5953 + 8,72 RPM + 9,17 mm_min - 0,00874 RPM2

Predictor	Coef	SE Coef	T	P	VIF
Constant	5953	1304	4,56	0,002	
RPM	8,718	3,760	2,32	0,049	99,000
mm_min	9,169	1,008	9,10	0,000	1,000
RPM2	-0,008738	0,002672	-3,27	0,011	99,000

S = 185,140 R-Sq = 95,7% R-Sq(adj) = 94,1%
 PRESS = 559117 R-Sq(pred) = 91,32%

Analysis of Variance

Source	DF	SS	MS	F	P
Regression	3	6168735	2056245	59,99	0,000
Residual Error	8	274214	34277		
Lack of Fit	5	122503	24501	0,48	0,776
Pure Error	3	151711	50570		
Total	11	6442949			

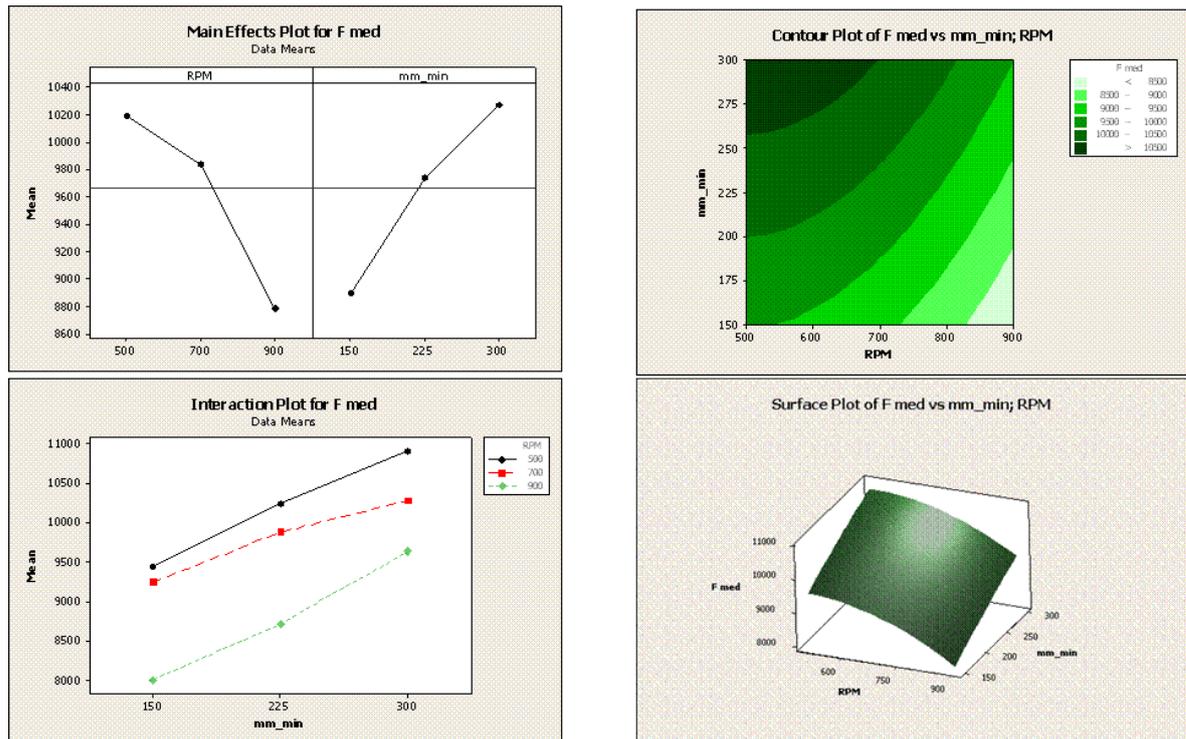


Figura 7.67 - Main Effect plot, Interaction plot, Surface plot e Contour plot per Fz

Ancora una volta il Main Effect plot fornisce una chiara indicazione sull'influenza dei parametri del processo, così come il Contour e Surface plot (Figura 7.67), dai quali emerge che le forze più elevate si manifestano eseguendo una saldatura con bassa velocità di rotazione ω ed elevata velocità di avanzamento v , le condizioni che caratterizzano i giunti freddi. Non emergono interazioni significative dall'Interaction plot.

7.3 Proprietà meccaniche

I risultati della lega 2198 T3 sono riportati in Figura 7.68, da tale grafico emerge una sostanziale differenza rispetto a quanto osservato per AA 2139 T8 (Par. 6.2.3): i valori assoluti di YS e UTS sono più bassi, ma sono tutti molto più vicini ai valori rilevati per il materiale base, quindi, come sarà illustrato in seguito, si ottiene un recupero maggiore della proprietà di partenza della lega, questo si traduce in una resa superiore. Per la YS è possibile osservare un andamento praticamente costante al variare del rapporto del weld pitch, mentre la UTS non è caratterizzata da particolari tendenze.

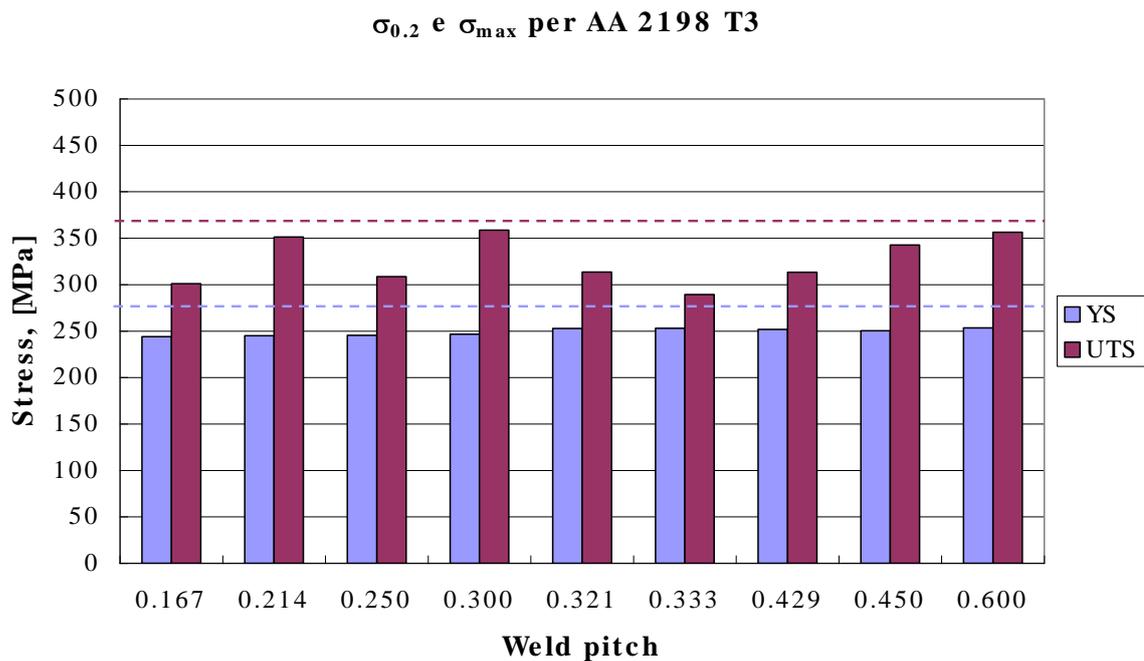


Figura 7.68 - YS e UTS per AA 2198 T3

Riportando separatamente gli andamenti delle proprietà meccaniche al variare dei parametri di saldatura, si può notare che mentre per l'UTS (Figura 7.70) si manifesta un andamento decrescente all'aumentare di ω , per la YS (Figura 7.69) non è possibile notare alcuna variazione caratteristica, risulta non essere influenzata dai parametri di processo.

YS per AA2198 T3

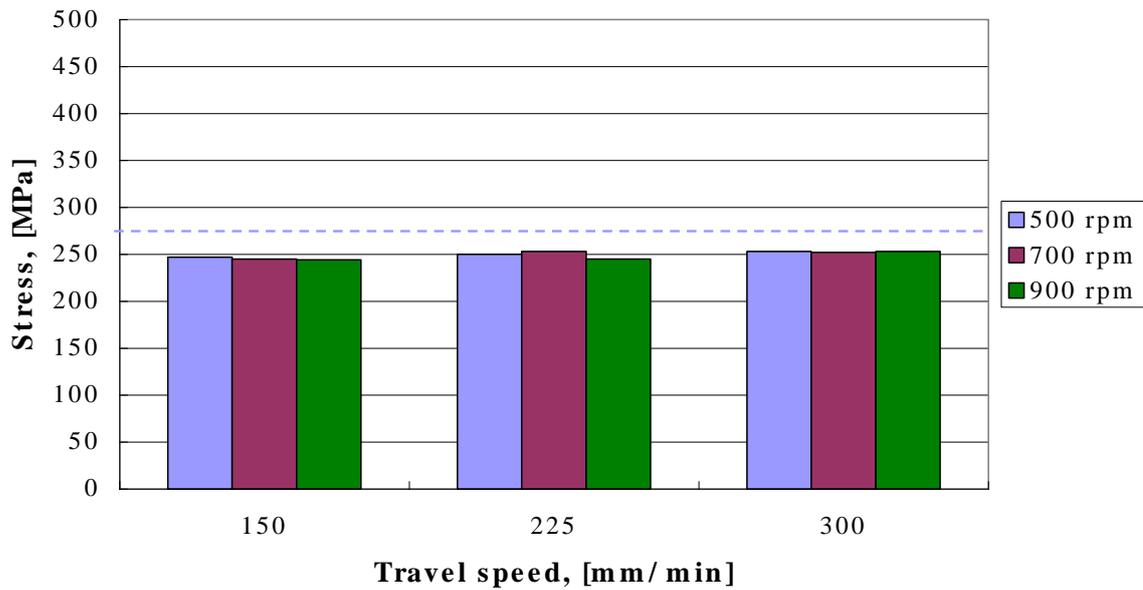


Figura 7.69 - YS vs Travel speed AA 2198 T3

UTS per AA 2198 T3

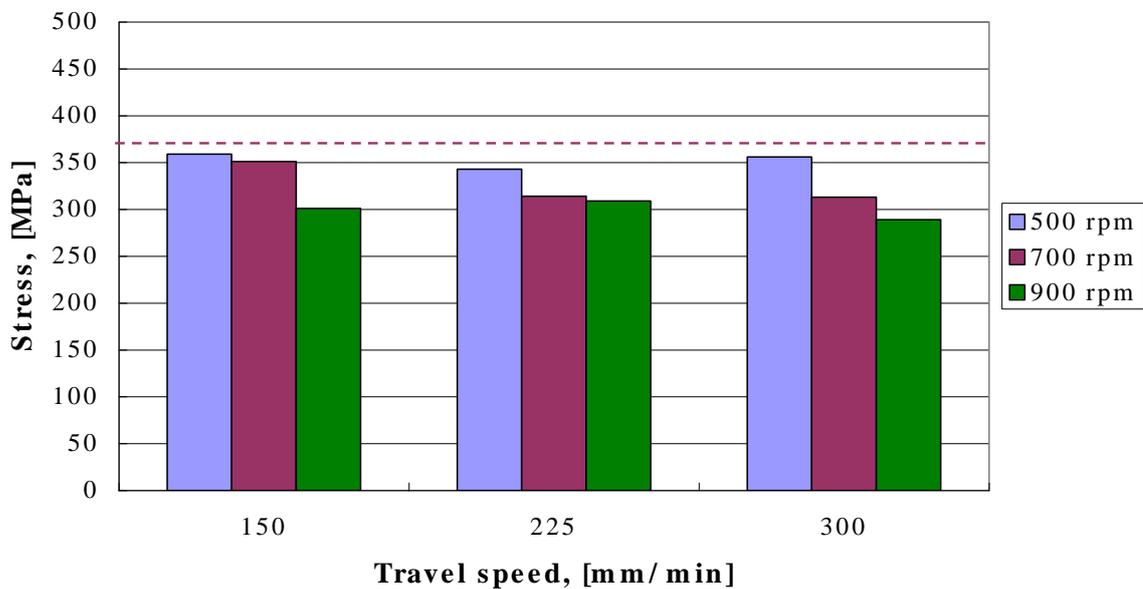


Figura 7.70 - UTS vs Travel speed AA 2198 T3

Per comprendere meglio quale è l'entità del recupero delle proprietà meccaniche dei giunti, si esamina la resa di tali proprietà rispetto alle caratteristiche del materiale base, si fa particolare attenzione ad una sua rappresentazione tridimensionale nel piano sperimentale realizzato.

La lega 2198 T3 fornisce i dati riportati nella Figura 7.71, come già accennato in precedenza è evidente che le rese sono molto più elevate che per la AA 2139 T8, in questo caso si realizza facilmente e stabilmente una resa del 90% per la YS, valori molto elevati si ottengono anche per la UTS

(96% - 97%). L'analisi di quest'ultima ha fornito i dati riportati in Figura 7.72, dai quali emerge una importante influenza della velocità ω , meno importante ma altrettanto influente è la v^2 che denota una curvatura del piano di risposta stimato. Le condizioni ottimali si verificano per ω e v ridotte, a prescindere dalla posizione relativa del provino, rispetto ai punti di ingresso e uscita, utilizzato nei test.

Per la YS (Figura 7.73) il discorso si inverte: i parametri influenzanti sono v e ω^2 (per la UTS sono ω e v^2), si ottengono rese superiori al 90% realizzando una saldatura con elevata velocità di avanzamento v e con ω che assume valori interni all'intervallo definito per il piano sperimentale, anche questa volta è ininfluente la posizione del provino.

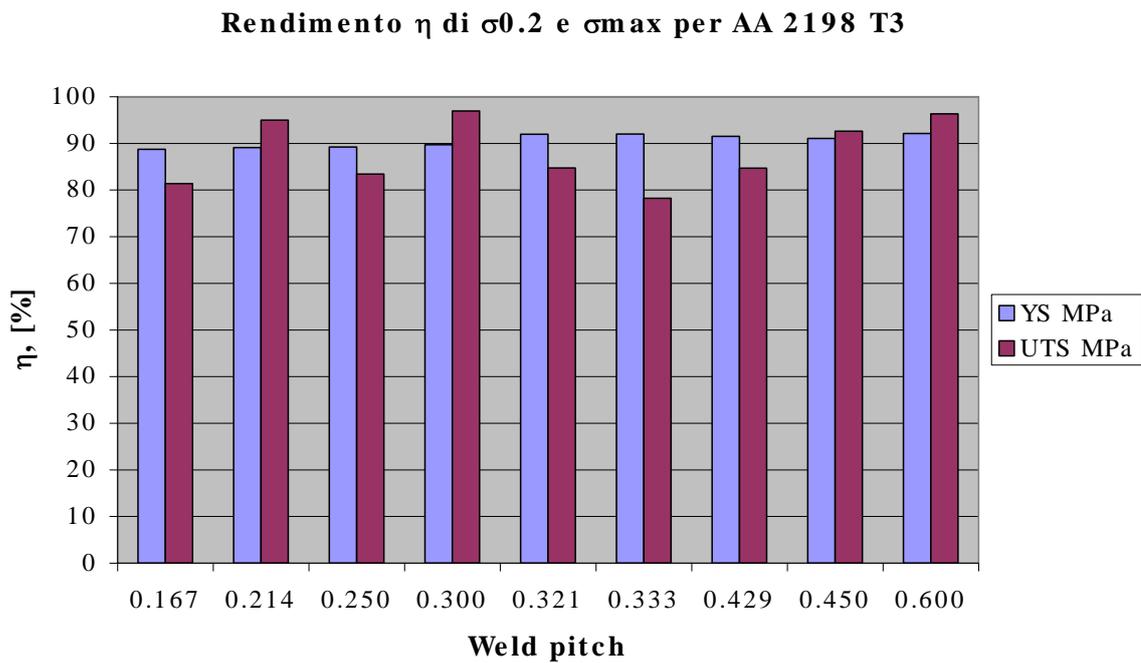


Figura 7.71 - Resa di YS e UTS per 2198 T3

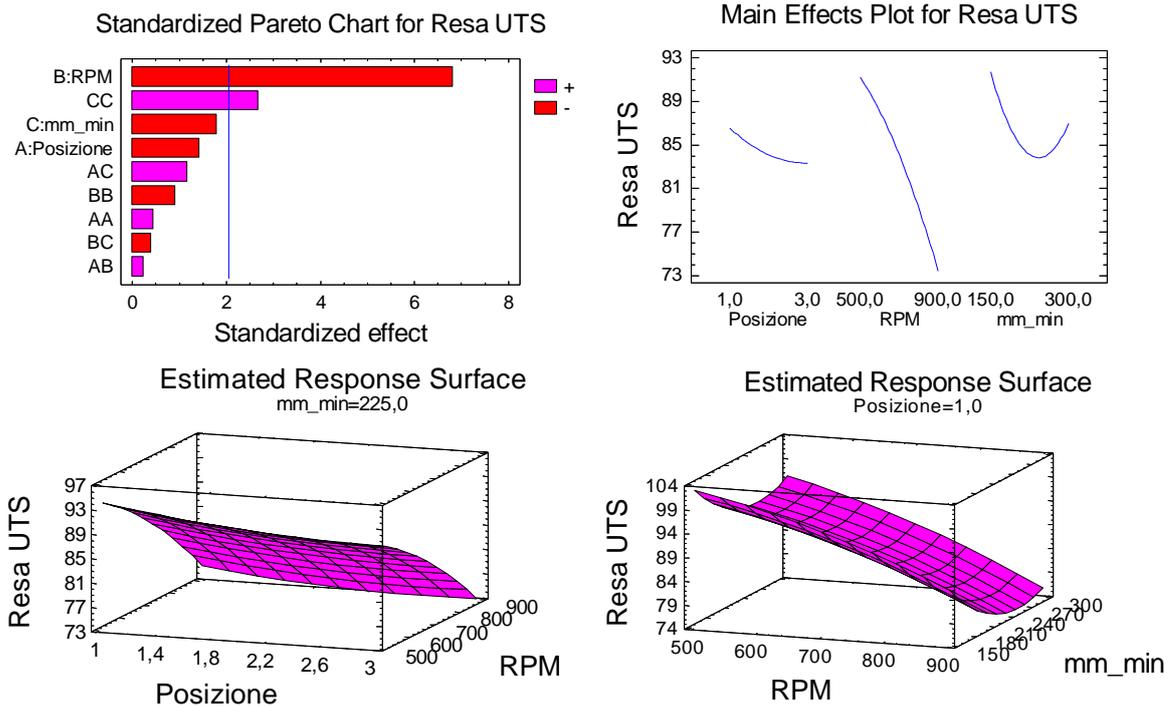


Figura 7.72 - Resa di UTS per 2198 T3 nel piano sperimentale

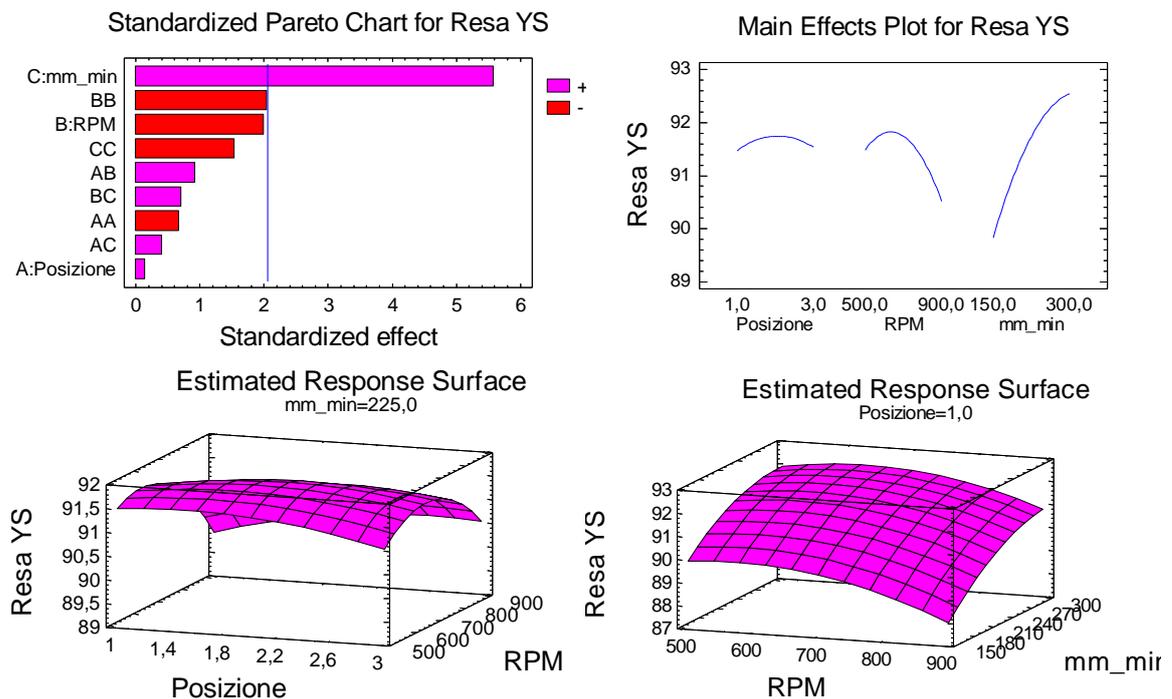


Figura 7.73 - Resa di YS per 2198 T3 nel piano sperimentale

7.4 Proprietà meccaniche – Anova 2198 T3

7.4.1 UTS

Per la 2198 T3 la Anova ha prodotto i risultati mostrati nella seguente Tabella 7.41.

Tabella 7.41

Analysis of Variance for UTS

Source	Sum of Squares	Df	Mean Square	F-Ratio	P-Value
A:Posizione	853,246	1	853,246	2,04	0,1655
B:RPM	19470,2	1	19470,2	46,45	0,0000
C:mm_min	1354,55	1	1354,55	3,23	0,0839
AA	82,1313	1	82,1313	0,20	0,6617
AB	24,0833	1	24,0833	0,06	0,8124
AC	572,052	1	572,052	1,36	0,2533
BB	345,232	1	345,232	0,82	0,3725
BC	65,3333	1	65,3333	0,16	0,6962
CC	3008,09	1	3008,09	7,18	0,0126
Total error	10897,9	26	419,15		
Total (corr.)	36327,7	35			

R-squared = 70,0011 percent

R-squared (adjusted for d.f.) = 59,6169 percent

Standard Error of Est. = 20,4732

Mean absolute error = 13,5044

Il coefficiente di Fisher (F-Ratio) e il P-value, gli indici della qualità dei parametri indagati, indicano una marcata influenza sull'UTS della sola velocità di rotazione ω (P-value=0.000), un secondo parametro può essere individuato nel quadrato della velocità di avanzamento v^2 (CC, P-value=0.0126), mentre si possono completamente escludere i termini inerenti le interazioni. Quanto detto è evidenziato anche dai seguenti diagrammi di Pareto e Normal Plot. Dall'analisi dei residui (Figura 7.75) emerge che il fitting dei dati è ottimale.

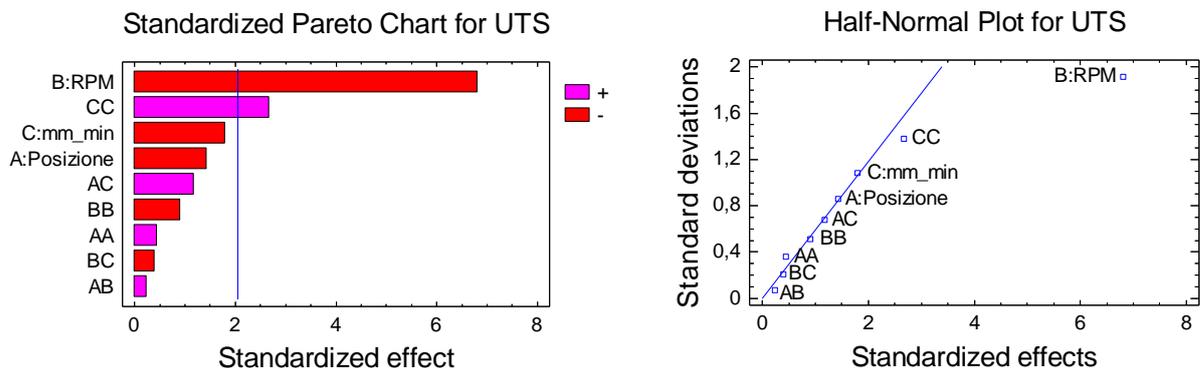


Figura 7.74 - Pareto Chart e Half-Normal Plot per UTS – 2198 T3

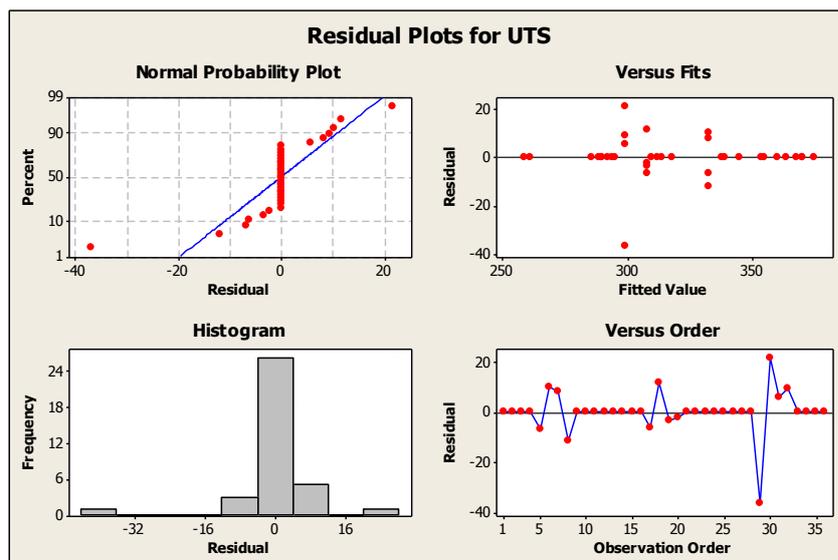


Figura 7.75 - Residual plot per UTS – 2198 T3

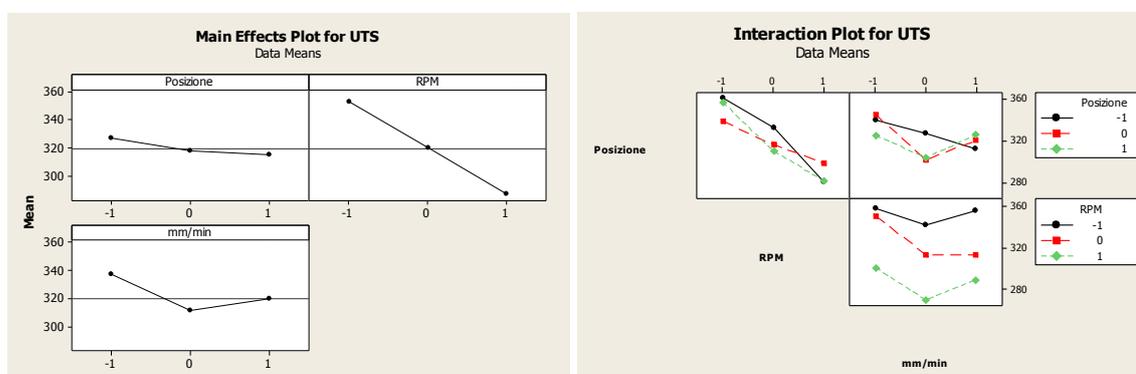


Figura 7.76 - Main Effect Plot e Interaction Plot per UTS – 2198 T3

I diagrammi degli effetti principali, illustrati in Figura 7.76, non fanno altro che confermare quanto già detto, rendendo ancora più evidente (dal punto di vista visivo) quale sia l'entità dell'influenza dei singoli parametri: è preponderante la velocità di rotazione ω (RPM), inoltre è innegabile che vi sia un'influenza del fattore "Posizione", cioè il processo di saldatura non raggiunge uno stato stazionario tale da garantire uniformità di proprietà nella direzione di saldatura. Gli effetti delle iterazioni confermano quanto visto nel diagramma di Pareto.

Si riportano i diagrammi a curve di livello dei fattori in esame (Figura 7.77), questi non fanno altro che confermare quanto appena detto per la velocità di rotazione (ω), si osserva contemporaneamente una minore influenza degli altri fattori indagati. Inoltre nel grafico 3D si ottiene un'immagine chiara di quanto accade: i valori più elevati dell'UTS si ottengono con ω e v bassa (500rpm, 150mm/min), è plausibile pensare che anche per valori di v leggermente superiori a 300mm/min, si possano raggiungere delle UTS altrettanto elevate. Infine occorre fare una considerazione sull'effetto del fattore posizione: i risultati migliori si ottengono in prossimità dell'area di ingresso dell'utensile, è pur vero che non si osserva una forte variazione dell'UTS, quindi seguendo quanto riportato dall'ANOVA possiamo trascurare tale fattore nella ricerca dell'ottimo.

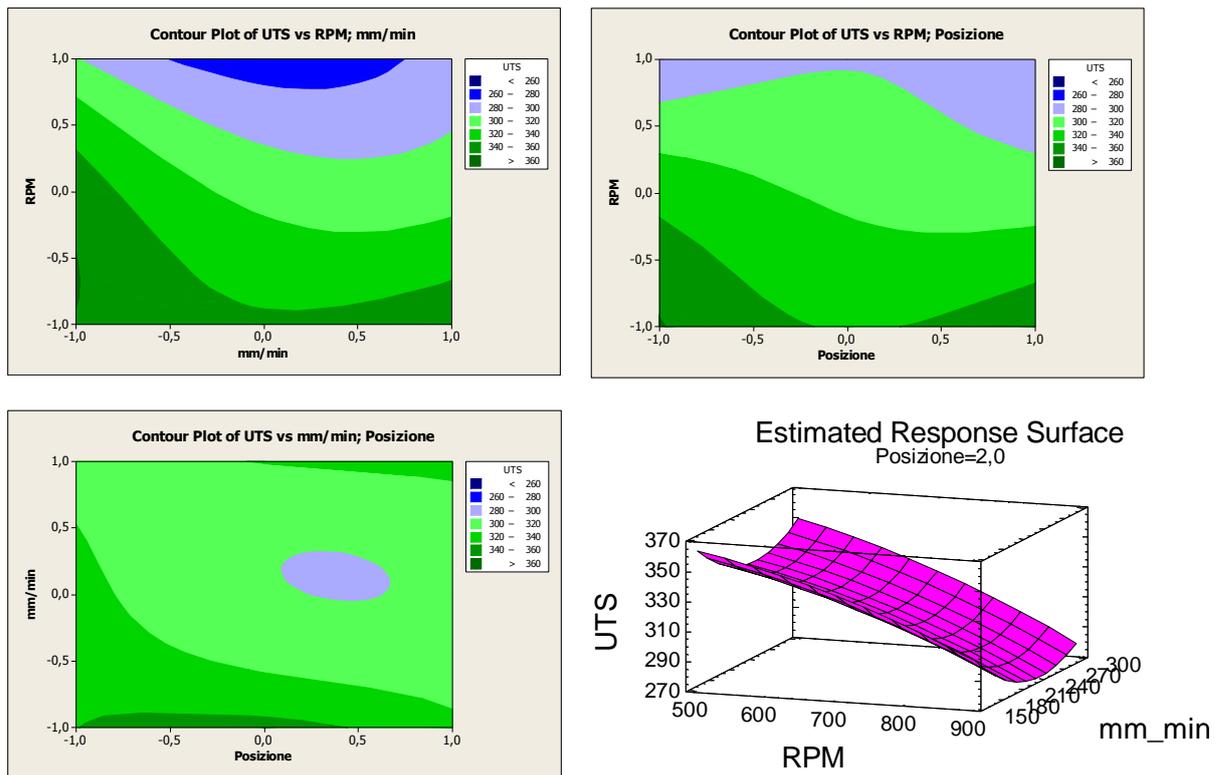


Figura 7.77 - Contour Plot e Estimated Response Surface per UTS – 2198 T3

Al fine di determinare il modello che meglio approssima il nostro sistema, è stata utilizzata la funzione *Best Subset Regression*, i cui risultati sono riportati in Tabella 7.42. Si evince quindi che con $CP=1,84$, devono essere considerati i fattori indicati dalle lettere A,C,E,F, cioè rispettivamente: Posizione, Velocità di avanzamento v , ω^2 e v^2 . Ora è opportuno verificare tale indicazione eseguendo una ANOVA, dalla quale risulta un $P\text{-Value}=0,000$ indice di elevata attendibilità del modello, il fattore A (Posizione) presenta un $P\text{-Value}=0,142$ e ciò induce a trascurare tale effetto. Quindi si analizza il modello C,E,F caratterizzato dal *Mallows'CP* immediatamente successivo: $CP=1,87$, in questo caso tutti i fattori (v , ω^2 e v^2) presentano un $P\text{-Value}<0,050$ (

Tabella 7.43) e la regressione continua ad essere di elevata efficacia (P-Value=0.000). L'analisi dei residui caratterizzato da una distribuzione gaussiana e con media nulla di tali scarti, non fa altro che confermare la genuinità del modello adottato (Figura 7.78).

Tabella 7.42

Regression Model Selection

Dependent variable: UTS

Independent variables:

A=Posizione

B=RPM

C=mm_min

D=Posizione*Posizione

E=RPM*RPM

F=mm_min*mm_min

G=Posizione*RPM

H=Posizione*mm_min

I=RPM*mm_min

Number of complete cases: 36 - Number of models fit: 512

Model Results

Vars	MSE	Adjusted R-Squared	Included R-Squared	Cp	Variables	A	B	C	D	E	F	G	H	I
0	1037,93	0,0	0,0	52,6699										
1	495,808	53,5961	52,2312	8,21825	B		x							
1	501,333	53,079	51,699	8,66639	E					x				
1	656,554	38,5515	36,7442	21,2574	I									x
2	467,0	57,5778	55,0068	6,76727	BH		x						x	
2	467,813	57,5039	54,9284	6,8313	BI		x							x
2	454,294	58,732	56,2309	5,76691	FI						x			x
3	391,328	65,5291	62,2974	1,87592	CEF			x		x	x			
3	425,208	62,5447	59,0332	4,4625	CFI			x			x			x
3	444,658	60,8314	57,1593	5,9474	DFI				x		x			x
4	376,427	67,8778	63,733	1,84026	ACEF	x	x	x	x	x				
4	379,35	67,6284	63,4515	2,0564	CDEF			x	x	x	x			
4	379,753	67,594	63,4126	2,08622	CEFG			x		x	x	x		
4	386,97	66,9782	62,7173	2,61996	CEFH			x		x	x			x
5	380,489	68,5786	63,3417	3,23292	ABCFH	x	x	x			x			x
5	369,907	69,4525	64,3613	2,47547	ACEFH	x		x		x	x			x
5	385,791	68,1407	62,8308	3,61241	CDEFH			x	x	x	x			x
6	379,83	69,6786	63,4052	4,27952	ACDEFH	x		x	x	x	x			x
6	381,432	69,5507	63,2508	4,39039	ACEFGH	x		x		x	x	x		x
6	381,462	69,5484	63,248	4,39242	ACEFHI	x		x		x	x			x
7	392,404	69,755	62,1937	6,21333	ABCDEFH	x	x	x	x	x	x			x
7	392,122	69,7768	62,221	6,19444	ACDEFGH	x		x	x	x	x	x		x
7	392,152	69,7744	62,218	6,19647	ACDEFHI	x		x	x	x	x			x
8	406,046	69,8213	60,8794	8,15587	ABCDEFGH	x	x	x	x	x	x	x		x
8	404,518	69,9348	61,0266	8,05746	ABCDEFHI	x	x	x	x	x	x			x
8	406,668	69,775	60,8195	8,19595	ABCEFGHI	x	x	x		x	x	x	x	x
9	419,15	70,0011	59,6169	10,0	ABCDEFGHI	x	x	x	x	x	x	x	x	x

Tabella 7.43
Multiple Regression Analysis

 Dependent variable: UTS

Parameter	Estimate	Standard Error	T Statistic	P-Value
CONSTANT	565,434	58,7776	9,61989	0,0000
mm_min	-1,61751	0,531465	-3,04348	0,0046
RPM*RPM	-0,0001178	0,00001657	-7,11094	0,0000
mm_min*mm_min	0,00333743	0,00117293	2,84539	0,0077

 Analysis of Variance

Source	Sum of Squares	DF	Mean Square	F-Ratio	P-Value
Model	23805,2	3	7935,07	20,28	0,0000
Residual	12522,5	32	391,328		
Total (Corr.)	36327,7	35			

R-squared = 65,5291 percent
 R-squared (adjusted for d.f.) = 62,2974 percent
 Standard Error of Est. = 19,782
 Mean absolute error = 14,1876
 Durbin-Watson statistic = 2,00705 (P=0,4751)
 Lag 1 residual autocorrelation = -0,00459494

UTS = 565,434 - 1,61751*mm_min - 0,000117881*RPM*RPM + 0,00333743*mm_min*mm_min

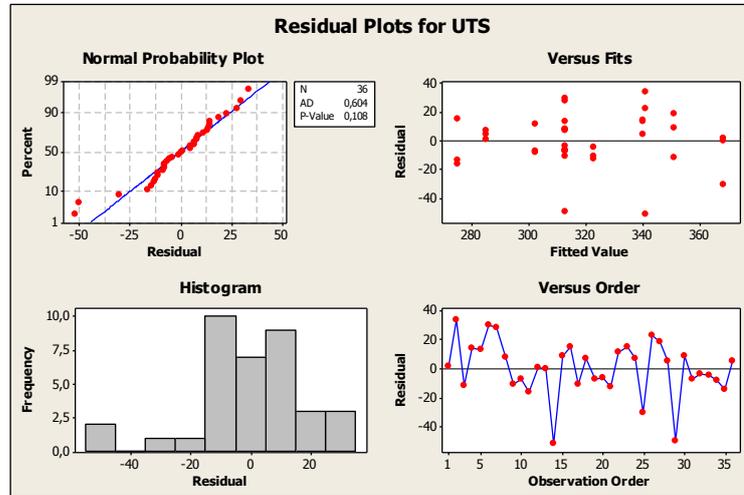


Figura 7.78 - Residual plot modello ottimale per UTS – 2198 T3

7.4.2 YS

Si esegue l'analisi dello YS, in Tabella 7.44 si riportano i risultati dell'Anova.

Tabella 7.44

Analysis of Variance for YS

Source	Sum of Squares	Df	Mean Square	F-Ratio	P-Value
A:Posizione	0,16667	1	0,16667	0,02	0,8866
B:RPM	32,0	1	32,0	3,98	0,0565
C:mm_min	249,389	1	249,389	31,05	0,0000
AA	3,55556	1	3,55556	0,44	0,5117
AB	6,75	1	6,75	0,84	0,3677
AC	1,33333	1	1,33333	0,17	0,6870
BB	33,3472	1	33,3472	4,15	0,0519
BC	4,08333	1	4,08333	0,51	0,4822
CC	19,0139	1	19,0139	2,37	0,1360
Total error	208,819	26	8,03152		
Total (corr.)	583,889	35			

R-squared = 64,2364 percent

R-squared (adjusted for d.f.) = 51,8567 percent

Standard Error of Est. = 2,83399

Mean absolute error = 1,8125

Per lo YS il fattore predominante è la velocità di avanzamento v (P-Value=0,000), altri termini che non possono essere esclusi sono la velocità di rotazione ω (P-Value=0,0565) ed il suo quadrato ω^2 (P-Value=0,0519). Queste considerazioni trovano conferma nei diagrammi di Pareto e nei Normal Plot in Figura 7.79. L'analisi dei residui in questo caso fornisce una distribuzione gaussiana con valor medio nullo, che conferma la validità del sistema ipotizzato (Figura 7.80)

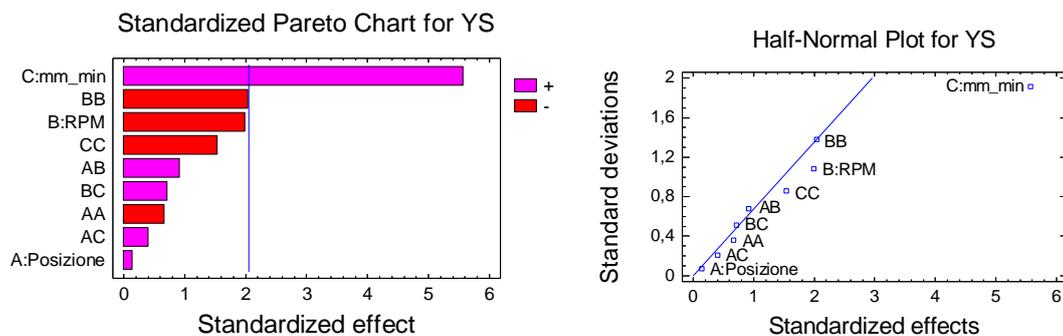


Figura 7.79 - Pareto Chart e Half-Normal Plot per YS – 2198 T3

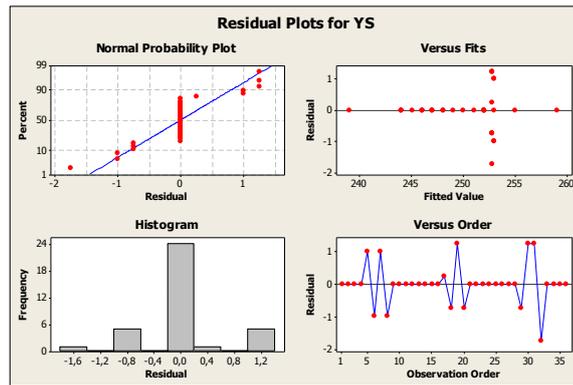


Figura 7.80 - Residual plot per YS – 2198 T3

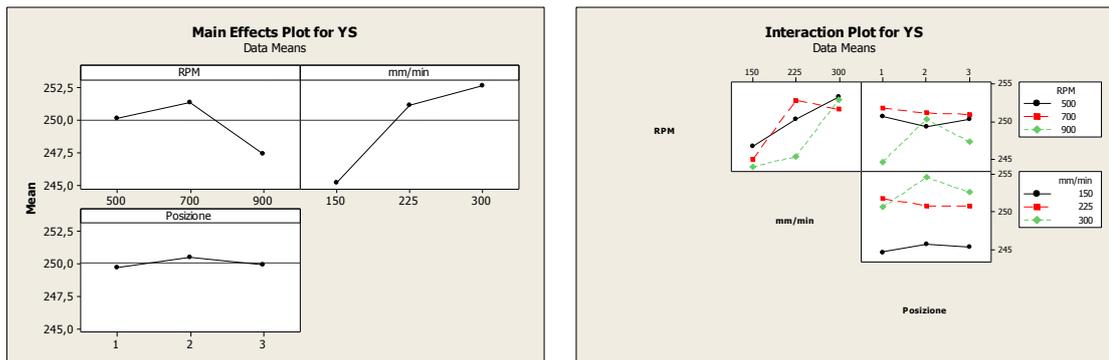


Figura 7.81 - Main Effect Plot e Interaction Plot per YS – 2198 T3

Il grafico degli effetti principali (Figura 7.81) evidenzia quanto sia incidente la velocità di avanzamento v su YS, la velocità di rotazione ω ha un peso inferiore ma non trascurabile, il fattore posizione può essere tralasciato. Il diagramma delle interazioni mostra come tutti i termini contribuiscono nella determinazione della YS, in maniera più o meno marcata.

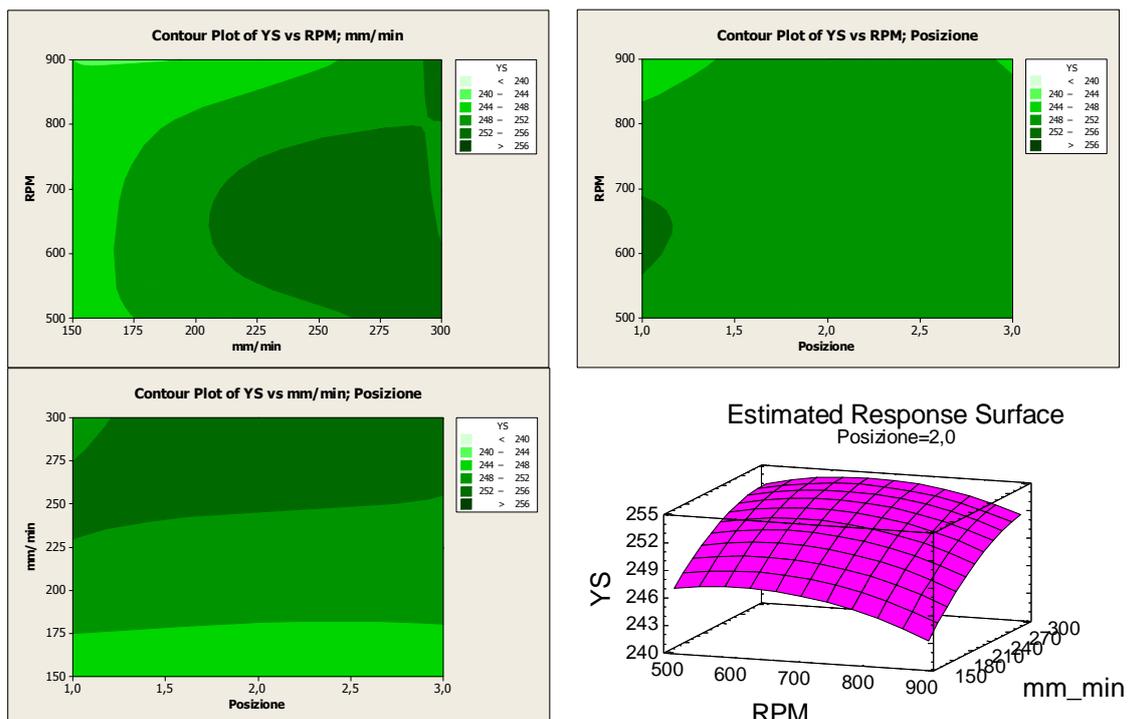


Figura 7.82 - Contour Plot e Estimated Response Surface per YS – 2198 T3

Dai Contour Plot dei fattori principali in Figura 7.82, si conferma l'ampia variabilità dello YS manifestata al variare di ω e v , in questo caso il fattore posizione è completamente ininfluenza. Osservando la rappresentazione 3D dei valori, si comprende chiaramente che per massimizzare lo YS occorre operare con $\omega=700\text{rpm}$ e $v=300\text{mm/min}$.

Tabella 7.45

Regression Model Selection

Dependent variable: YS

Independent variables:

A=Posizione

B=RPM

C=mm_min

D=Posizione*Posizione

E=RPM*RPM

F=mm_min*mm_min

G=Posizione*RPM

H=Posizione*mm_min

I=RPM*mm_min

Number of complete cases: 36

Number of models fit: 512

Model Results

Vars	MSE	R-Squared	Adjusted		Included Variables													
			R-Squared	Cp		A	B	C	D	E	F	G	H	I				
0	16,6825	0,0	0,0	38,6997														
1	9,83824	42,7117	41,0268	9,64842	C			x										
1	10,6407	38,0392	36,2168	13,0453	F							x						
1	15,0312	12,4727	9,89842	31,632	I													x
2	8,89564	49,724	46,6769	6,55052	CE			x		x								
2	8,78956	50,3235	47,3128	6,11467	CF			x				x						
2	8,32948	52,9238	50,0707	4,22428	EI					x								x
3	7,61632	58,2588	54,3456	2,34573	BCE		x	x		x								
3	7,57071	58,5088	54,619	2,16401	BEI		x			x								x
3	7,87116	56,8621	52,818	3,36109	CEF			x		x	x							
4	7,24866	61,5152	56,5494	1,97832	BCEF		x	x		x	x							
4	7,73029	58,9581	53,6624	3,83731	BCEI		x	x		x								x
4	7,70166	59,1101	53,834	3,72682	CEFI			x		x	x							x
5	7,46239	61,6585	55,2683	3,87415	BCEFG		x	x		x	x	x						
5	7,47566	61,5903	55,1887	3,92371	BCEFH		x	x		x	x					x		
5	7,35417	62,2146	55,917	3,4699	BCEFI		x	x		x	x							x
6	7,51006	62,6998	54,9825	5,11713	ABCEFG	x	x	x		x	x	x						
6	7,38763	63,3079	55,7164	4,67506	BCDEFG		x	x	x	x	x	x						
6	7,57891	62,3578	54,5698	5,36574	BCEFGI		x	x		x	x	x						x
7	7,63244	63,3991	54,2489	6,60871	ABCEFGI	x	x	x		x	x	x						x
7	7,61084	63,5027	54,3784	6,53342	BCDEFGH		x	x	x	x	x	x			x			
7	7,50564	64,0072	55,009	6,16665	BCDEFGI		x	x	x	x	x	x						x
8	7,78344	64,0081	53,3438	8,16601	ABCDEFGI	x	x	x	x	x	x	x						x
8	7,86574	63,6275	52,8505	8,4427	ABCEFGHI	x	x	x		x	x	x	x			x	x	
8	7,74149	64,202	53,5952	8,025	BCDEFGHI		x	x	x	x	x	x	x			x	x	
9	8,03152	64,2364	51,8567	10,0	ABCDEFGHI	x	x	x	x	x	x	x	x			x	x	

Per l'analisi dello YS è stato realizzato un modello di regressione, utilizzando come per l'UTS, la funzione *Best Subset Regression* del software di elaborazione, i cui risultati sono riportati in Tabella 7.45. Fra i modelli ottimali candidati, con Mallows'CP basso, i primi due (B,C,E,F e B,E,I) presentano degli scostamenti dal sistema reale troppo elevati, si va allora a considerare il modello B,C,E (ω , v , ω^2) con CP=2.34. Dall'Anova eseguita su quest'ultimo modello (Tabella 7.46), si ottiene un'attendibilità della regressione pari a P-Value=0.000, si candida quindi a rappresentare il sistema con maggiore precisione. L'analisi dei residui conferma l'affidabilità del modello di regressione (Figura 7.83).

Tabella 7.46

Multiple Regression Analysis

Dependent variable: YS

Parameter	Estimate	Standard Error	T Statistic	P-Value
CONSTANT	213,528	11,2267	19,0196	0,0000
RPM	0,0827778	0,0323611	2,55794	0,0155
mm_min	0,0496296	0,00867311	5,72224	0,0000
RPM*RPM	-0,00006388	0,00002299	-2,77801	0,0091

Analysis of Variance

Source	Sum of Squares	Df	Mean Square	F-Ratio	P-Value
Model	340,167	3	113,389	14,89	0,0000
Residual	243,722	32	7,61632		
Total (Corr.)	583,889	35			

R-squared = 58,2588 percent
R-squared (adjusted for d.f.) = 54,3456 percent
Standard Error of Est. = 2,75977
Mean absolute error = 2,0679
Durbin-Watson statistic = 2,27386 (P=0,1619)
Lag 1 residual autocorrelation = -0,143682

$$YS = 213,528 + 0,0827778 * RPM + 0,0496296 * mm_min - 0,000063889 * RPM * RPM$$

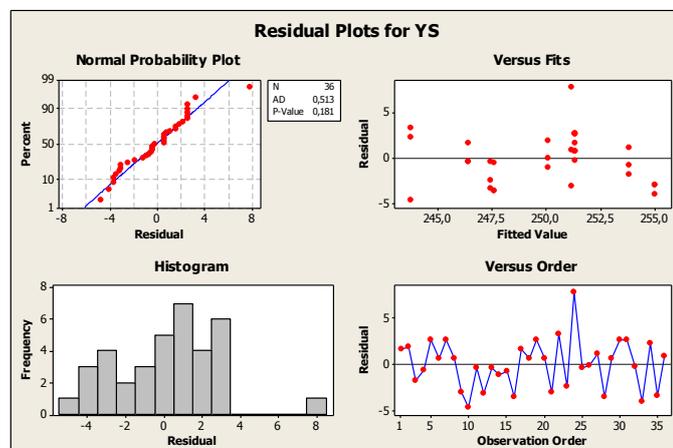


Figura 7.83 - Residual plot del modello ottimale per YS – 2198 T3

7.4.3 Allungamento A%

L'Anova condotta per l'allungamento percentuale A% ha prodotto i risultati mostrati in Tabella 7.47. L'ipotesi nulla può essere rigettata per il parametro velocità di rotazione ω , per il quale si realizza un'attendibilità pari al 99,999% (P-value=0,000), quindi l'allungamento relativo è fortemente influenzato da tale parametro. Di rilevanza è anche il termine quadratico ω^2 (P-value=0,0210 - 97,9%). Eliminando i termini altamente ininfluenti, potrebbe emergere una significativa importanza anche della velocità di avanzamento v. Tali indicazioni trovano conferma nei Pareto Chart e Normal Plot in Figura 7.84.

Tabella 7.47

Analysis of Variance for A%

Source	Sum of Squares	Df	Mean Square	F-Ratio	P-Value
A:Posizione	12,0417	1	12,0417	2,58	0,1204
B:RPM	214,245	1	214,245	45,87	0,0000
C:mm_min	14,2934	1	14,2934	3,06	0,0920
AA	5,95125	1	5,95125	1,27	0,2693
AB	0,1323	1	0,1323	0,03	0,8676
AC	12,3424	1	12,3424	2,64	0,1161
BB	28,2126	1	28,2126	6,04	0,0210
BC	0,114075	1	0,114075	0,02	0,8770
CC	6,07261	1	6,07261	1,30	0,2646
Total error	121,436	26	4,67063		
Total (corr.)	428,944	35			

R-squared = 71,6895 percent
R-squared (adjusted for d.f.) = 61,8897 percent
Standard Error of Est. = 2,16116
Mean absolute error = 1,31609
Durbin-Watson statistic = 2,79744 (P=0,0009)

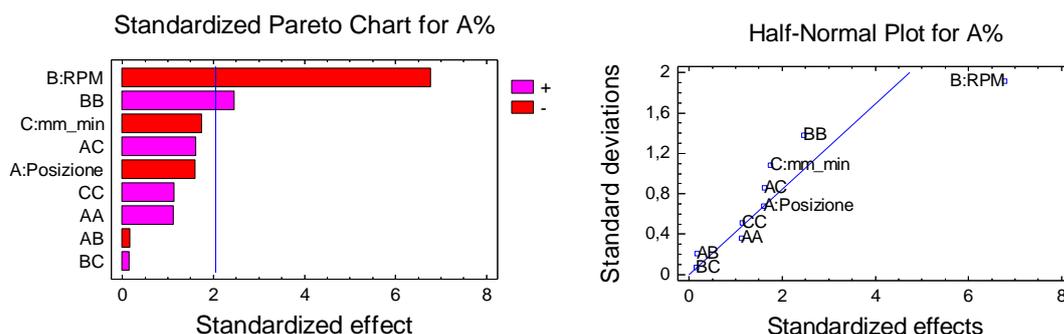


Figura 7.84 - Pareto Chart e Half-Normal Plot per A% – 2198 T3

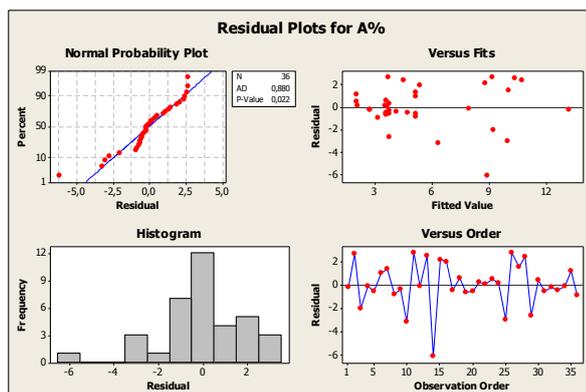


Figura 7.85 – Residual Plot per A% – 2198 T3

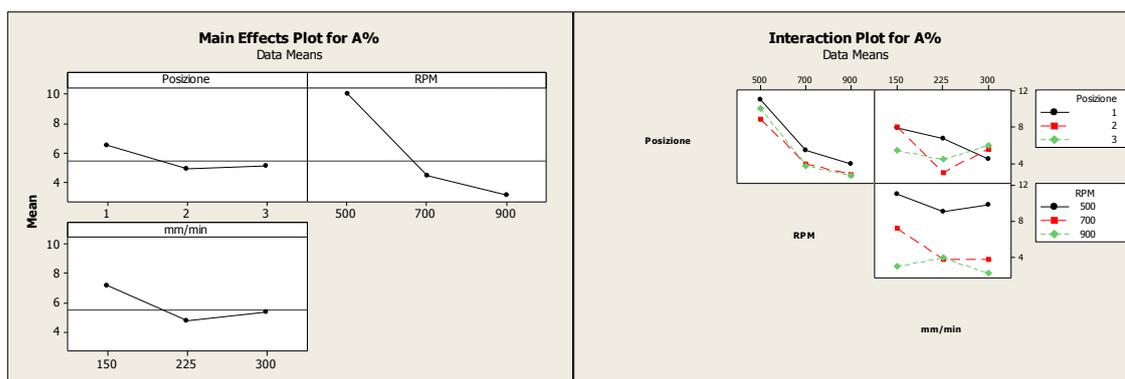


Figura 7.86 – Main Effect Plot e Interaction Plot per A% – 2198 T3

I residui hanno media nulla e distribuzione gaussiana (Figura 7.85), confermano la bontà dell’Anova realizzata, che consente di realizzare un $R^2=61,89\%$. Il Main Effect Plot evidenzia il reale effetto di ω , si può osservare che in corrispondenza di bassi valori della velocità di rotazione si realizza il massimo per l’allungamento $A\% \approx 10\%$. Pertanto in tale posizione si realizzano i giunti con maggiore duttilità.

Dal diagramma delle interazioni in Figura 7.86 non emergono effetti significativi dovuti alla combinazione dei parametri in esame.

Infine, i diagrammi a curve di livello e la rappresentazione 3D (Estimated Response Surface) del modello in Figura 7.87, completano e chiariscono definitivamente come sia influenzato A%, è evidente che sia il fattore Posizione che la velocità di avanzamento inducono variazioni trascurabili al contrario di quanto accade con la velocità di rotazione.

Si procede quindi con l’analisi del *Best-Subset* per individuare il modello che meglio approssima i dati sperimentali, i risultati sono riportati nella Tabella 7.48. Si nota subito che in questo caso non c’è concordanza tra R^2 e la varianza s, in quanto il miglior accostamento si realizza con i modelli a 6 variabili ($R^2=64\%$), invece, per realizzare la minore varianza è necessario utilizzare un modello a 5 variabili. La scelta ricade su quest’ultimo, che contempla i parametri indicati con A,B,C,D e I.

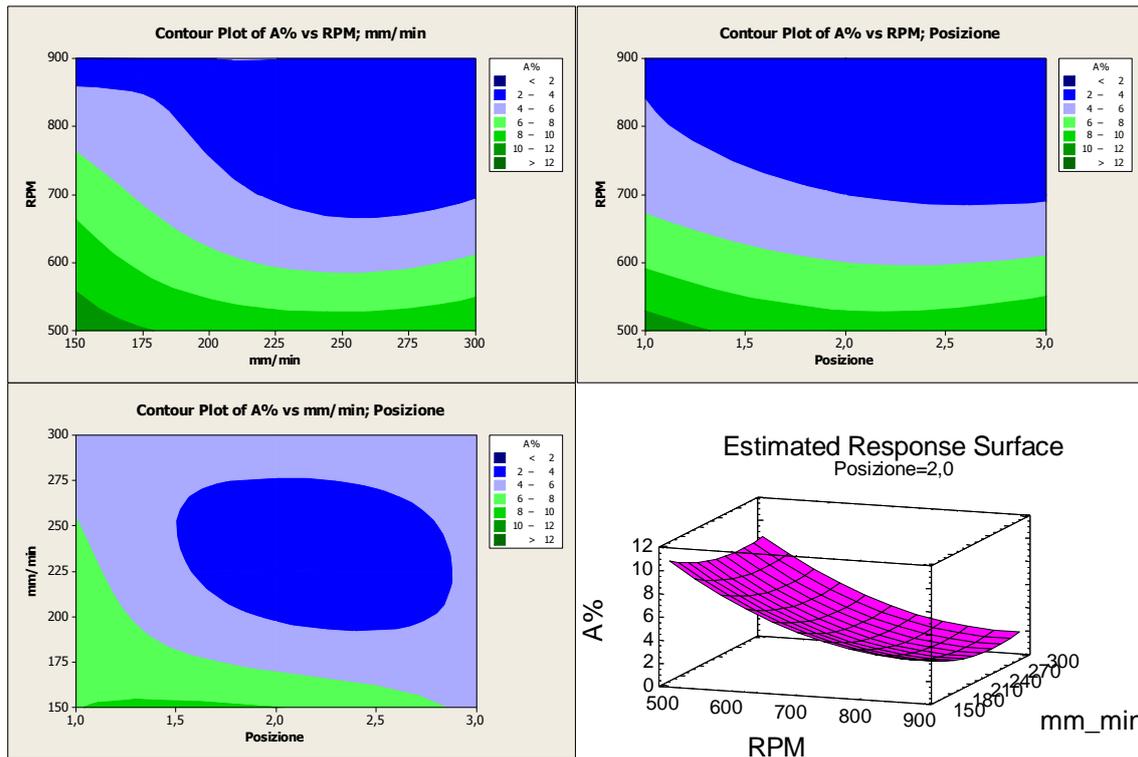


Figura 7.87 – Contour Plot e Estimated Response Surface per A% – 2198 T3

L'Anova condotta su questi fattori è riportata in Tabella 7.49, a conferma di quanto precedentemente detto emerge l'elevatissima influenza della velocità di rotazione ed il suo termine del secondo ordine (P-value= 0,001 e 0,004), e diviene rilevante la velocità di avanzamento (P-value= 0,034), i termini inerenti la Posizione e l'interazione sono poco rilevanti ma necessari per ottimizzare il modello ($R^2=63,6\%$).

Tabella 7.48

Regression Model Selection

Dependent variable: A%

Independent variables:

A=RPM

B=mm_min

C=Posizione

D=RPM*RPM

E=mm_min*mm_min

F=Posizione*Posizione

G=RPM*mm_min

H=RPM*Posizione

I=mm_min*Posizione

Number of complete cases: 36

Number of models fit: 512

Model Results

Vars	MSE	Adjusted R-Squared	Included R-Squared	Cp	Variables	A	B	C	D	E	F	G	H	I
0	12.2555	0	0	57.8386										
1	6.31468	49.9471	48.4749	13.9679	A	x								
1	6.92581	45.1029	43.4883	18.4167	D				x					
1	8.27609	34.4	32.4706	28.2461	G							x		
2	6.0729	53.2793	50.4477	12.9077	AB	x	x							
2	5.22376	59.812	57.3764	6.90811	AD	x			x					
2	5.99813	53.8545	51.0578	12.3794	AI	x								x
3	4.94033	63.1442	59.689	5.84783	ABD	x	x		x					
3	4.98086	62.8419	59.3583	6.1255	ADG	x			x			x		
3	4.86323	63.7194	60.3181	5.31957	ADI	x			x					x
4	4.71126	65.9515	61.5582	5.26967	ABCD	x	x	x	x					
4	4.71052	65.9569	61.5642	5.26475	ABDH	x	x		x				x	
4	4.75235	65.6545	61.2229	5.54241	ADGH	x			x			x	x	
5	4.66588	67.3672	61.9284	5.9695	ABCDE	x	x	x	x	x				
5	4.45689	68.8289	63.6337	4.62711	ABCDI	x	x	x	x					x
5	4.66511	67.3726	61.9347	5.96458	ABDEH	x	x		x	x			x	
6	4.40117	70.2446	64.0883	5.32694	ABCDEI	x	x	x	x	x				x
6	4.40536	70.2163	64.0542	5.35292	ABCDFI	x	x	x	x		x			x
6	4.60601	68.8598	62.4169	6.59878	ABCDHI	x	x	x	x				x	x
7	4.34581	71.632	64.54	6.05275	ABCDEFI	x	x	x	x	x	x			x
7	4.55428	70.2712	62.839	7.30251	ABCDEGI	x	x	x	x	x		x		x
7	4.55363	70.2755	62.8443	7.29861	ABCDEHI	x	x	x	x	x			x	x
8	4.50254	71.6586	63.2612	8.02833	ABCDEFGI	x	x	x	x	x	x	x		x
8	4.50187	71.6629	63.2667	8.02442	ABCDEFHI	x	x	x	x	x	x		x	x
8	4.71806	70.3021	61.5027	9.27419	ABCDEGHI	x	x	x	x	x		x	x	x
9	4.67063	71.6895	61.8897	10	ABCDEFGHI	x	x	x	x	x	x	x	x	x

Tabella 7.49

Regression Analysis: A% versus RPM; mm/min; Posizione; RPM2; mm*pos

The regression equation is

$$A\% = 53,2 - 0,0931 \text{ RPM} - 0,0389 \text{ mm/min} - 3,75 \text{ Posizione} + 0,000054 \text{ RPM}^2 + 0,0135 \text{ mm*pos}$$

Predictor	Coef	SE Coef	T	P	VIF
Constant	53,220	9,374	5,68	0,000	
RPM	-0,09314	0,02476	-3,76	0,001	99,000
mm/min	-0,03893	0,01755	-2,22	0,034	7,000
Posizione	-3,751	1,878	-2,00	0,055	19,000
RPM2	0,00005421	0,00001759	3,08	0,004	99,000
mm*pos	0,013522	0,008126	1,66	0,107	25,000

S = 2,11113 R-Sq = 68,8% R-Sq(adj) = 63,6%

PRESS = 191,236 R-Sq(pred) = 55,42%

Analysis of Variance

Source	DF	SS	MS	F	P
Regression	5	295,238	59,048	13,25	0,000
Residual Error	30	133,707	4,457		
Lack of Fit	21	123,759	5,893	5,33	0,007
Pure Error	9	9,947	1,105		
Total	35	428,944			

24 rows with no replicates

No evidence of lack of fit (P >= 0,1).

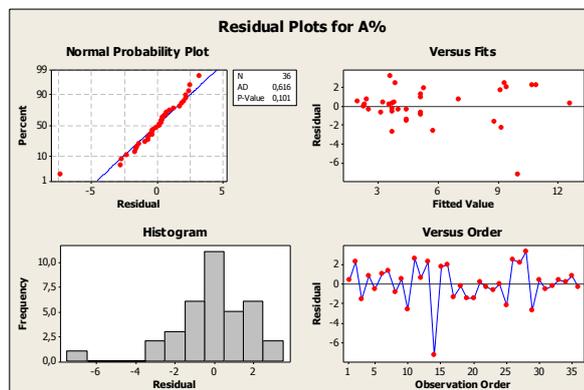


Figura 7.88 – Residual plot del modello ottimale per A% – 2198 T3

L'analisi dei residui conferma la validità del modello, mostrando un Normal Probabilità Plot uniforme, una distribuzione gaussiana ed un andamento regolare rispetto ai valori rilevati.

È opportuno notare che il massimo dell'A% si realizza nelle stesse condizioni sperimentali in cui la UTS raggiunge i livelli più elevati, infatti l'andamento delle rispettive superfici di risposta è simile, differiscono solo per una maggiore incidenza del termine del secondo ordine nel caso dell'UTS, che ne modifica lievemente l'inclinazione. Quindi i giunti più *Duttili* si realizzano con basse velocità di rotazione dell'utensile.

Nella seguente Tabella 7.50, si riportano i valori medi rilevati per l'allungamento A%, calcolato in corrispondenza della tensione massima registrata nei test di trazione statica eseguiti.

Tabella 7.50

		N, RPM		
		500	700	900
	150	11	7,3	3,1
v, mm/min	225	9,2	2,8 4,8 4,2 3,6	4
	300	9,9	3,9	2,3

7.4.4 Ottimizzazione di YS e UTS per 2198 T3

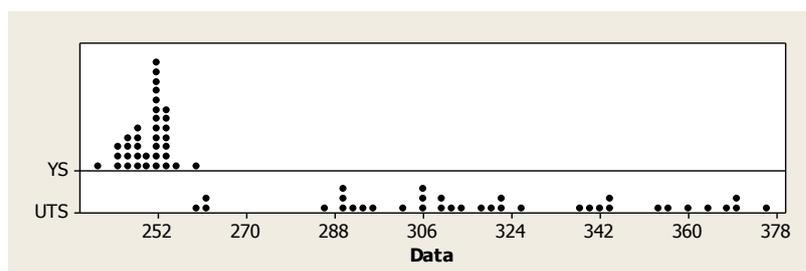


Figura 7.31 - Dot plot per YS e UTS – 2198 T3

Visualizzando il dot-plot per l'UTS e la YS, si può notare che il primo presenta una dispersione molto ampia rispetto alla YS, che viceversa garantisce una maggiore stabilità del risultato.

Dopo aver ampiamente descritto il comportamento delle tensioni di snervamento e di rottura dei giunti, individuando per ciascuno i valori minimi e massimi, si vuole ora verificare se le condizioni per il raggiungimento delle massime prestazioni siano identiche oppure no (Tabella). In tal caso, si vuole determinare quali valori occorre attribuire ai fattori in esame per trovare un compromesso fra il massimo dell'UTS e della YS, in altre parole massimizzarli contemporaneamente. Come per la lega 2139 T8, si utilizza la funzione Multiple Response Optimization del software di elaborazione, questo attribuisce un coefficiente di Desiderabilità compreso fra 0 e 1 ad ogni coppia di valori di YS e UTS determinata dal piano sperimentale. Si riporta di seguito il risultato di tale analisi in

Tabella .

Tabella 7.21

Goal: maximize UTS

Optimum value = **380,712**

Factor	Low	High	Optimum
Posizione	1,0	3,0	1,0
RPM	500,0	900,0	500,0
mm_min	150,0	300,0	150,0

Goal: maximize YS

Optimum value = **254,574**

Factor	Low	High	Optimum
Posizione	1,0	3,0	2,23259
RPM	500,0	900,0	671,812
mm_min	150,0	300,0	299,999

Tabella 7.22
Multiple Response Optimization

Data variables:

UTS
 YS

Response	Observed	
	Minimum	Maximum
UTS	259,0	375,0
YS	239,0	259,0

Response	Desirability		Goal	First	Weights		Impact
	Low	High			Second		
UTS	259,0	375,0	Maximize	1,0			3,0
YS	239,0	259,0	Maximize	1,0			3,0

Row	UTS	YS	Predicted Desirability	Observed Desirability
1	370,0	248,0	0,641721	0,656204
2	375,0	252,0	0,695077	0,806226
3	339,0	252,0	0,753881	0,669534
4	354,0	247,0	0,562101	0,572351
5	326,0	254,0	0,575841	0,658171
6	343,0	252,0	0,575841	0,686068
7	341,0	254,0	0,575841	0,728129
8	321,0	252,0	0,575841	0,589418
9	312,0	252,0	0,635667	0,544961
10	295,0	239,0	0,268848	0,0
11	259,0	247,0	0,272474	0,0
12	286,0	248,0	0,320303	0,323638
13	368,0	246,0	0,595842	0,57348
14	289,0	249,0	0,65248	0,359597
15	360,0	253,0	0,748018	0,780694
16	355,0	244,0	0,52692	0,454859
17	302,0	253,0	0,546722	0,509395
18	320,0	252,0	0,546722	0,584645
19	305,0	254,0	0,546722	0,545357
20	306,0	252,0	0,546722	0,513188
21	310,0	252,0	0,647617	0,53458
22	314,0	247,0	0,274999	0,435494
23	290,0	245,0	0,233124	0,283147
24	292,0	259,0	0,339576	0,533369
25	338,0	246,0	0,500372	0,488223
26	364,0	250,0	0,600311	0,705581
27	370,0	255,0	0,731833	0,874938
28	344,954	244,0	0,465105	0,430402
29	262,76	252,0	0,520266	0,145152
30	321,121	254,0	0,520266	0,633754
31	305,257	254,0	0,520266	0,546878
32	309,0	251,0	0,520266	0,508548
33	317,807	251,0	0,6632	0,55152
34	294,0	246,0	0,242188	0,324967
35	261,0	244,0	0,222325	0,0656532
36	290,0	252,0	0,389181	0,416782

Optimize Desirability

Optimum value = 0,753881

Factor	Low	High	Optimum
Posizione	1,0	3,0	1,0

RPM	500,0	900,0	500,0
mm_min	150,0	300,0	300,0
Response	Optimum	Max	Mat.Base
UTS	354,221	380,7	370
YS	252,847	254,5	275

Dall'analisi emerge che operando con $\omega=550\text{rpm}$, $v=300\text{mm/min}$ e $\text{posizione}=1$, si ottiene un compromesso fra massimi valori possibili di UTS e YS, che in queste condizioni assumono i valori $\text{UTS}=354.2\text{MPa}$ e $\text{YS}=252.8\text{MPa}$. Nel diagramma in Figura 7.32, si vede chiaramente l'effettivo andamento del coefficiente desiderabilità rispetto a ω e v , altrettanto chiara è la rappresentazione a curve di livello di tale coefficiente e dei fattori principali.

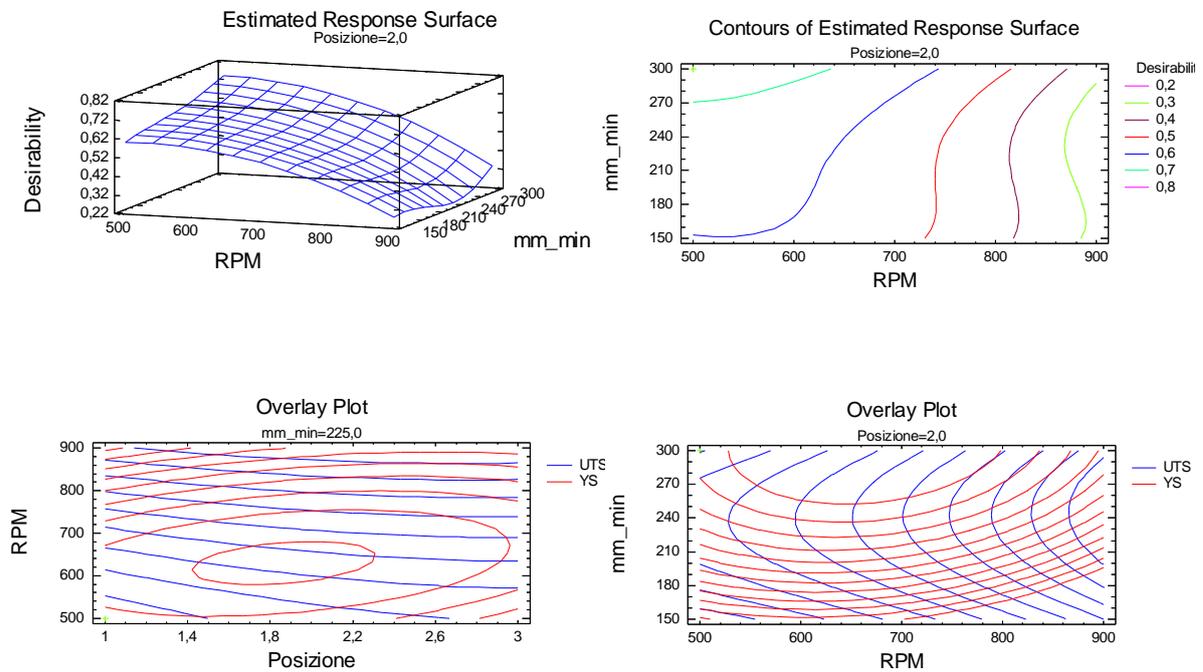


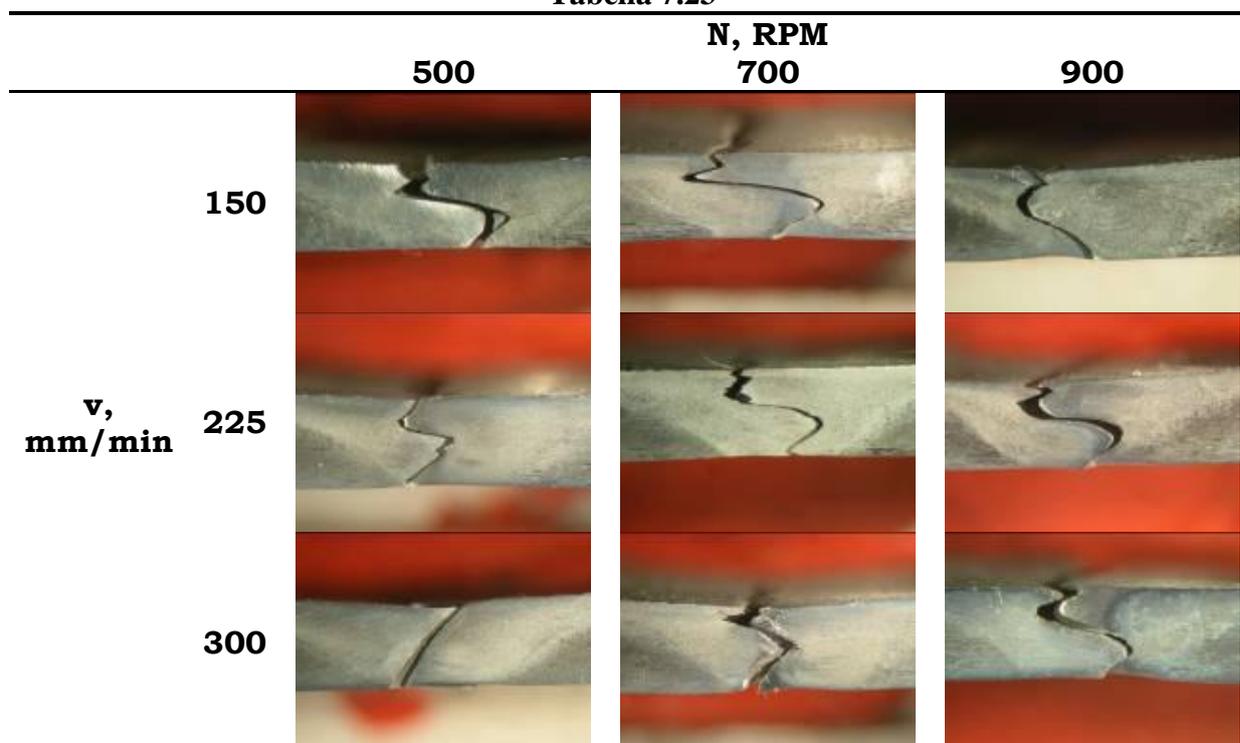
Figura 7.32 - Desirability, Response Surface, Contour plot

7.5 Analisi Metallografica

Lo studio condotto sulla AA 2198 T3, si completa conducendo una analisi metallografica sui provini utilizzati per le prove di trazione. Si vuole evidenziare se la rottura dei provini è sopraggiunta a causa di difetti originati dal processo di saldatura ed eventualmente, comprendere come possano avere influito sull'innesco della cricca che lo ha portato a rottura.

Si riportano nella seguente Tabella le immagini relative ai giunti testati, nelle condizioni intermedie ($\omega=700\text{RPM}$ e $v=225\text{mm/min}$) sono stati realizzati 4 giunti, poiché la rottura si realizza sempre con la stessa geometria se ne riporta uno solo rappresentativo di tutti e quattro.

Tabella 7.23



Tutti i giunti non mostrano la presenza di difetti macroscopici, quali tunnel, pori e Hook Defect che possano indebolirli, inoltre l'utensile risulta completamente affondato in tutto lo spessore del materiale, si può quindi escludere la possibilità di innesco indotta dal mancato affondamento e relativa riduzione della sezione utile. È evidente che per 8 combinazioni su 9 la frattura del giunto è simile e schematizzabile con due zone caratteristiche: una inferiore in cui la frattura segue le curve di flusso del materiale ed una superiore in cui si osserva lo strappo del materiale. Non è chiaro se la frattura si sia innescata nella parte inferiore del giunto, oppure nella parte superiore in cui troviamo i classici semianelli generati dal passaggio dello Shoulder.

Il giunto realizzato nella condizione di minor apporto termico ($\omega=500\text{RPM}$ e $v=300\text{mm/min}$), mostra una frattura Duttile, caratteristica dei materiali non saldati. Difatti è in corrispondenza di questa combinazione dei parametri che

si ottengono le migliori proprietà meccaniche (YS e UTS), realizzando un recupero delle proprietà del materiale base superiori al 90%.

Fenomeni di strizione più marcati si verificano in corrispondenza dei giunti realizzati con bassa velocità di rotazione, per i quali si ottengono elevati valori dell'allungamento A%.

7.6. Microdurezze AA 2198 T3

Per analizzare gli andamenti delle microdurezze si è fatto uso dei diagrammi cartesiani bidimensionali, dove sull'ascisse è stato riportato la lunghezza del provino e sull'ordinata la microdurezza specifica e diagrammi 3D in cui si è rappresentato il piano sperimentale.

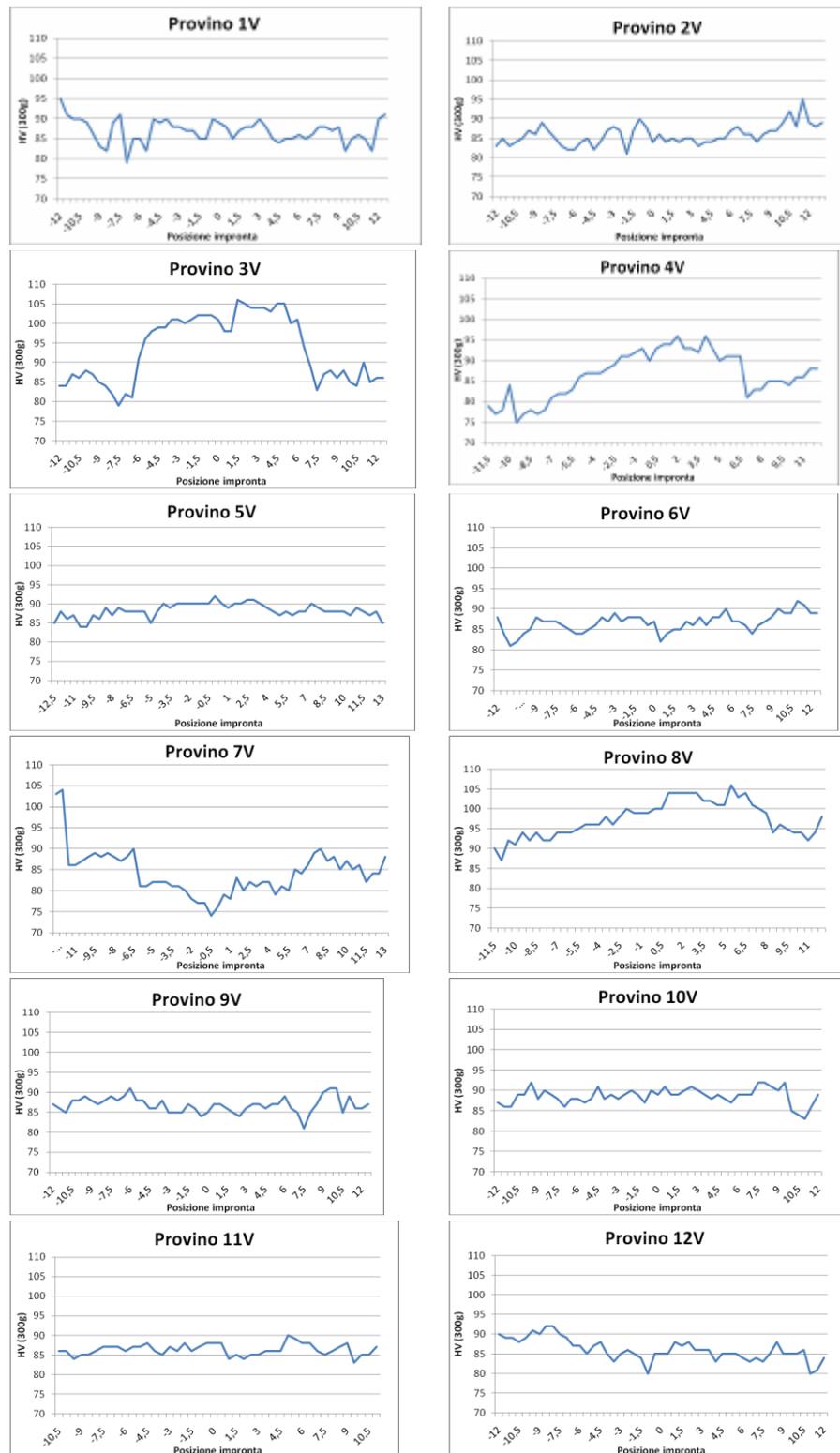


Figura 7.33 – Microdurezze su AA 2198 T3

Volendo fare un discorso riassuntivo sull'andamento grafico delle microdurezze Vickers, relativo ai 12 provini, si può dire che per i provini 1V, 2V, 5V, 6V, 9V, 10V, 11V, 12V si ha un andamento per lo più uniforme.

Più precisamente, per i provini 1V e 2V i valori sono in media compresi tra 80÷95 HV, per il 5V 85÷90 HV, per il 6V 80÷90 HV, mentre per i provini 9V, 10V, 11V, 12V si ha lo stesso andamento essendo gli stessi i parametri di processo utilizzati per la saldatura, con valori tra 80÷90 HV.

In riferimento al provino 7V si può dire, con le dovute limitazioni in quanto non presenta bruschi abbassamenti della microdurezza nella zona centrale, che è l'unico ad avere un andamento simile a quello che si riscontra in genere dalle prove di microdurezza Vickers effettuate su giunti FSW (Figura 7.34):

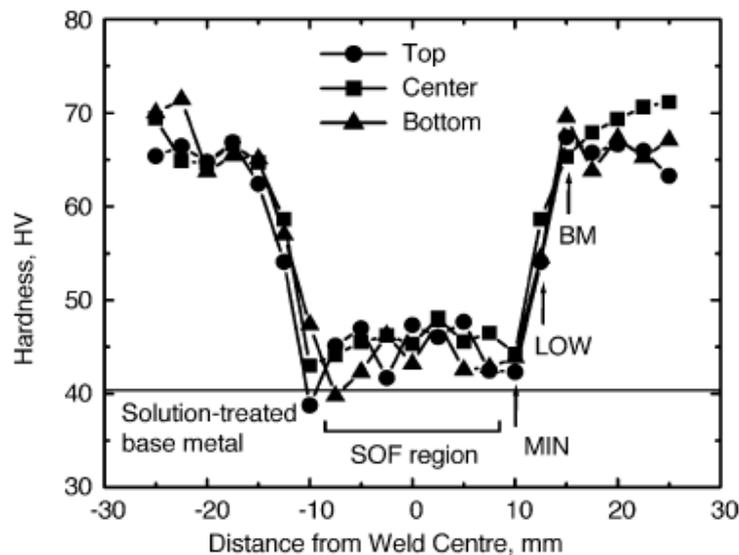


Figura 7.34 – Microdurezze tipiche

Infatti tale provino presenta i valori più bassi della microdurezza nella parte centrale di saldatura (Nugget zone). Per quanto riguarda il provino 8V si ha una situazione molto diversa rispetto a quella precedente (7V), questa volta infatti nella zona centrale si hanno i valori della microdurezza più elevati; tale aumento, procedendo dalle zone laterali verso il centro, risulta essere graduale. Il provino 3V benché presenti un andamento simile a 8V ha un brusco aumento della microdurezza nella zona centrale riportando un grafico totalmente opposto a quello che ci si aspetterebbe (Figura 7.33). Infine il provino 4V il quale similmente a 8V e 3V ha valori di microdurezza più alti in prossimità della Nugget zone, ma tali valori risultano essere notevolmente più bassi rispetto a quelli riscontrati nei due casi precedenti (max 95 HV).

Si può concludere che per a (velocità di avanzamento) comprese tra 150÷225 mm/min e ω (velocità di rotazione) comprese tra 500÷900 rpm si hanno andamenti per lo più costanti della microdurezza Vickers, ad eccezione del caso $a=150$ mm/min e $\omega=700$ rpm (7V) dove il provino tende ad avvicinarsi all'andamento classico. Per quanto riguarda i giunti realizzati con $a=300$ mm/min e $\omega=500\div900$ rpm si ha una situazione particolare in cui la microdurezza aumenta nella zona centrale di saldatura, più precisamente si verifica una situazione estrema nel caso 3V che tende ad attenuarsi progredendo via via con valori di ω più elevati (8V e 4V).

Si è inoltre proceduto con una verifica Vickers del materiale base per valutare i valori caratteristici della lega in esame. I risultati ricavati da tale studio sono riportati nel seguente grafico:

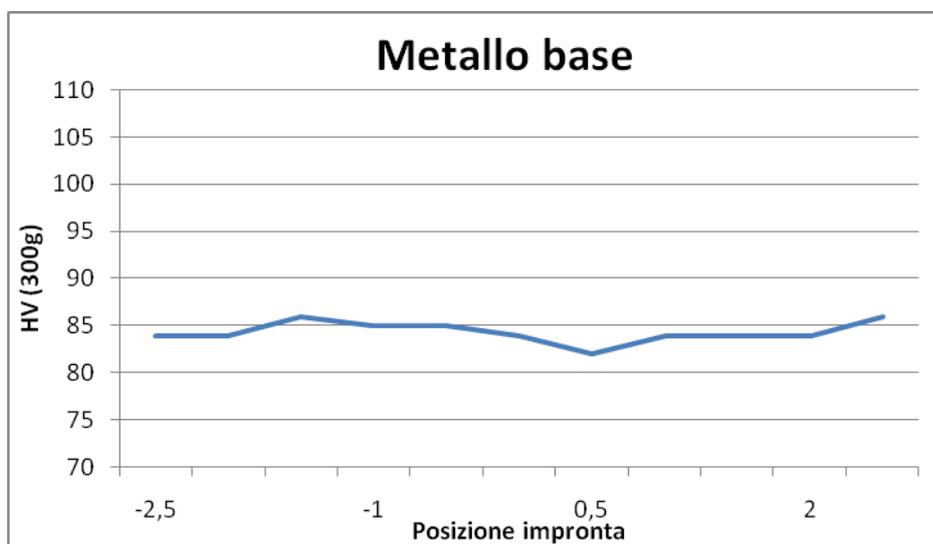


Figura 7.35 – Microdurezza del Materiale Base

Infine con lo scopo di poter procedere con un'analisi statistica, che per l'appunto sarà effettuata successivamente, si è ritenuto utile ricavare i valori medi relativi alle varie zone di interesse dei 12 giunti (Tabella 7.24):

Tabella 7.24

	ZTA A	ZTMA A	NUGGET	ZTMA R	ZTA R
1	87,13	89	87,53		86,06
2	84,5	84	85,5	84,5	87,88
3	88,5	101	102,14		90,71
4	78,73		88,87		88,82
5	86,93	85	89,93	91	88
6	85,19	88	86,47	86	88,24
7	89,57	81	79,29	81	84,52
8	93,5	98	101,53	104,5	96,75
9	87,72		85,73	86	87
10	88,07	88	89,33		88,53
11	86,19		86,15	86	86,64
12	88,71	83	85,27	86	84,37

Le celle in cui non sono presenti valori indicano che l'impronta Vickers non è caduta nella zona ZTMA A o ZTMA R essendo queste ultime di dimensioni molto ridotte e quindi non sempre individuabili. Ricavati tali valori è possibile, con l'utilizzo del foglio elettronico pervenire agli andamenti grafici delle varie zone di interesse.

I valori della microdurezza Vickers riferiti alla ZTA A tendono in generale a mantenersi uniformi al variare di a (mm/min) e ω (rpm) presentando un lieve aumento al crescere di a (mm/min) ad eccezione di quanto avviene con elevate velocità di rotazione (Figura 7.36).

ZTA A			
	150	225	300
500	87,13	86,93	88,5
700	89,57	87,67	93,5
900	84,5	85,19	78,73

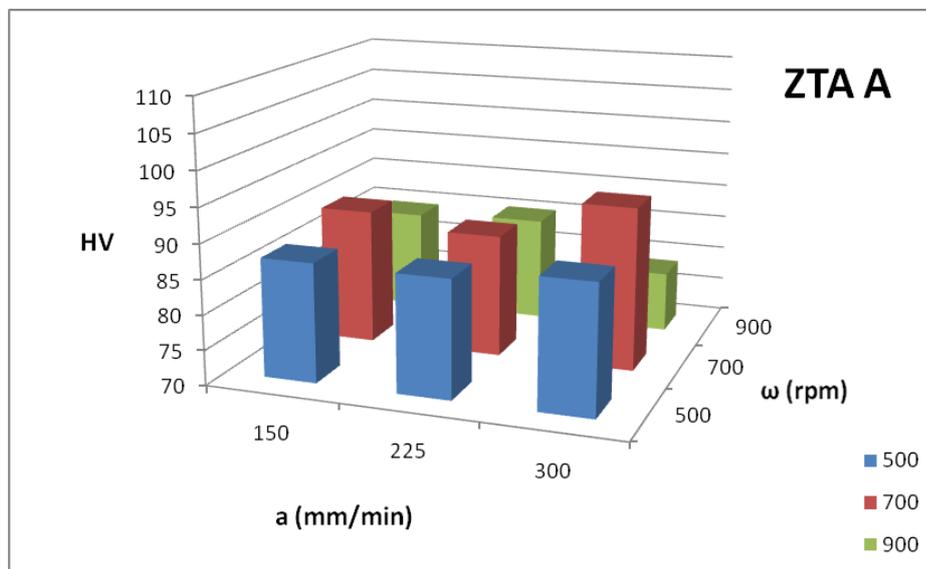


Figura 7.36 – HV in ZTA A per AA 2198 T3

ZTMA A			
	150	225	300
500	89	85	101
700	81	85,5	98
900	84	88	

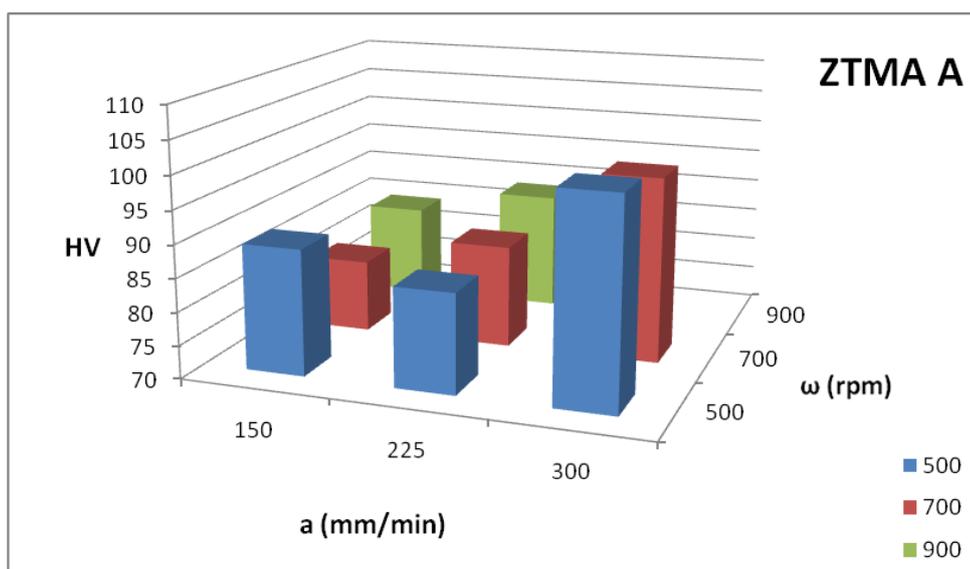


Figura 7.37 – HV in ZTMA A per AA 2198 T3

Nella zona ZTMA A le microdurezze Vickers presentano un graduale aumento verso a (mm/min) più elevate e ω (rpm) più basse. In corrispondenza di elevate velocità di avanzamento è possibile rilevare un aumento della microdurezza più marcato.

NUGGET			
	150	225	300
500	87,53	89,93	102,14
700	79,29	86,62	101,53
900	85,5	86,47	88,87

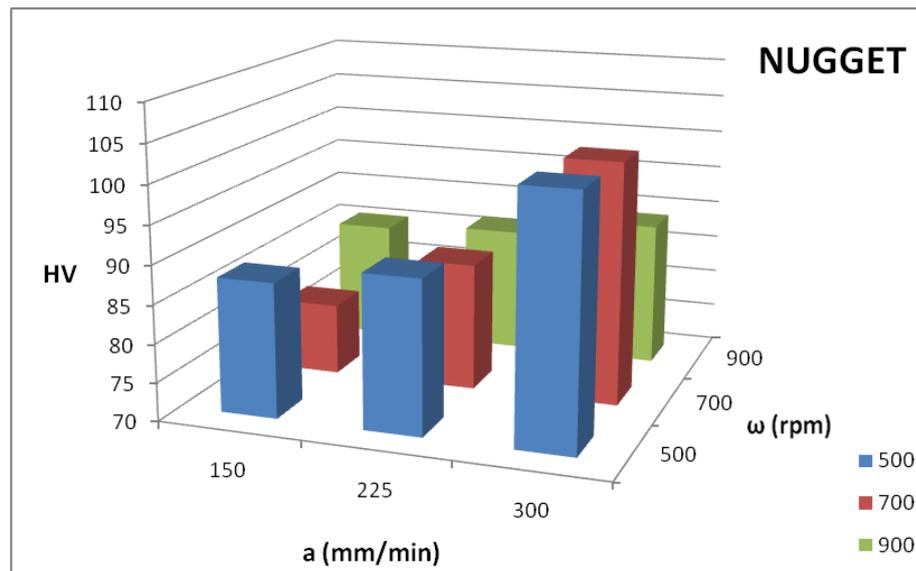


Figura 7.38 – HV in Nugget per AA 2198 T3

In riferimento alla Nugget zone (Figura) si evince un notevole aumento dei valori delle microdurezze Vickers procedendo verso a (mm/min) più grandi e ω (rpm) più piccoli. Così come accade per la ZTMA A anche per la Nugget zone si riscontrano notevoli aumenti della microdurezza per a (mm/min) elevate.

ZTMA R			
	150	225	300
500		91	
700	81	86	104,5
900	84,5	86	

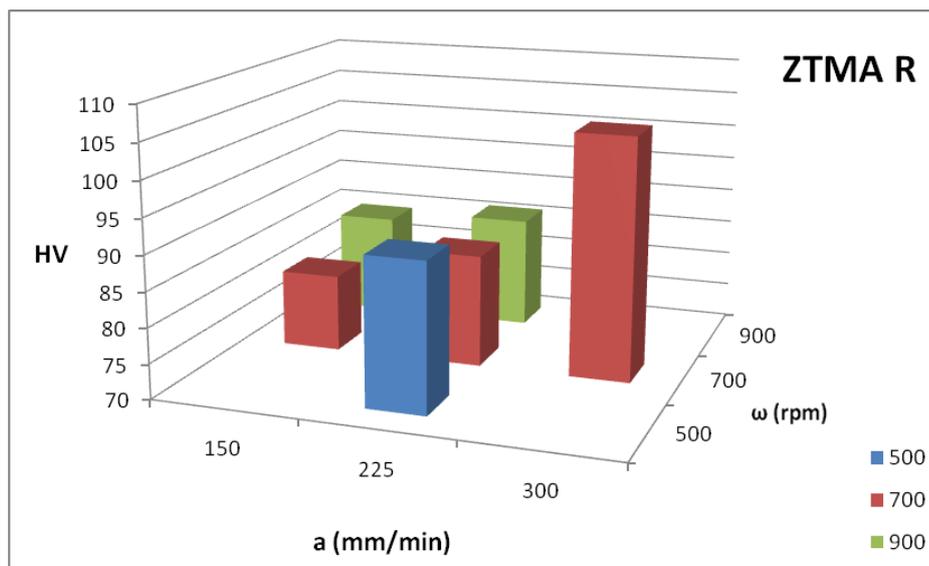


Figura 7.39 – HV in ZTMA R per AA 2198 T3

Benché non sia stato possibile rilevare tutti i valori nella ZTMA R (Figura 7.39) si nota comunque un aumento delle microdurezze Vickers procedendo verso valori più elevati di a (mm/min).

ZTA R			
	150	225	300
500	86,06	88	90,71
700	84,52	86,64	96,75
900	87,88	88,24	88,82

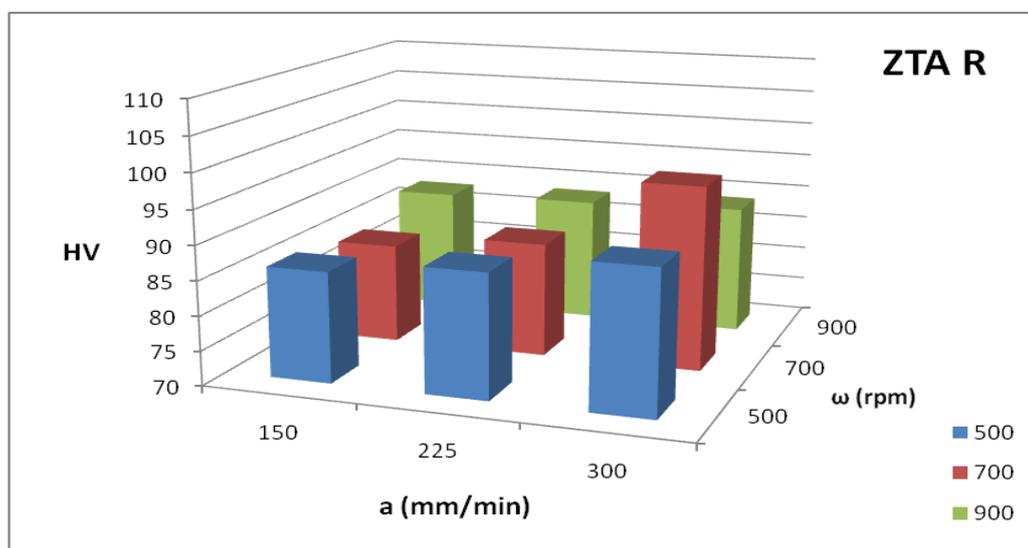


Figura 7.40 – HV in ZTA R per AA 2198 T3

Per quanto riguarda la ZTA R (Figura 7.40), le microdurezze Vickers presentano un andamento pressoché omogeneo con un lieve aumento verso valori di a (mm/min) più elevati. Tale comportamento risulta essere analogo a quanto visto per la ZTA A.

7.6.1. Microdurezze, Anova – AA 2198 T3

Utilizzando i risultati ottenuti si procederà con un'analisi statistica, la quale ci permetterà di studiare il processo di saldatura FSW per la lega AA 2198 T3, analizzando l'influenza sulle microdurezze dei principali parametri di processo: velocità di rotazione (ω , rpm) e di avanzamento (a , mm/min) dell'utensile.

7.6.1.1. ZTA A

L'Anova condotta sulla ZTA in Advancing side, presenta i risultati riportati nella seguente Tabella . Il parametro che influenza significativamente la microdurezza in questa zona è la velocità di rotazione dell'utensile ω (P-value= 0.034), che inoltre esplica un comportamento non lineare in quanto risulta non trascurabile neanche il termine ω^2 (P-value= 0.038). Il modello realizzato non è molto efficace, in quanto il Lack of Fit (P-value= 0.041) non è trascurabile, esiste uno scostamento molto ampio dai dati reali, il coefficiente R^2 conferma che solo il 44,46% del sistema è ben rappresentato. Il Residual Plot, mostra una distribuzione non esattamente gaussiana dei residui, inoltre non risultano uniformemente distribuiti nel piano sperimentale, questo ci conferma quanto appena detto per l'Anova.

Tabella 7.25

Response Surface Regression: ZTA A versus RPM; mm_min

The analysis was done using uncoded units.

Estimated Regression Coefficients for ZTA A

Term	Coef	SE Coef	T	P
Constant	37,9609	24,0152	1,581	0,165
RPM	0,1626	0,0594	2,739	0,034
mm_min	-0,0184	0,1420	-0,130	0,901
RPM*RPM	-0,0001	0,0000	-2,645	0,038
mm_min*mm_min	0,0002	0,0003	0,790	0,460
RPM*mm_min	-0,0001	0,0001	-1,371	0,219

S = 2,60350 PRESS = 326,122

R-Sq = 69,70% R-Sq(pred) = 0,00% R-Sq(adj) = 44,46%

Analysis of Variance for ZTA A

Source	DF	Seq SS	Adj SS	Adj MS	F	P
Regression	5	93,574	93,574	18,715	2,76	0,124
Linear	2	33,360	51,291	25,646	3,78	0,086
Square	2	47,469	47,469	23,735	3,50	0,098
Interaction	1	12,745	12,745	12,745	1,88	0,219
Residual Error	6	40,669	40,669	6,778		
Lack-of-Fit	3	37,235	37,235	12,412	10,84	0,041
Pure Error	3	3,434	3,434	1,145		
Total	11	134,244				

Unusual Observations for ZTA A

Obs	StdOrder	TMA A	Fit	SE Fit	Residual	St Resid
4	4	78,730	81,363	2,316	-2,633	-2,22 R
8	8	93,500	89,721	1,841	3,779	2,05 R

R denotes an observation with a large standardized residual.

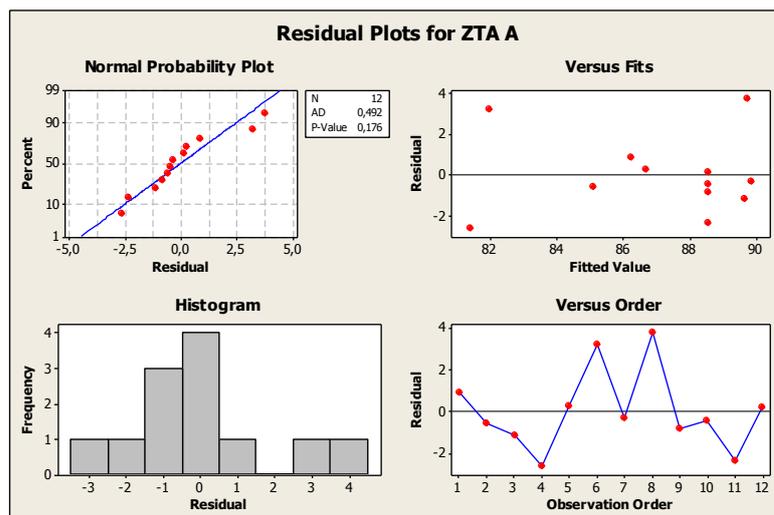


Figura 7.41 – Analisi dei Residui per ZTA A AA 2198 T3

Eseguendo l'analisi del Best Subset Regression (Tabella 7.26) si osserva che il modello di regressione più efficace contempla i soli ω e ω^2 , al quale corrisponde il minimo Mallows'CP, però è possibile realizzarne uno più efficace inserendo anche v^2 e $w*v$, in questo modo si ottengono simultaneamente l' R^2 (52.3%) più alto possibile e la varianza s (2.4138) minima possibile.

Tabella 7.26

Best Subsets Regression: ZTA A versus RPM; mm_min; ...

Response is ZTA A

Vars	R-Sq	R-Sq (adj)	Mallows Cp	S	R			
					M	n	2	2
1	30,6	23,6	5,8	3,0533				
1	24,8	17,3	6,9	3,1768	X			
2	57,0	47,5	2,5	2,5315	X	X		
2	31,6	16,4	7,6	3,1948		X	X	
3	57,8	41,9	4,4	2,6618	X	X	X	
3	57,1	41,0	4,5	2,6842	X	X	X	
4	69,6	52,3	4,0	2,4138	X	X	X	X
4	66,6	47,4	4,6	2,5325	X	X	X	X
5	69,7	44,5	6,0	2,6035	X	X	X	X

Utilizzando i parametri localizzati con tale tecnica, si esegue un'analisi di regressione al fine di poter scrivere l'espressione del modello che meglio approssima il comportamento reale della ZTA. Anche in questo caso, l'analisi dei residui conferma la parziale efficacia del modello trovato (Tabella 7.26).

Tabella 7.26

Regression Analysis: ZTA A versus RPM; RPM2; mm_min2; RPM*mm_min

The regression equation is

$$\text{ZTA A} = 36,3 + 0,161 \text{ RPM} - 0,000104 \text{ RPM}^2 + 0,000191 \text{ mm_min}^2 - 0,000124 \text{ RPM*mm_min}$$

Predictor	Coef	SE Coef	T	P
Constant	36,31	18,88	1,92	0,096
RPM	0,16148	0,05448	2,96	0,021
RPM ²	-0,00010386	0,00003526	-2,95	0,022
mm_min ²	0,0001907	0,0001155	1,65	0,143
RPM*mm_min	-0,00012382	0,00007272	-1,70	0,132

S = 2,41376 R-Sq = 69,6% R-Sq(adj) = 52,3%

Analysis of Variance

Source	DF	SS	MS	F	P
Regression	4	93,460	23,365	4,01	0,053
Residual Error	7	40,784	5,826		
Total	11	134,244			

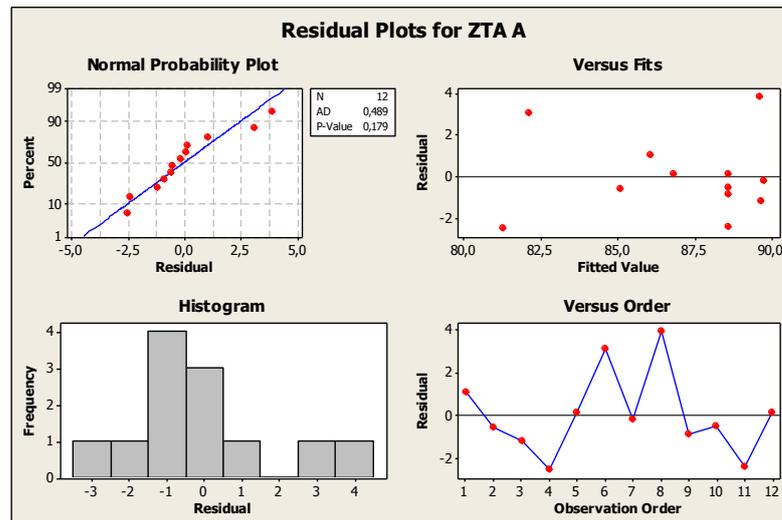


Figura 7.42 – Analisi dei Residui per ZTA A AA 2198 T3

La rappresentazione del modello con i diagrammi a curve di livello (Contour Plot) e tridimensionali (Surface Plot), consente con estrema chiarezza, la comprensione dell'andamento della microdurezza misurata nelle ZTA del piano sperimentale realizzato. La non linearità della velocità di rotazione si esplica con una curvatura della superficie di risposta proprio nella direzione di ω . Durezze elevate si realizzano adoperando valori di ω non elevati, i massimi si ottengono per valori intermedi al range indagato. Non sono pienamente apprezzabili gli effetti indotti da v^2 e dall'iterazione $\omega*v$.

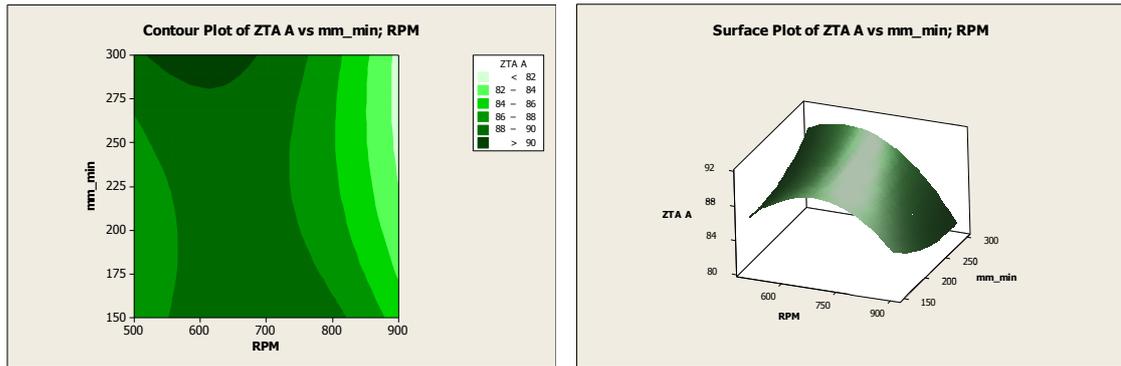


Figura 7.43 – Contou Plot e Surface Plot per ZTA A AA 2198 T3

7.6.1.2. ZTMA A

Dall'Anova condotta sulle microdurezze della ZTMA A, non emerge nessun parametro che ne influenza significativamente l'andamento, si può focalizzare l'attenzione solo su v^2 , in quanto il p-Value=0,059 lo pone appena fuori l'area di interesse. Complessivamente, pur non emergendo alcuna indicazione precisa, si vede che un modello costituito da tutti i parametri, consente di raggiungere un elevato accostamento ai dati reali ($R^2=80,36\%$). I punti rappresentativi di questa zona, non sono sufficientemente elevati per garantire una stima precisa, a conferma di ciò il Residual Plot presenta dei vuoti molto ampi; anche in questo caso i residui sembrano seguire un andamento gaussiano.

Tabella 7.27

Response Surface Regression: ZTMA A versus RPM; mm_min

The analysis was done using uncoded units.

Estimated Regression Coefficients for ZTMA A

Term	Coef	SE Coef	T	P
Constant	182,926	43,0299	4,251	0,024
RPM	-0,154	0,0897	-1,721	0,184
mm_min	-0,514	0,2218	-2,319	0,103
RPM*RPM	0,000	0,0001	1,591	0,210
mm_min*mm_min	0,001	0,0004	2,966	0,059
RPM*mm_min	0,000	0,0001	1,037	0,376

S = 2,99837 PRESS = 256,305

R-Sq = 92,64% R-Sq(pred) = 30,01% R-Sq(adj) = 80,36%

Analysis of Variance for ZTMA A

Source	DF	Seq SS	Adj SS	Adj MS	F	P
Regression	5	339,252	339,252	67,850	7,55	0,063
Linear	2	240,340	56,557	28,279	3,15	0,183
Square	2	89,251	97,424	48,712	5,42	0,101
Interaction	1	9,661	9,661	9,661	1,07	0,376
Residual Error	3	26,971	26,971	8,990		
Lack-of-Fit	2	14,471	14,471	7,235	0,58	0,681
Pure Error	1	12,500	12,500	12,500		
Total	8	366,222				

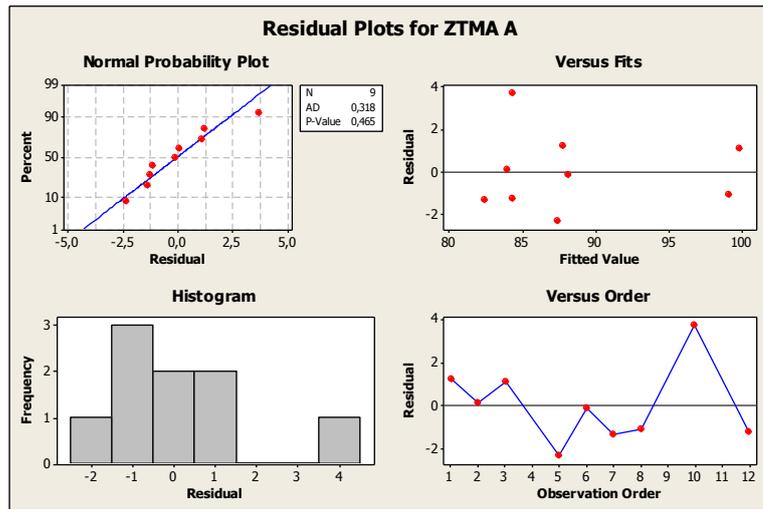


Figura 7.44 – Analisi dei Residui per ZTMA A AA 2198 T3

Eseguendo l'analisi del Best Subset (Tabella 7.28), si nota che due combinazioni fra quelle elencate, sono in grado di garantire un R^2 molto alto e praticamente identico: v , v^2 ($R^2=79,9\%$) e il sistema completo ($R^2=80,4\%$), sono altresì identiche le rispettive varianze s . Questo significa che per rappresentare i dati reali, è più che sufficiente considerare i soli termini relativi alla velocità di avanzamento v e v^2 , gli altri parametri non forniscono un contributo significativo al modello.

L'analisi di regressione realizzata con v e v^2 in Tabella 7.29, garantisce l'efficacia del modello: i P-value sono decisamente contenuti, in particolare quello globale inerente la regressione (P-value=0,003).

Tabella 7.28

Best Subsets Regression: ZTMA A versus RPM; mm_min; ...

Response is ZTMA A

9 cases used, 3 cases contain missing values

Vars	R-Sq	R-Sq (adj)	Cp	S	M	n	2	2	n
1	70,7	66,5	6,9	3,9161					X
1	62,9	57,6	10,1	4,4063	X				
2	84,9	79,9	3,1	3,0322	X	X			
2	74,2	65,6	7,5	3,9681			X	X	
3	85,7	77,1	4,8	3,2387	X	X	X		
3	85,4	76,6	5,0	3,2744	X	X	X		
4	90,0	80,0	5,1	3,0262	X	X	X	X	
4	86,4	72,8	6,5	3,5257	X	X	X	X	
5	92,6	80,4	6,0	2,9984	X	X	X	X	X

Tabella 7.29

Regression Analysis: ZTMA A versus mm_min; mm_min2

The regression equation is

$$\text{ZTMA A} = 119 - 0,388 \text{ mm_min} + 0,00108 \text{ mm_min}^2$$

9 cases used, 3 cases contain missing values

Predictor	Coef	SE Coef	T	P
Constant	118,50	17,29	6,86	0,000
mm_min	-0,3878	0,1628	-2,38	0,055
mm_min2	0,0010815	0,0003649	2,96	0,025

S = 3,03223 R-Sq = 84,9% R-Sq(adj) = 79,9%

Analysis of Variance

Source	DF	SS	MS	F	P
Regression	2	311,06	155,53	16,92	0,003
Residual Error	6	55,17	9,19		
Total	8	366,22			

Il Contour Plot ed il Surface plot in Figura 7.45 rappresentativi del modello precedentemente analizzato, mostrano che le microdurezze raggiungono valori elevati in corrispondenza di elevate velocità di avanzamento dell'utensile.



Figura 7.45 – Contour Plot e Surface Plot per ZTMA A AA 2198 T3

7.6.1.3. NUGGET

Le microdurezze nel Nugget, non sono influenzate significativamente dagli effetti principali ω (P-value=0,890) e v (P-value=0,829) e dagli effetti del secondo ordine. Il coefficiente $R^2=71,19\%$ è molto alto, simultaneamente il Lack of Fit (P-value= 0,081) indica uno scostamento dai dati reali trascurabile, quindi è probabile che escludendo dal modello di regressione i termini del primo ordine, che con P-value così elevati sono i meno indicati ad influire sulla variabile in esame, si potrà giungere ad un indicazione più precisa per quanto concerne l'influenza dei fattori di ordine superiore.

Tabella 7.30

Response Surface Regression: NUGGET versus RPM; mm_min

The analysis was done using uncoded units.
Estimated Regression Coefficients for NUGGET

Term	Coef	SE Coef	T	P
Constant	91,1642	32,6544	2,792	0,032
RPM	-0,0116	0,0807	-0,144	0,890
mm_min	-0,0435	0,1931	-0,225	0,829
RPM*RPM	0,0000	0,0001	0,503	0,633
mm_min*mm_min	0,0006	0,0004	1,522	0,179
RPM*mm_min	-0,0002	0,0001	-1,588	0,163

S = 3,54007 PRESS = 686,623
R-Sq = 84,28% R-Sq(pred) = 0,00% R-Sq(adj) = 71,19%

Analysis of Variance for NUGGET

Source	DF	Seq SS	Adj SS	Adj MS	F	P
Regression	5	403,28	403,277	80,6554	6,44	0,021
Linear	2	328,26	1,031	0,5156	0,04	0,960
Square	2	43,43	43,428	21,7141	1,73	0,255
Interaction	1	31,58	31,584	31,5844	2,52	0,163
Residual Error	6	75,19	75,193	12,5321		
Lack-of-Fit	3	65,01	65,013	21,6710	6,39	0,081
Pure Error	3	10,18	10,180	3,3932		
Total	11	478,47				

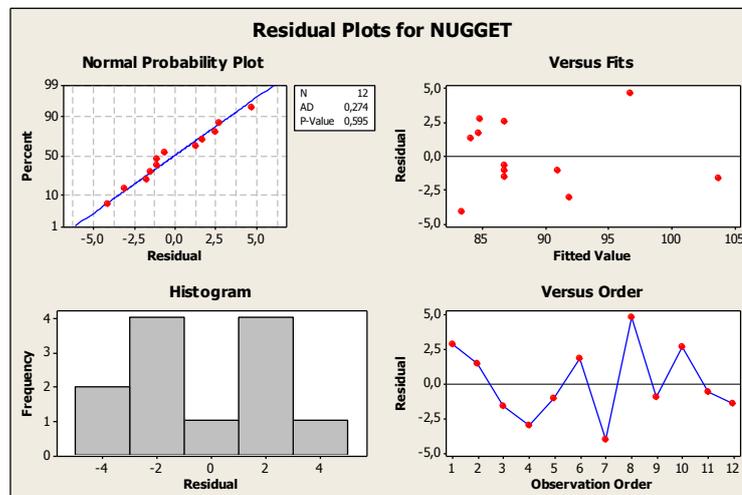


Figura 7.46 – Analisi dei Residui per Nugget AA 2198 T3

In questo caso, l'analisi del Best Subset (Tabella 7.31) conferma quanto visto in precedenza, vale a dire che è possibile realizzare un modello efficace del nostro sistema, in questa zona del giunto, utilizzando i termini del secondo ordine: ω^2 , v^2 e $\omega \cdot v$. In questo modo si ottiene un $R^2=78,1\%$ cui corrisponde la minima varianza. Elaborando tali fattori si ottiene allora una regressione idonea a descrivere l'andamento delle microdurezze della Nugget-zone (Tabella 7.32), emerge l'importanza di v^2 (P-value=0,004) e dell'interazione fra ω e v (P-value=0,039), quindi in questa zona del giunto i fattori non producono effetti semplicemente additivi. Il diagramma dei residui, pur non

presentando una distribuzione esattamente normale, ci convalida l'efficacia della regressione.

Tabella 7.31

Best Subsets Regression: NUGGET versus RPM; mm_min; ...

Response is NUGGET

Vars	R-Sq	R-Sq(adj)	Mallows Cp	S	R	P	M	m	*	m	m	m	m	m	m	m	m	m	m	
1	60,8	56,8	7,0	4,3334																
1	56,3	52,0	8,7	4,5701	X															
2	79,1	74,4	2,0	3,3356																
2	73,0	67,0	4,3	3,7878	X															
3	84,1	78,1	2,1	3,0867																
3	83,2	76,9	2,4	3,1683	X															
4	84,2	75,2	4,0	3,2831																
4	84,2	75,1	4,1	3,2913	X															
5	84,3	71,2	6,0	3,5401	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X

Tabella 7.32

Regression Analysis: NUGGET versus RPM2; mm_min2; RPM*mm_min

The regression equation is

$$\text{NUGGET} = 82,4 + 0,000022 \text{ RPM2} + 0,000522 \text{ mm_min2} - 0,000207 \text{ RPM*mm_min}$$

Predictor	Coef	SE Coef	T	P
Constant	82,390	3,174	25,96	0,000
RPM2	0,00002218	0,00001400	1,58	0,152
mm_min2	0,0005216	0,0001333	3,91	0,004
RPM*mm_min	-0,00020695	0,00008374	-2,47	0,039

S = 3,08675 R-Sq = 84,1% R-Sq(adj) = 78,1%

Analysis of Variance

Source	DF	SS	MS	F	P
Regression	3	402,25	134,08	14,07	0,001
Residual Error	8	76,22	9,53		
Total	11	478,47			

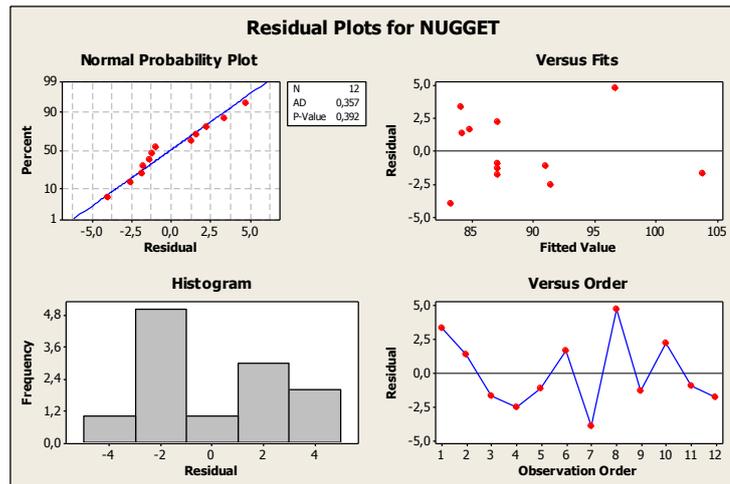


Figura 7.47 – Analisi dei Residui per Nugget AA 2198 T3

Le non linearità riscontrate nell’Anova, sono ben evidenti nel Contour Plot e nel Surface Plot (Figura 7.48), da questi diagrammi si comprende che valori elevati delle microdurezze si realizzano in corrispondenza di basse velocità di rotazione ω e alte velocità di avanzamento v , condizioni nelle quali il materiale riceve il minore apporto termico possibile: l’utensile avanza molto velocemente, eseguendo pochi giri per mm di avanzamento.

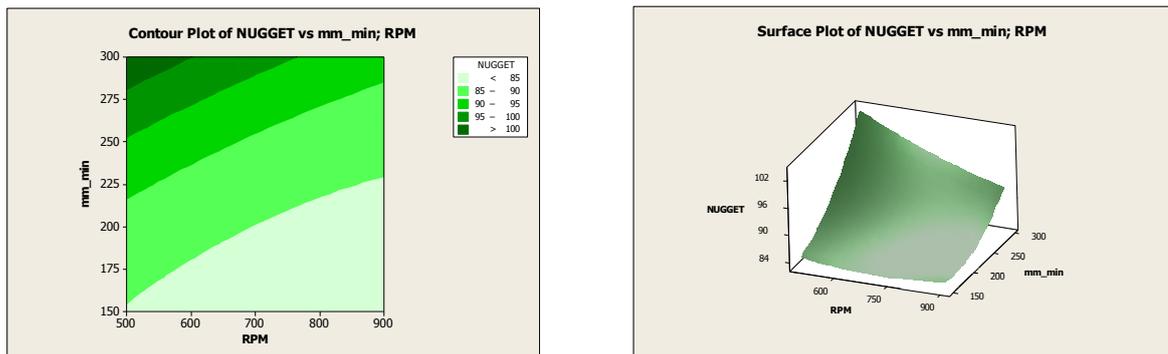


Figura 7.48 – Contour Plot e surface Plot per Nugget AA 2198 T3

7.6.1.4. ZTMA R

Nella Zona Termo Meccanicamente Alterata (ZTMA), nel Retriting side, purtroppo sono state rilevate pochissime impronte del penetratore Vickers, si è reso vano l'utilizzo dell'Anova. Infatti osservando la Tabella 7.33, si comprende come non sia stato possibile fornire indicazione alcuna riguardo l'andamento delle microdurezze e degli effetti esplicati su di esse dai parametri di processo.

Le dimensioni estremamente ridotte di tale zona, rendono difficile far ricadere le impronte esattamente su di essa.

Tabella 7.33

Response Surface Regression: ZTMA R versus RPM; mm_min

The analysis was done using uncoded units.
Estimated Regression Coefficients for ZTMA R

Term	Coef	SE Coef	T	P
Constant	114,125	0,000000	*	*
RPM	-0,048	0,000000	*	*
mm_min	-0,220	0,000000	*	*
RPM*RPM	0,000	0,000000	*	*
mm_min*mm_min	0,001	0,000000	*	*
RPM*mm_min	-0,000	0,000000	*	*

S = 0 PRESS = *
R-Sq = 100,00% R-Sq(pred) = *% R-Sq(adj) = 100,00%

Analysis of Variance for ZTMA R

Source	DF	Seq SS	Adj SS	Adj MS	F	P
Regression	5	358,375	358,3750	71,6750		
Linear	2	255,971	2,7333	1,3667	*	*
Square	2	98,729	54,7321	27,3661	*	*
Interaction	1	3,675	3,6750	3,6750	*	*
Residual Error	2	0,000	0,0000	0,0000		
Pure Error	2	0,000	0,0000	0,0000		
Total	7	358,375				

Unusual Observations for ZTMA R

Obs	StdOrder	ZTMA R	Fit	SE Fit	Residual	St Resid
2	2	84,500	84,500	0,000	0,000	* X
5	5	91,000	91,000	0,000	0,000	* X
6	6	86,000	86,000	0,000	0,000	* X
7	7	81,000	81,000	0,000	0,000	* X
8	8	104,500	104,500	0,000	0,000	* X

X denotes an observation whose X value gives it large leverage.

7.6.1.5. ZTA R

Nella ZTA del Retriting side, l'Anova presenta i risultati nella seguente Tabella 7.34. In questo caso, tutti i parametri coinvolti sono completamente ininfluenti, i P-value elevati e il coefficiente $R^2=24,65\%$ sono indice del fatto che le variazioni riscontrabili per le microdurezze in questa zona, sono tutte da attribuire all'errore sperimentale a da tutti gli effetti non controllabili dall'operatore.

Tabella 7.34

Response Surface Regression: ZTA R versus RPM; mm_min

The analysis was done using uncoded units.
Estimated Regression Coefficients for ZTA R

Term	Coef	SE Coef	T	P
Constant	82,8334	26,0738	3,177	0,019
RPM	0,0277	0,0644	0,431	0,682
mm_min	-0,0870	0,1542	-0,564	0,593
RPM*RPM	-0,0000	0,0000	-0,226	0,829
mm_min*mm_min	0,0004	0,0003	1,227	0,266
RPM*mm_min	-0,0001	0,0001	-0,656	0,536

S = 2,82667 PRESS = 384,984
R-Sq = 58,90% R-Sq(pred) = 0,00% R-Sq(adj) = 24,65%

Analysis of Variance for ZTA R

Source	DF	Seq SS	Adj SS	Adj MS	F	P
Regression	5	68,700	68,700	13,740	1,72	0,263
Linear	2	52,930	3,551	1,775	0,22	0,807
Square	2	12,328	12,328	6,164	0,77	0,503
Interaction	1	3,441	3,441	3,441	0,43	0,536
Residual Error	6	47,940	47,940	7,990		
Lack-of-Fit	3	39,086	39,086	13,029	4,41	0,127
Pure Error	3	8,854	8,854	2,951		
Total	11	116,640				

Unusual Observations for ZTA R

Obs	StdOrder	TMA R	Fit	SE Fit	Residual	St Resid
8	8	96,750	92,354	1,999	4,396	2,20 R

R denotes an observation with a large standardized residual.

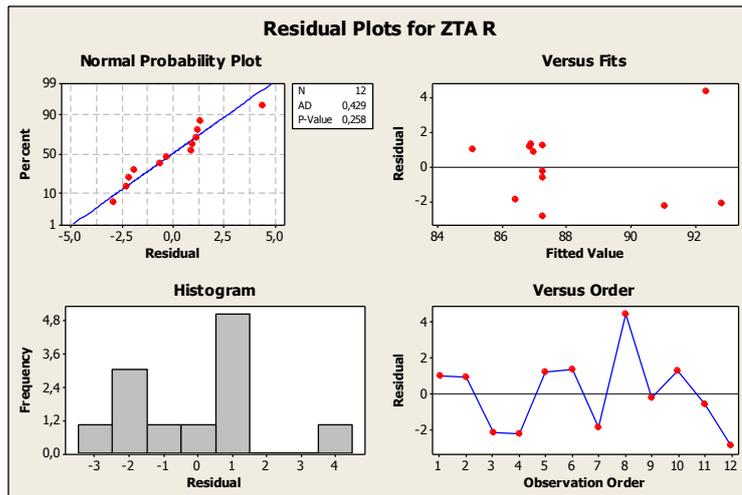


Figura 7.49 – Analisi dei Residui per ZTA R AA 2198 T3

La stima del Best Subset (Tabella 7.35), con sovrverte la situazione: è possibile definire un modello di regressione che contempla i termini inerenti la velocità di avanzamento v e v^2 , questi continuano a non essere significativamente influenzanti le microdurezze (rispettivamente P-value=0,311 e P-value=0,184), ma consentono di descrivere sommariamente i dati reali con un $R^2=45,7\%$ (Tabella 7.36).

Tabella 7.35

Best Subsets Regression: ZTA R versus RPM; mm_min; ...

Response is ZTA R

Vars	R-Sq	R-Sq (adj)	Cp	S	M	n	2	2	n
1	49,9	44,9	-0,7	2,4174					X
1	45,4	39,9	-0,0	2,5242	X				
2	55,6	45,7	0,5	2,3989	X	X			
2	50,4	39,4	1,2	2,5357			X	X	
3	56,7	40,5	2,3	2,5128	X		X	X	
3	55,9	39,3	2,4	2,5370		X	X	X	
4	58,5	34,9	4,1	2,6281	X	X	X	X	
4	57,6	33,4	4,2	2,6571	X	X	X	X	
5	58,9	24,6	6,0	2,8267	X	X	X	X	X

Tabella 7.36

Regression Analysis: ZTA R versus mm_min; mm_min2

The regression equation is

$$\text{ZTA R} = 96,2 - 0,120 \text{ mm_min} + 0,000354 \text{ mm_min}^2$$

Predictor	Coef	SE Coef	T	P
Constant	96,16	12,15	7,91	0,000
mm_min	-0,1199	0,1116	-1,07	0,311
mm_min2	0,0003544	0,0002462	1,44	0,184

S = 2,39894 R-Sq = 55,6% R-Sq(adj) = 45,7%

Analysis of Variance

Source	DF	SS	MS	F	P
Regression	2	64,846	32,423	5,63	0,026
Residual Error	9	51,794	5,755		
Total	11	116,640			

Source	DF	Seq SS
mm_min	1	52,925
mm_min2	1	11,920

Unusual Observations

Obs	mm_min	TMA R	Fit	SE Fit	Residual	St Resid
8	300	96,750	92,093	1,385	4,657	2,38R

R denotes an observation with a large standardized residual.

Il diagramma tridimensionale e quello a curve di livello in Figura 7.50, pur non essendo rappresentativi di un modello adeguato a descrivere le microdurezze nella ZTA R, indicano cosa ci si deve aspettare al variare dei parametri di processo. Quindi la durezza più alta è riscontrabile realizzando giunti con elevata velocità di avanzamento v, in particolare operando con basse velocità di rotazione dell'utensile.

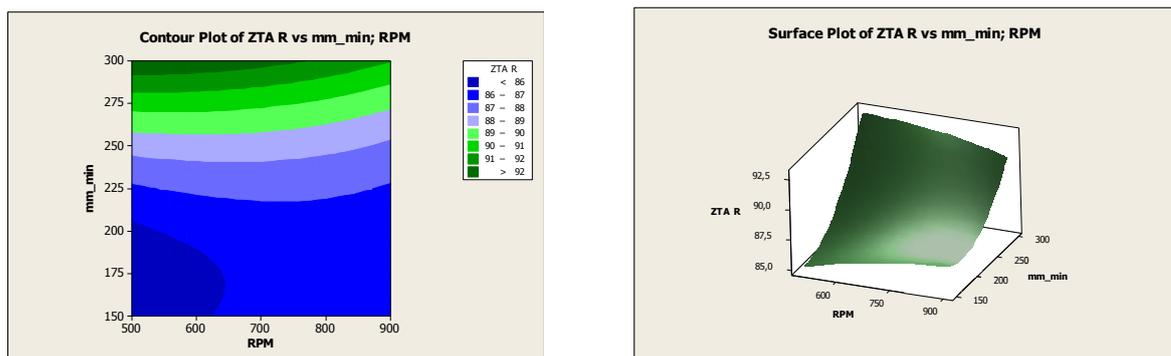


Figura 7.50 – Contour Plot e Surface Plot per ZTA R AA 2198 T3

7.6.1.6. Conclusioni Anova

Da quanto detto in precedenza per le singole aree in cui il giunto può essere suddiviso (ZTA A, ZTMA A, NUGGET, ZTMA R e ZTA R), escludendo la sola ZTMA R per la quale non è stato possibile rilevare indicazioni sufficienti per eseguire le analisi, è possibile trarre alcune indicazioni riguardo i parametri di processo:

- Valori elevati delle microdurezze, sono rilevabili in tutte le zone del giunto, in corrispondenza di alte velocità di avanzamento dell'utensile v ;
- In tutte le zone esaminate, si realizzano valori elevati delle microdurezze in corrispondenza di basse velocità di rotazione w dell'utensile, ad eccezione della ZTMA A nella quale si verifica il contrario: elevate microdurezze di misurano operando con ω alti;
- la Nugget-zone, mostra una influenza dei parametri fortemente non lineare, il modello di regressione contempla i soli termini del secondo ordine, compreso il termine relativo ad una notevole interazione fra le due velocità caratteristiche v e ω ;
- le microdurezze, in tutte le zone sono influenzate dal quadrato della velocità di avanzamento v^2 ;
- la ZTMA A e la ZTA R sono influenzate significativamente dolo dalle velocità di avanzamento v e v^2 ;
- una influenza della velocità di rotazione w ed il suo termine quadratico ω^2 , può essere addotta solo alla ZTA A.

7.7. Conclusioni

Un'analisi classica delle proprietà meccaniche sulle leghe in esame mostra che le tensioni di snervamento YS e le tensioni massime UTS tendono ad assumere valori elevati in condizioni di giunto freddo, cioè quando la saldatura butt-joint è realizzata con un alto rapporto del weld-pitch, in corrispondenza di tali valori si ottengono i maggiori allungamenti A% per la AA 2198 T3, per la AA 2139 T8 gli A% più elevati si realizzano per valori intermedi dei parametri. Questa indicazione non è sempre rispettata, o meglio non può essere utilizzata come riferimento universale per indagare il comportamento di tali proprietà su giunti così realizzati. Infatti la lega 6056 T78 non solo presenta le caratteristiche migliori adoperando un weld-pitch intermedio rispetto al range indagato, quindi non in condizioni di giunto freddo, ma non è possibile neanche definire un andamento caratteristico di YS e UTS rispetto a tale parametro.

Per la lega 6056 T78, le prove di fatica mostrano un notevole aumento della resistenza al crescere della velocità di rotazione ω , a parità di carico si raggiunge un numero di cicli superiore di un ordine di grandezza, quindi circa 10 volte più grande.

Il trattamento termico T8 conferisce al materiale base della lega 2139 prestazioni superiori a quelle riscontrate sulla AA 2198 T3, i giunti però presentano un marcato decadimento delle proprietà per la AA 2139 T8 (Figura 7.51). Infatti la lega 2198 T3, pur presentando dei livelli di YS e UTS inferiori rispetto alla 2139 T8, è in grado di realizzare un recupero superiore al 90% delle proprietà meccaniche del materiale base (Figura 7.52).

Le temperature, indagate solo per le leghe della serie 2000, sono più elevate in corrispondenza di bassi valori del weld pitch e assumono un andamento lineare uniforme che è più evidente per la lega 2139 T8.

Le forze, esaminate per le medesime leghe, sono mediamente più basse per i giunti realizzati con la lega 2198 T3, ciò è dovuto all'enorme differenza fra i piani sperimentali realizzati. Per entrambe le leghe le forze tendono a diminuire se la velocità di rotazione ω dell'utensile aumenta e, in maniera meno marcata ma pur sempre evidente, quando la velocità di avanzamento v diminuisce.

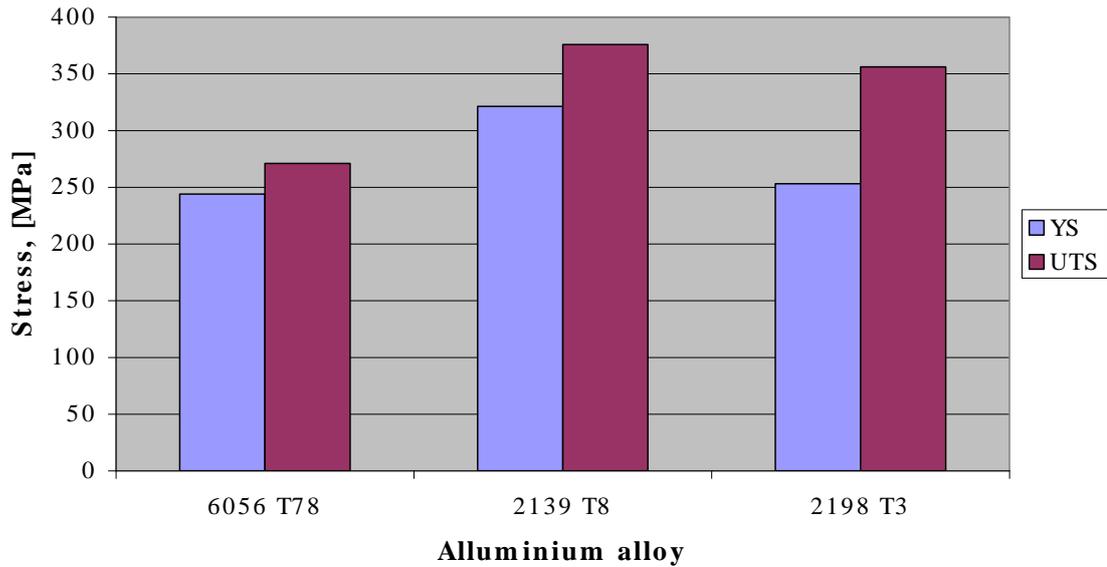


Figura 7.51 - YS e UTS massimi per le leghe in esame

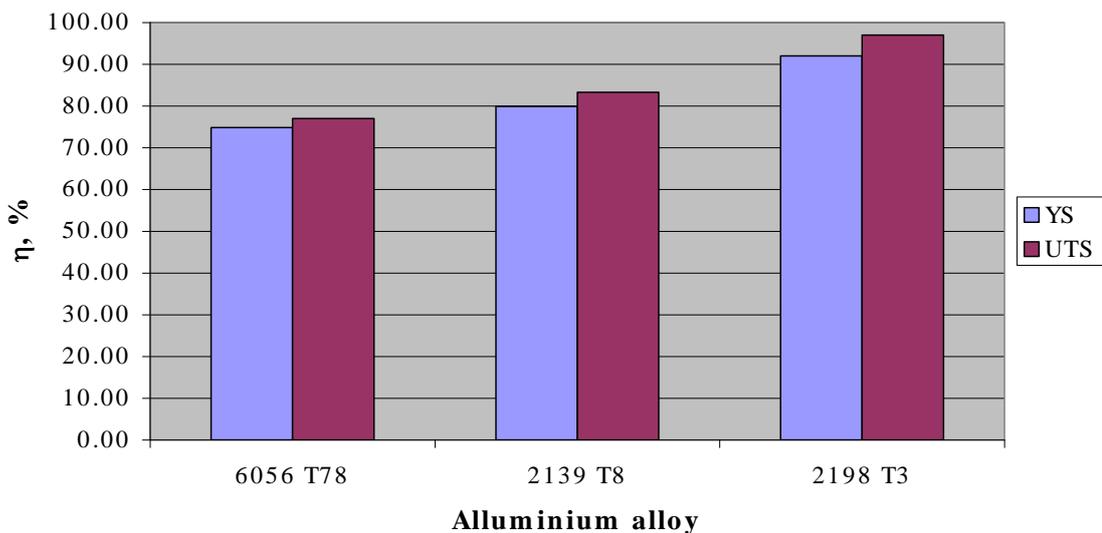


Figura 7.52 - Resa η di YS e UTS per le leghe in esame

7.7.1 Anova 2198 T3 e 2139 T8

7.7.1.1 Temperatura

Le temperature rilevate mostrano un andamento coerente alla fisica del processo: maggiore è la velocità di avanzamento nell'unità di rotazione dell'utensile, minore è la temperatura. Questo appare con estrema chiarezza per la 2139 T8, per la quale, nel relativo piano sperimentale si registra una variazione di circa 200°C nel passare dal valore più basso a quello più elevato del weld pitch. La lega 2198 T3 mostra un andamento più altalenante al variare del weld pitch.

7.7.1.2 Forze

Le forze che agiscono sull'utensile sono mediamente più elevate quando si salda la lega 2139 T8, praticamente questo si spiega osservando quanto siano più elevati i valori assunti dai parametri esaminati nel piano sperimentale, per la 2198 T3 si rilevano forze lievemente più basse sia al momento dell'affondamento dello shoulder sia al raggiungimento del regime stazionario del processo. In entrambi i casi, la forza tende a diminuire in modo molto evidente al crescere della velocità di rotazione ω (proporzionalità indiretta), si osserva altresì una diminuzione della stessa, meno marcata rispetto alla precedente, quando diminuisce la velocità di avanzamento v (proporzionalità diretta).

7.7.1.3 Proprietà Meccaniche

L'Anova per la 2139 T8 ha posto in evidenza i fattori di influenza delle proprietà meccaniche. Il valore dell'UTS è massimo in corrispondenza di $\omega=800\text{rpm}$, $v=50\text{mm/min}$ e Profondità= $0,07\text{mm}$, è possibile definire una regressione che contempla ω , P , P^2 e $\omega \cdot P$, fra i quali prevalgono in maniera significativa la velocità di rotazione e la sua interazione con la Profondità di penetrazione. La YS assume il valore massimo in corrispondenza di $\omega=1649\text{rpm}$, $v=140\text{mm/min}$ e Profondità= $0,13\text{mm}$, in questo caso il modello di regressione vede prevalere ω^2 e $\omega \cdot P$, sui fattori v , P e v^2 . L'A% è massimo in corrispondenza di $\omega=1649\text{rpm}$, $v=140\text{mm/min}$ e Profondità= $0,13\text{mm}$ così come per la YS, il modello realizzato prevede principalmente ω^2 , $\omega \cdot P$ e P , meno influenti ma altrettanto utili si rivelano v e v^2 .

Per quanto concerne l'analisi della dimensione dei grani condotta sulla 2139 T8, il comportamento della zona TMAZ e HAZ è quindi antitetico, dal punto di vista della velocità di rotazione ω , rispetto alla zona del Nugget: infatti in quest'ultima la minima dimensione dei grani si ottiene in corrispondenza del valore più basso di ω , viceversa nella zona TMAZ e HAZ la minima dimensione dei grani si ottiene in corrispondenza del valore più alto di ω . Questa differenza è forse riconducibile al fatto che nella zona TMAZ e HAZ la ricristallizzazione dei grani non avviene a causa di un insufficiente sforzo di deformazione, mentre la ricristallizzazione avviene nella zona del nugget; di conseguenza le dimensioni dei grani della zona del nugget (che sono grani ricristallizzati) aumentano all'aumentare della velocità di rotazione, mentre nella zona termo meccanicamente alterata e nella zona termicamente alterata avviene il contrario a causa della mancata ricristallizzazione dei grani.

Nella Nugget Zone, sia superiore che inferiore (NU e ND), le HV crescono all'aumentare della velocità di rotazione che la influenza fortemente in entrambi i casi, inoltre per la NU è significativo il termine ω^2 , mentre per la ND è altresì significativo la velocità di avanzamento dell'utensile.

Da quanto finora esposto per la 2198 T3 è stato possibile comprendere quanto siano influenti i parametri del processo sulle proprietà meccaniche finali dei giunti. Si è visto inoltre che gli effetti principali non sono sufficienti

a realizzare un modello accurato, è necessario prendere in esame anche le possibili interazioni fra gli stessi e gli effetti di ordine superiore al primo, in quanto tutti possono rivelarsi utili ed efficaci a spiegare gli andamenti delle proprietà esaminate. L'UTS raggiunge un massimo in corrispondenza di $\omega=500\text{rpm}$, $v=150\text{mm/min}$ e $\text{posizione}=1$, il suo andamento può essere espresso formalmente eseguendo una regressione in cui compaiono i termini v , v^2 e ω^2 , fra i quali prevalgono significativamente i primi due. La YS presenta il massimo in corrispondenza di $\omega=700\text{rpm}$, $v=300\text{mm/min}$ e $\text{posizione}=2$, anche in questo caso è possibile esprimere una funzione di regressione in grado di simulare il sistema reale, in cui prevalgono i termini v , ω e ω^2 . L'allungamento A% è massimo in corrispondenza di $\omega=500\text{rpm}$, $v=150\text{mm/min}$ e $\text{Posizione}=1$, il modello di regressione contempla i termini ω , ω^2 , v , Posizione e $\text{Posizione}*v$, ove prevalgono significativamente i primi tre termini indicati.

Si è ricavato in quali condizioni è stato possibile realizzare un compromesso fra i massimi valori possibili per YS e UTS, cioè nelle condizioni $\omega=500\text{rpm}$, $v=300\text{mm/min}$ e $\text{posizione}=1$.

Procediamo di seguito con un confronto tra i risultati ottenuti per le microdurezze e le proprietà meccaniche dei giunti su AA 2198 T3. In prima analisi il confronto è stato fatto andando a studiare i valori di YSm dove per i 12 provini (considerando che per il parametro centrale è stata fatta una media dei valori) si sono ottenuti i seguenti risultati:

	YS [MPa]		
	150	225	300
500	247	250	253
700	245	253	252
900	244	245	253

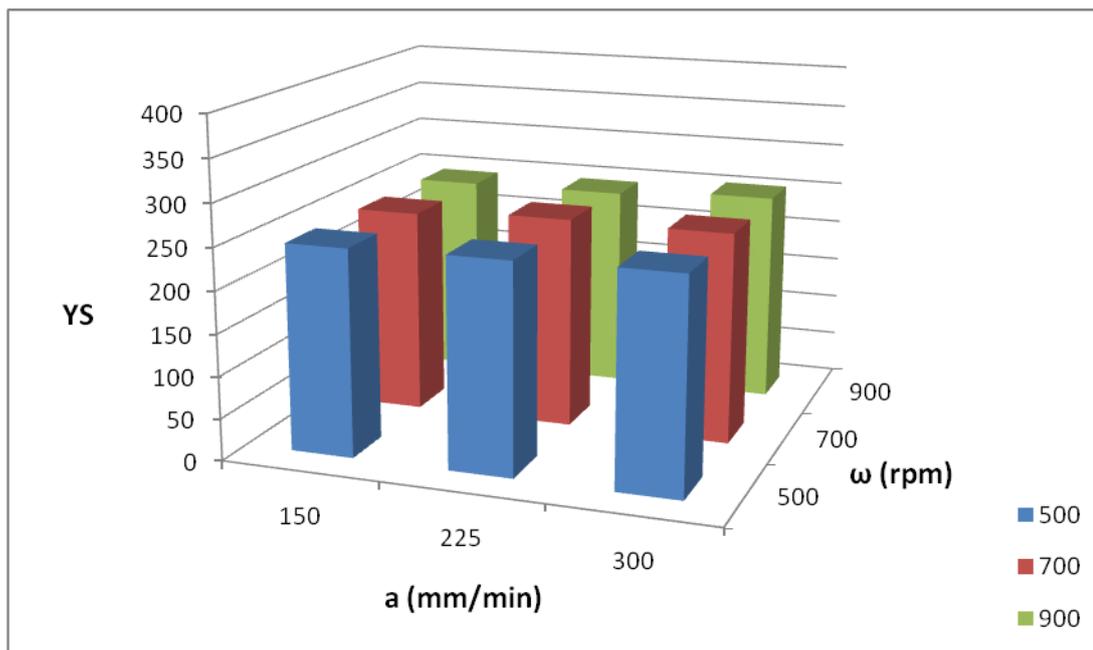


Figura 7.53 – YS medio nel piano sperimentale

Dalla Figura 7.53 è facile comprendere che la YS ha un andamento crescente spostandosi verso valori di v (mm/min) più elevati, mentre si riscontrano valori generalmente crescenti al diminuire di ω (rpm) in accordo con i risultati ottenuti dalle nostre prove.

Un discorso analogo è stato fatto per le UTS i cui valori sono i seguenti:

	UTS [MPa]		
	150	225	300
500	359	343	356
700	351	314	313
900	301	309	289

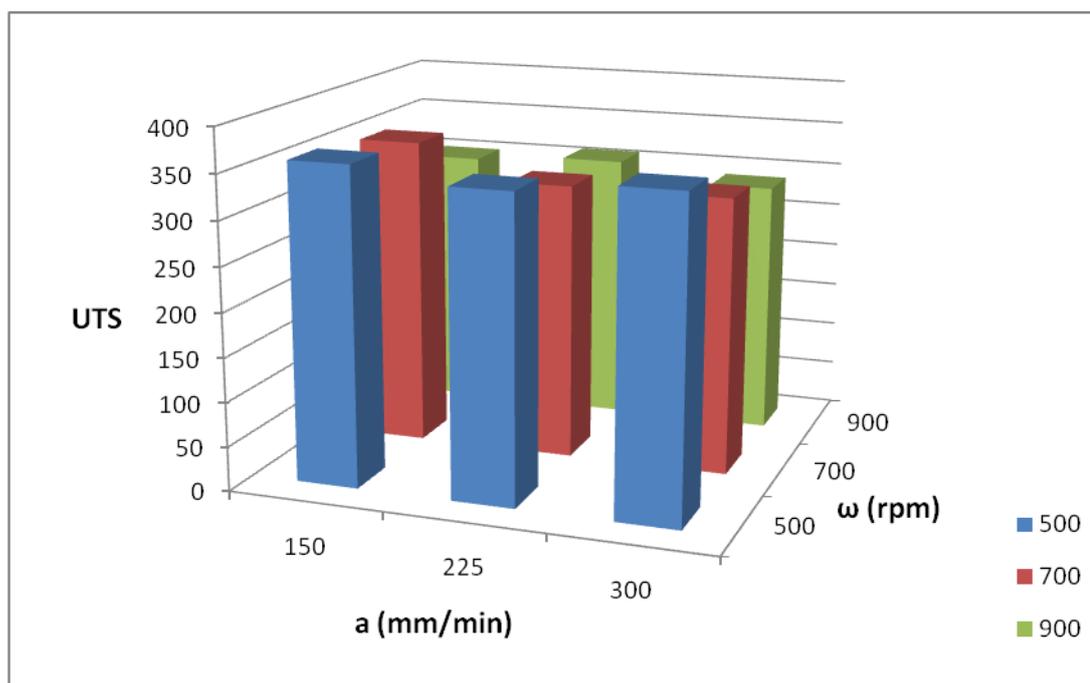


Figura 7.54– UTS medio nel piano sperimentale

Dalla Figura 7.54 è possibile notare che la UTS risulta piuttosto omogenea per i provini in esame riscontrando un lieve aumento in prossimità di bassi valori di v (mm/min) e di ω (rpm). Tale andamento sembra non concordare con i risultati ricavati dalle misure di microdurezza.

7.7.1.4 Sviluppi Futuri

Ora è possibile ipotizzare e determinare dei parametri tali da garantirci YS e UTS i più elevati possibile per la AA 2198 T3; si procede allora a determinare la direzione di massima pendenza utilizzando la tecnica *Steepest Ascent*, imponendo incrementi di ω pari a $\Delta\omega=50$ rpm. Considerando i dati riportati nelle seguenti Tabella 7.36 e 7.37, si osserva che per l'UTS gli incrementi previsti non sembrano assumere valori fisicamente ragionevoli, invece la YS presenta un massimo nell'area centrata sul punto di coordinate $\omega=650$, $v=300$ e posizione=2, tale posizione è interna al dominio esaminato, è quindi possibile ricavare informazioni utili direttamente dai modelli realizzati. Può

essere utile realizzare un nuovo piano sperimentale centrato su questo punto per verificare che le condizioni di massimo per YS, e quindi anche UTS, siano verificate.

Tabella 7.36

Path of Steepest Ascent for UTS

Posizione	RPM	mm_min	Predicted UTS (MPa)
2,0	700,0	225,0	311,172
1,947	650,0	218,91	320,141
1,874	600,0	209,52	329,414
1,770	550,0	193,84	340,803
1,608	500,0	164,68	360,689
1,309	450,0	99,362	420,936
0,107	400,0	-237,45	1222,23
0,470	350,0	-69,83	728,257
3,090	300,0	771,64	1400,67
3,734	250,0	1047,93	2774,05
4,540	200,0	1380,11	5174,94

Tabella 7.37

Path of Steepest Ascent for YS

Posizione	RPM	mm_min	Predicted YS (MPa)
2,0	700,0	225,0	252,292
2,042	650,0	301,048	254,548
2,002	600,0	276,193	254,071
2,036	550,0	255,516	253,211
2,093	500,0	237,426	251,998
2,159	450,0	221,121	250,453
2,231	400,0	206,153	248,589
2,307	350,0	192,238	246,413
2,384	300,0	179,189	243,933
2,464	250,0	166,866	241,154
2,544	200,0	155,168	238,078

7.7.1.5 Considerazioni finali

Le Anova forniscono una quantità di informazioni enorme ma che non sempre appaiono chiare come si vorrebbe, si è quindi provato a schematizzare i dati ottenuti per focalizzare meglio la portata dei risultati. In Tabella 7.38 si evidenzia prima quali sono le condizioni da adottare per rendere massimo prima l'UTS e poi la YS, ed infine quali sono le condizioni che ottimizzano entrambi i valori. I massimi valori raggiunti da tali parametri sono stati marcati con una doppia freccia ↑↑, mentre i valori ottimali, essendo inferiori, sono rappresentati con una singola freccia ↑.

I livelli assunti dai parametri in esame non sono riportati in forma numerica, in quanto già abbondantemente abusati finora, bensì ci si è riferito ad una indicazione di massima quale Basso, Medio e Alto, per rappresentare i rispettivi livelli di ω , v , P e Posizione. Inoltre si riportano i corrispondenti

valori assunti dalla forza Fz e dalla Temperatura T, nelle condizioni di processo relative ai massimi e agli ottimi delle proprietà meccaniche.

Da tale tabella risulta che, per entrambe le leghe:

- il massimo dell'UTS si realizza quando le velocità di rotazione e di avanzamento dell'utensile sono ai minimi valori possibili, in tali condizioni lo YS non è significativamente elevato;
- la YS massima si realizza per valori più elevati di \square e v, ai quali corrisponde una UTS medio-bassa;
- le condizioni ottimali invece, per entrambe le leghe, si realizzano con basse velocità di rotazione ed elevate velocità di avanzamento dell'utensile;
- per quanto riguarda la Profondità di penetrazione (AA 2139 T8) sarebbe opportuno che fosse la massima possibile, anche se le condizioni ottimali si ottengono da bassi valori di tale parametro;
- la Posizione del provino sul giunto (AA 2198 T3) dovrebbe essere quella prossima al punto di ingresso dell'utensile, ma abbiamo visto in precedenza che questa non influisce significativamente sulle proprietà meccaniche del giunto, non è quindi necessario rispettare tali condizioni;
- infine emerge lo stretto legame che intercorre fra la forza Fz e la Temperatura T, queste sono infatti inversamente proporzionali, cioè quando una assume valori elevati l'altra fa corrispondere valori minimi, in particolar modo le migliori prestazioni si ottengono in corrispondenza di grandi Fz e basse T (giunti freddi).

Nelle Figura 7.55 e Figura 7.56, si schematizza con degli istogrammi quanto visto nella precedente tabella.

Tabella 7.38

Lega	Parametri del processo				Proprietà analizzate			
	\square	v	P	Posizione	UTS	YS	Fz	T
2139 T8	Basso	Basso	Alto	--	↑↑	↔	↑	↓
	Medio	Medio	Alto	--	↔	↑↑	↔	↔
	Basso	Alto	Basso	--	↑	↑	↑	↓
2198 T3	Basso	Basso	--	Basso	↑↑	↓	↔	↔
	Medio	Alto	--	Medio	↓	↑↑	↑	↓
	Basso	Alto	--	Basso	↑	↑	↑	↓

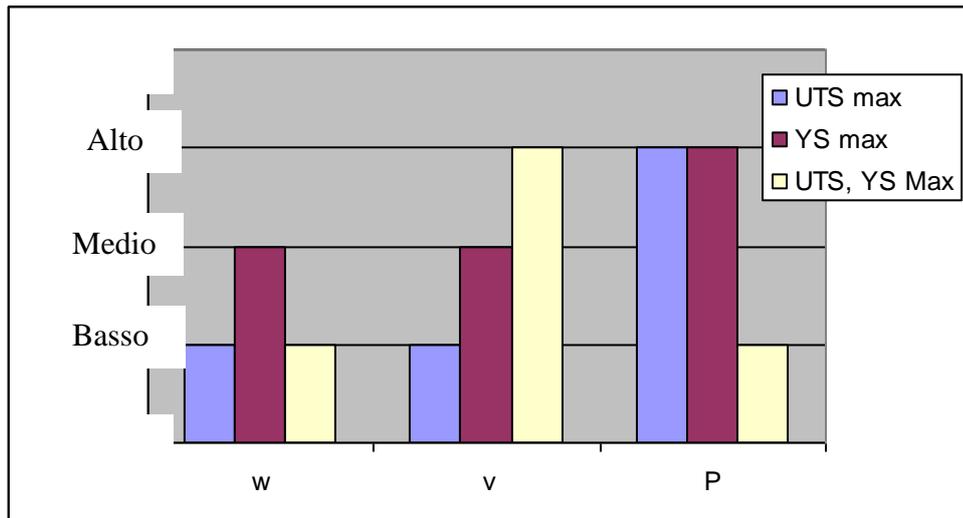


Figura 7.55 – Riepilogo proprietà meccaniche per AA 2139 T8

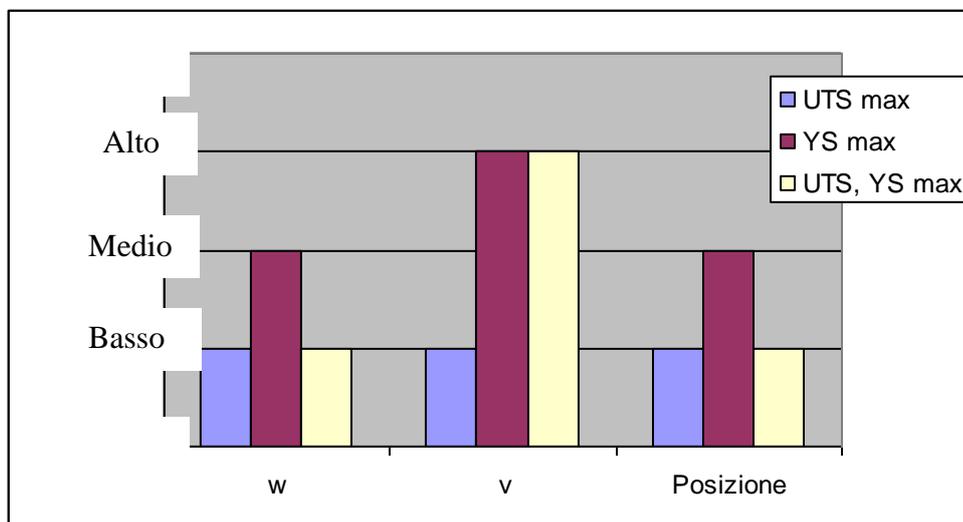


Figura 7.56 – Riepilogo proprietà meccaniche per AA 2198 T3

Per ogni risposta esaminata del sistema “giunto”: UTS, YS, Fz e T, l’Anova ha consentito di ricavare un modello numerico in grado di simulare tali grandezze più o meno precisamente; in Tabella 7.39 si riepilogano tali risultati marcando con **xx** i parametri che influenzano in maniera più spinta le proprietà esaminate, e con **x** quelli che pur non incidendo con elevata evidenza e significatività sono utili per ottimizzare il modello numerico. Chiaramente i fattori Profondità e Posizione non hanno una grande influenza sul processo, così come i rispettivi termini del secondo ordine. Di tali parametri la sola Profondità ha un’azione significativa, nell’interazione con la velocità di rotazione ω e A%, sugli effetti prodotti per le proprietà meccaniche della AA 2139 T8. Ulteriori interazioni significative possono essere addotte alle due velocità ω e v ($\omega \cdot v$) per quanto concerne la Fz della 2139 T8 e la T della 2198 T3, quindi per tali risposte viene meno l’ipotesi di semplice additività dei fattori. In generale i fattori che più pesano sulle risposte analizzate dei giunti sono ω , v e ω^2 : T e Fz li contemplan tutti, con la sola eccezione di ω per la 2139 T8.

Per le proprietà meccaniche non è possibile fare generalizzazioni.

- Osservando l'UTS, per entrambe le leghe emerge una forte influenza della velocità di rotazione ω , inoltre, mentre per la 2139 T8 si vede prevalere l'effetto di interazione $\omega \cdot P$, per la lega 2198 T3 è molto importante l'effetto della velocità di avanzamento v ; tale effetto non è da attribuire prevalentemente alla variabilità lineare quanto alla variabilità del secondo ordine di v (v^2);
- differente è il discorso per la YS, in quanto un'importante influenza può essere attribuita ad un fattore del secondo ordine, che in questo caso è la velocità di rotazione ω , quindi ω^2 e non v^2 come per la UTS. La lega 2198 T3 vede affiancare al termine quadratico l'effetto della velocità di avanzamento v , che invece non risulta essere così importante per la lega trattata T8, per quest'ultima prevale nuovamente l'influenza dell'interazione $\omega \cdot P$;
- l'allungamento A% della AA 2139 T8 segue lo schema della YS corrispondente, mentre per la AA 2198 T3 si seguono i parametri inerenti l'UTS corrispondente, a meno della sola v^2 .
- la microdurezza HV della Nugget zone per la 2139 T8 è governata dalla velocità di rotazione; mentre per la 2198 T3 è governata da v^2 e dall'interazione ωv , in questo caso esiste una analogia con la YS, si raggiunge il massimo in corrispondenza degli stessi valori anche se i modelli sono caratterizzati da curvature differenti.

Tabella 7.39 - Parametri delle regressioni, **xx** – Fondamentale, **x** Utile per la regressione

		ω	v	P/Pos	ω^2	v^2	P^2/Pos^2	$\omega \cdot v$	$\omega \cdot P/Pos$	$V \cdot P/Pos$
2139 T8	T	xx	xx		xx	x				
	Fz		xx		xx	xx		xx		
	UTS	xx		x			x		xx	
	YS		x	x	xx	x			xx	
	A%		x	xx	xx	x			xx	
	HV NU	xx			xx					
2198 T3	HV ND	xx	xx	x		x		xx	x	x
	T	xx	xx		xx	xx		xx		
	Fz	xx	xx		xx					
	UTS	xx	x		x	xx				
	YS	x	xx		xx					
	A%	xx	x	x	xx					
	HV N				x	xx		xx		

Volgendo a termine, diciamo che è chiaramente riduttivo caratterizzare i giunti saldati FSW, in configurazione Butt-joint, soltanto attraverso il parametro weld-pitch; occorre quindi approfondire quale sia il reale peso delle velocità di rotazione e avanzamento dell'utensile, soprattutto considerando che eventuali effetti del secondo ordine, o indotti dall'interazione di più fattori, possono essere ravvisati e valutati solo

mediante l'Anova eseguita su dati provenienti da un'opportuna pianificazione sperimentale.

Il comportamento delle leghe 2139 T8 e 2198 T3 non fanno altro che confermare quanto appena detto, bisogna quindi comprendere cosa è necessario migliorare o ottimizzare ai fini pratici per il prodotto finale, per poter allora agire sugli opportuni meccanismi che consentano poi di ottenere le caratteristiche desiderate.

Da quanto esposto si possono trarre delle ultime conclusioni:

- innanzitutto il risultato più rilevante dell'Anova è che il transitorio che caratterizza il processo di saldatura FSW non influisce significativamente sulle proprietà meccaniche dei giunti;
- inoltre è possibile determinare le condizioni ottimali per UTS e YS, sia singolarmente che simultaneamente, districandosi con efficacia fra la molteplicità di fattori che concorrono nel processo di saldatura;
- si ottengono efficaci indicazioni anche relativamente al comportamento dell'allungamento A% e relativamente alla microdurezza HV.

Capitolo 8

Stress Corrosion Cracking SCC: Risultati

8.Premessa

Lo Stress Corrosion Cracking (SCC), è un fenomeno di degradazione dei materiali, che seppur presente in ogni ambito delle applicazioni ingegneristiche e non, è stato a lungo tempo trascurato e sottovalutato. Esso può spesso condurre fino al cedimento strutturale dei materiali coinvolti, con effetti catastrofici che si possono inevitabilmente ripercuotere sull'incolumità delle persone, quindi i rischi legati allo SCC sono molto elevati.

In questo documento si riporteranno i risultati di una campagna di attività sperimentali relative alla SCC di leghe leggere di interesse aeronautico, e di giunti FSW con esse realizzate (in configurazione butt joint) per poter comprendere come ne vengano influenzate le principali caratteristiche microstrutturali e meccaniche.

Lo SCC nasce dall'interazione simultanea di fattori scatenanti:

- ambiente fortemente aggressivo e corrosivo,
- presenza di sollecitazioni meccaniche di tipo statico.

Questi effetti, se di modesta entità, considerati singolarmente non produrrebbero conseguenze significative sui materiali. La loro combinazione, invece, può favorire l'innescò e la propagazione di cricche che indeboliscono il materiale fino al punto di portare al cedimento la struttura.

Molteplici centri di ricerca hanno sviluppato diverse metodologie di prova: queste fondamentalmente differiscono nella modalità di applicazione del carico che può essere tale da indurre sollecitazioni monoassiali, flettenti e torcenti. Inoltre, ulteriori differenze si realizzano se l'esposizione all'ambiente corrosivo avviene separatamente dalla sollecitazione meccanica oppure simultaneamente. In questo lavoro, è stata utilizzata una macchina di prova che consente l'applicazione simultanea della sollecitazione meccanica e dell'ambiente corrosivo, in particolare la sollecitazione è di tipo monoassiale che sottopone i provini a sforzi di trazione.

8.1. Materiali

I test di Stress Corrosion Cracking, sono stati condotti su quattro differenti leghe di alluminio, saldate in configurazione Butt-joint con la tecnica della Friction Stir Welding. Sono stati realizzati giunti omogenei, cioè costituiti dallo stesso materiale. Le leghe esaminate sono:

- AA 2024 T3
- AA 2139 T3
- AA 2198 T351
- AA 6056 T4

La resistenza alla corrosione sotto sforzo è stata valutata attraverso prove di Stress Corrosion Cracking condotte in accordo alle indicazioni e definizioni contenute nelle seguenti norme:

- ASTM G 44 – Standard Practice for exposure of Metals and alloys by alternate immersion in neutral 3.5% sodium chloride solution.
- ASTM G 47 – Standard test method for determining susceptibility to stress corrosion cracking of 2xxx and 7xxx aluminium alloys products
- ASTM G 49 – Standard practice for preparation and use of direct tension stress corrosion test specimens.

8.2. Giunti FSW

I giunti sono stati realizzati utilizzando come parametri del processo: velocità di avanzamento dell'utensile pari a 165 mm/min e velocità di rotazione compresa fra 500 e 1000 rpm. Da ogni giunto sono stati ricavati tre provini per le misure di trazione statica, che ha permesso di stimarne le caratteristiche alle sollecitazione meccanica (UTS e YS), e ulteriori due provini destinati alla prova di SCC vera e propria.

8.3. Prova di SCC

I valori delle proprietà meccaniche dei giunti ed i parametri utilizzati sono riportati in Tabella 8.1

Tabella 8.1

	N, rpm	V, mm/min	UTS, MPa	80% UTS, MPa
AA 2024 T3	500	165	366	293
AA 2139 T3	800	360	375	300
AA 2198 T3	1000	80	340	272
AA 6056 T4	500	165	159	127

La macchina di prova dispone di otto posizioni utili per i test, quindi per ogni materiale indagato è stata realizzata una coppia provini, questi sono stati

precaricati all'80% del UTS. La geometria dei provini sottoposti alla prova è riportata nella figura che segue:

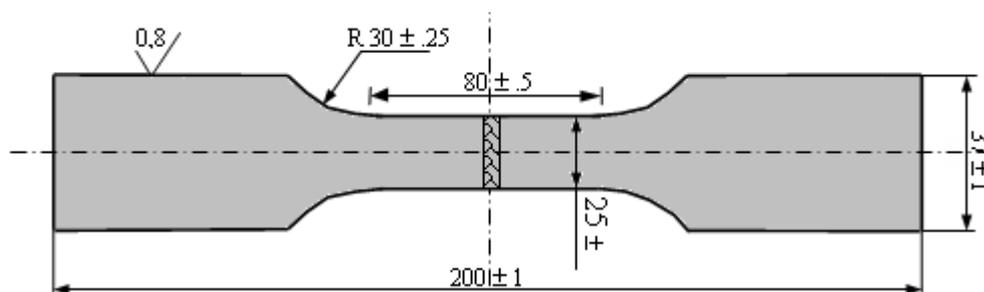


Figura 8.1 – Dispositivo per imporre la deformazione ai provini per la prova SCC

8.4. Risultati sperimentali

Dopo i 30 giorni di prova, i giunti, come sopra anticipato, risultano tutti integri nel senso che non si sono avuti cedimenti. Questo potrebbe indurre a pensare che le leghe esaminate non sono suscettibili al SCC, ma il mancato cedimento non è sufficiente a prospettare un tale risultato, è necessario procedere con le osservazioni metallografiche. Infatti, parte dei provini risulta fortemente danneggiato, fenomeni di corrosione molto avanzati si sono manifestati sui materiali, con morfologia ed effetti estremamente differenti al variare della lega utilizzata.

8.4.1. Macroscopia

8.4.1.1. AA 2024 T3

I provini, appena terminata la prova, sono stati analizzati macroscopicamente.

Le osservazioni condotte sulla AA 2024 T3 mostrano una modesta corrosione per pitting del materiale tal quale (Figure 8.2 e 8.3), il cordone di saldatura appare uniformemente corrosivo (Figura 8.4). Osservando lateralmente il cordone in Figura 8.5, si può notare che effettivamente si è corrosivo solo superficialmente, infatti non è possibile rilevare variazioni significative dello spessore (2.3mm).



Figura 8.2 – AA 2024 T3



Figura 8.3 – AA 2024 T3, materiale base, 3x.



Figura 8.4 – AA 2024 T3, Cordone, 3x.



Figura 8.5 – AA 2024 T3, vista laterale del Cordone, 1x

8.4.1.2. AA 2139 T3

La lega di alluminio 2139 T3, al contrario della precedente è caratterizzata dalle superfici del materiale base completamente devastate dalla corrosione, sono visibili enormi fori dal diametro di circa 10mm, in corrispondenza dei quali la sezione si riduce significativamente (Figure 8.6 e 8.7). Mentre il cordone non presenta una significativa degradazione (Figura 8.8), così come confermato dalla vista laterale (Figura 8.9) che non evidenzia riduzioni di sezione.



Figura 8.6 – AA 2139 T3



Figura 8.7 – AA 2139 T3, materiale base, 3x



Figura 8.8 – AA 2139 T3, cordone, 3x



Figura 8.9 – AA 2139 T3, vista laterale del cordone, 3x

8.4.1.3. AA 2198 T3

La AA 2198 T3, la lega innovativa contenente Litio, presenta sulla superficie del materiale non saldato, una corrosione per pitting con poche cavità, ma ampie fino a 2mm di diametro (Figure 8.10 e 8.11), dall'analisi microscopica emergerà la natura cavernizzante di tali cavità. Il cordone mostra una modesta suscettibilità a corrosione (Figure 8.12 e 8.13).



Figura 8.10 – AA 2198 T3



Figura 8.11 – AA 2198 T3, materiale base, 1x



Figura 8.12 – AA 2198 T3, cordone, 1x



Figura 8.13 – AA 2198 T3, vista laterale del cordone, 1x

8.4.1.4. AA 6056 T4

Infine, la AA 6056 T4, al contrario delle leghe osservate in precedenza (serie 2xxx), è caratterizzata dalla superficie del materiale tal quale completamente integra (Figure 8.14 e 8.15), e dal cordone di saldatura estremamente corrosivo (Figure 8.16 e 8.17), al punto da comprometterne le proprietà meccaniche a causa della notevole riduzione di sezione utile.



Figura 8.14 – AA 6056 T4



Figura 8.15 – AA 6056 T4, materiale base, 1x



Figura 8.16 – AA 6056 T4, cordone, 1x

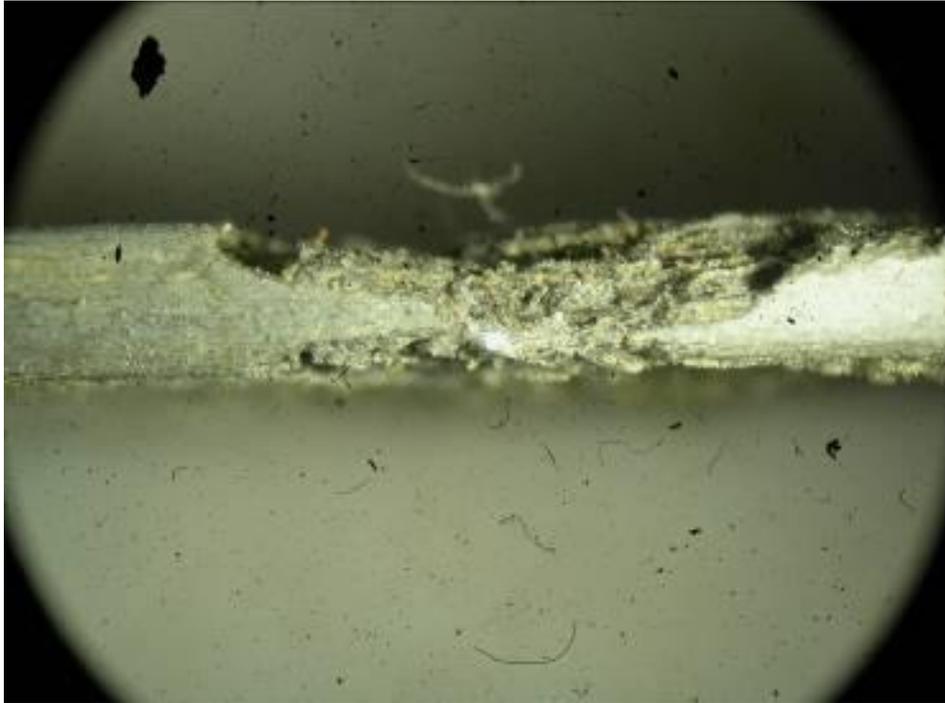


Figura 8.17 – AA 6056 T4, vista laterale del cordone, 1x

8.4.2. Micrografia

8.4.2.1. AA 2024 T3

L'analisi metallografica realizzata sulla AA 2024 T3 conferma quanto osservato macroscopicamente: il cordone è uniformemente corroso ed il materiale base presenta piccoli pit diffusi sulla superficie. Inoltre si evidenzia una corrosione di tipo intergranulare nelle aree soggette a pitting (da Figura 8.18 a 8.22).



Figura 8.18 – AA 2024 T3, Nugget, 5x

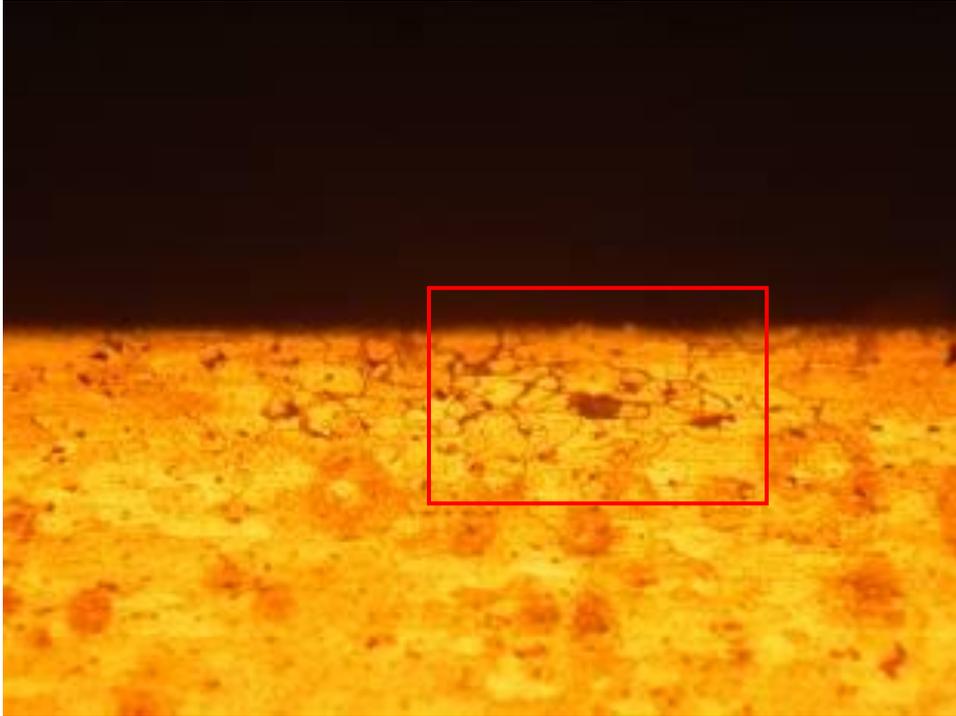


Figura 8.19 – AA 2024 T3, Materiale Base, 20x

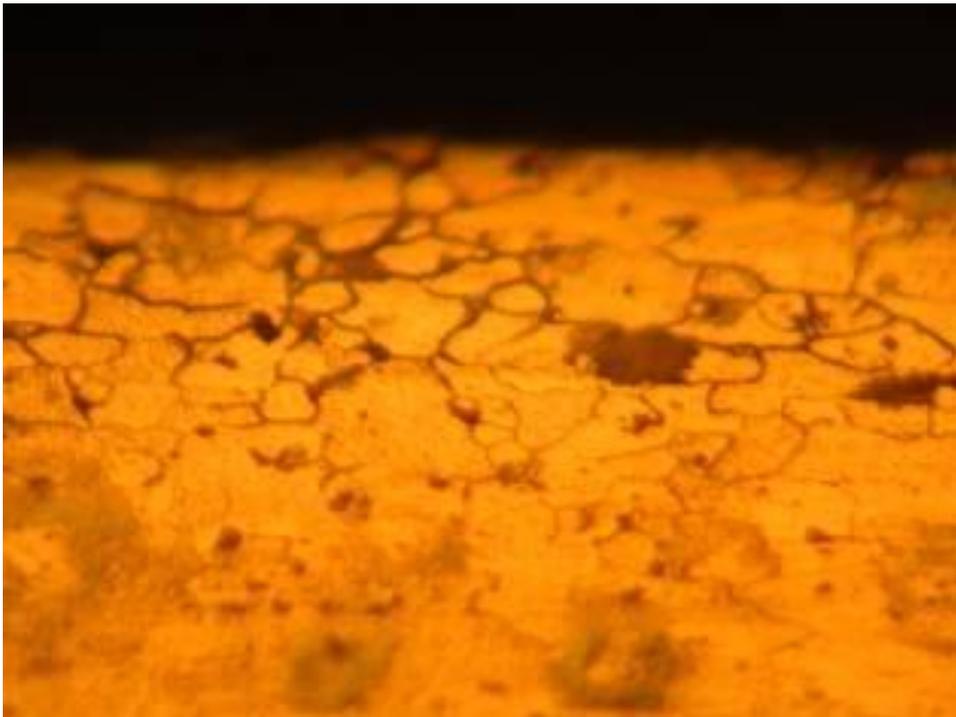


Figura 8.20 – AA 2024 T3, Materiale Base, 50x, spot ingrandito di Figura 8.19

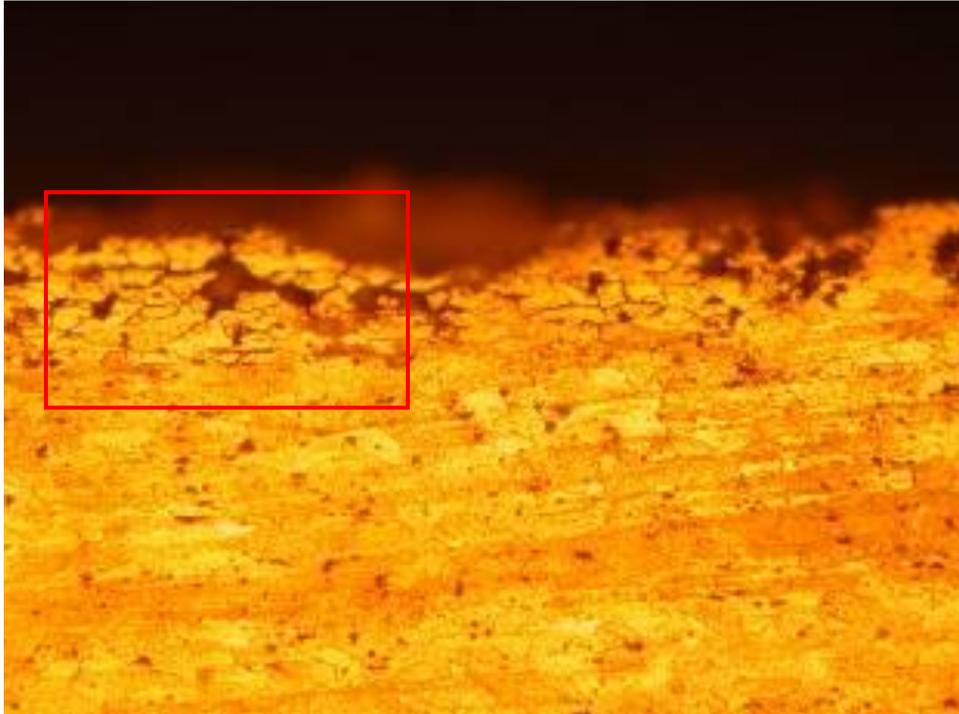


Figura 8.21 – AA 2024 T3, Materiale Base, 20x.



Figura 8.22 – AA 2024 T3, Materiale Base, 50x, spot ingrandito di Figura 8.21

8.4.2.2. AA 2139 T3

La AA 2139, come detto in precedenza, presenta sulla superficie del materiale tal quale delle cavità ampie più di 10 mm di diametro che non potevano essere osservate nella loro interezza con gli ingrandimenti minimi (Figura 8.23), anche in questo caso è agevole notare che la corrosione è di tipo intergranulare. Il cordone di saldatura è praticamente inalterato.

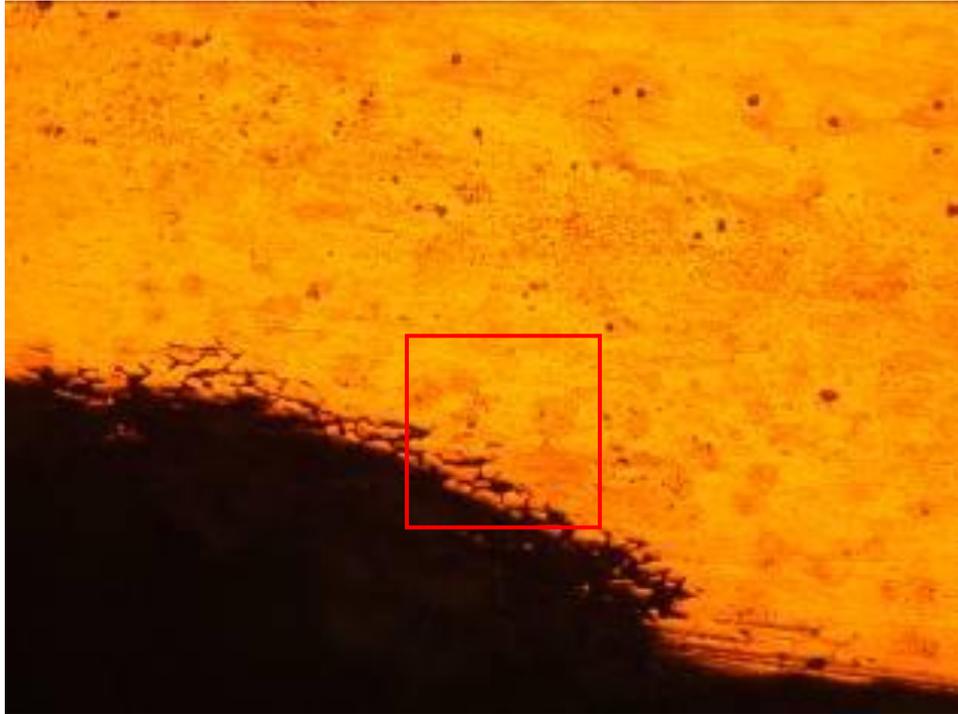


Figura 8.23 – AA 2139 T3, Materiale Base, 5x

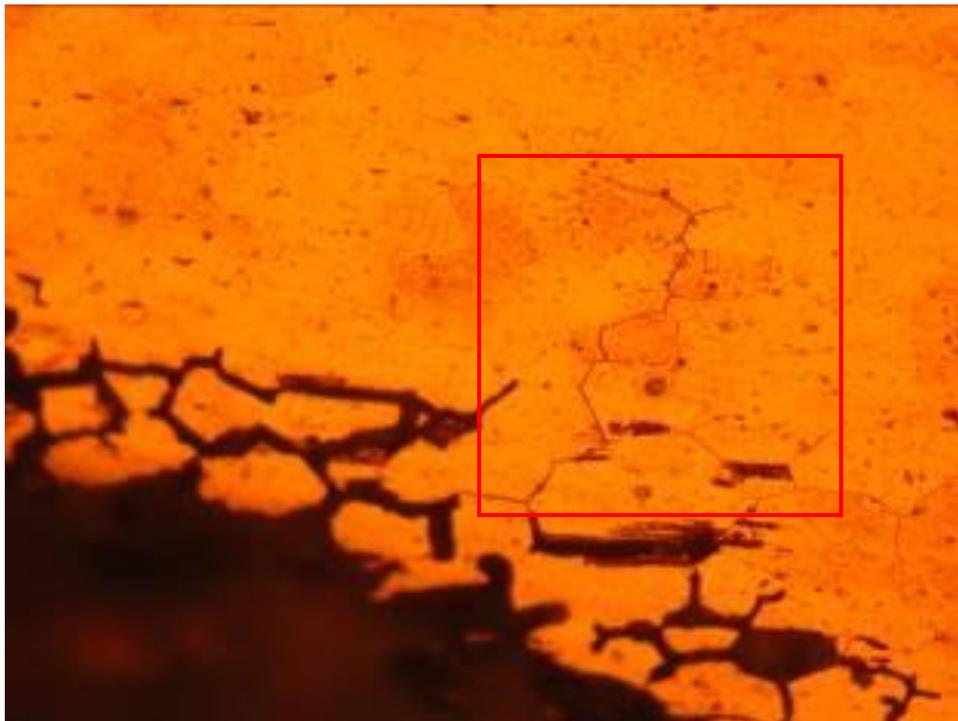


Figura 8.24 – AA 2139 T3, Materiale Base, 20x, spot ingrandito di Figura 8.23

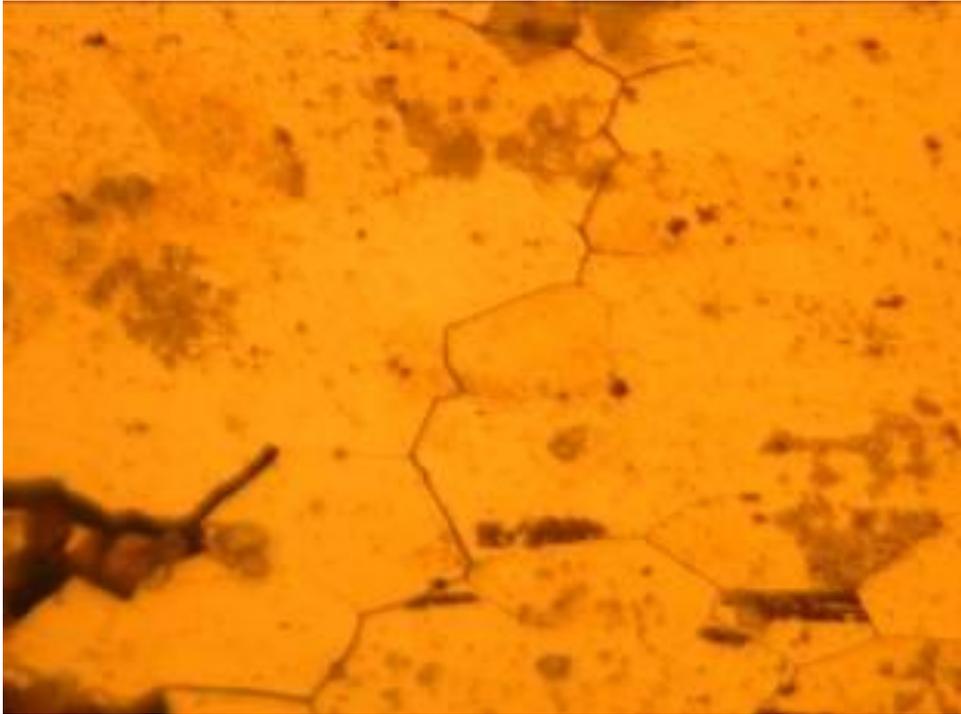


Figura 8.25 – AA 2139 T3, Materiale Base, 50x, spot ingrandito di Figura 8.24

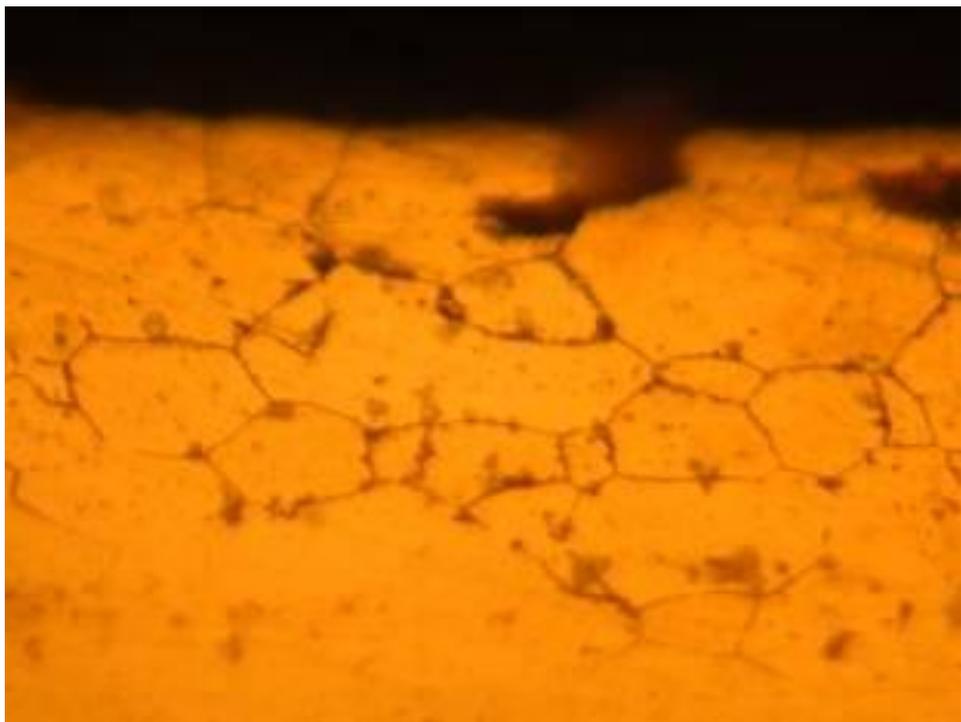


Figura 8.26 – AA 2139 T3, Materiale Base, 50x



Figura 8.27 – AA 2139 T3, Materiale Base, 50x

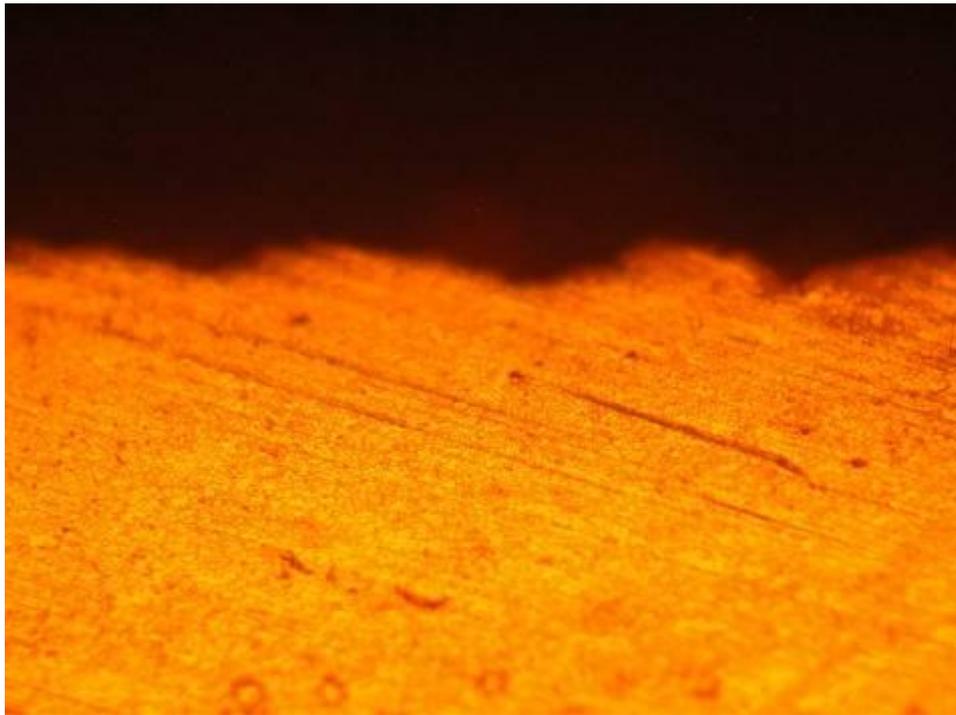


Figura 8.28 – AA 2139 T3, Nugget, 20x

Da Figura 8.24 a Figura 8.28, si può notare come tale lega sia fortemente suscettibile alla corrosione intergranulare, al contrario, la Nugget-Zone in Figura 8.28 non risulta significativamente danneggiata.

8.4.2.3. AA 2198 T3

La AA 2198, presenta pochi pit ma di enorme dimensione, questi però sono presenti solo sul materiale tal quale. Poiché hanno un diametro molto ampio, si è dovuto ricorrere ad ingrandimenti più bassi per poterli visualizzare nella loro interezza. I Pit formano delle cavità molto ampie che tendono verso l'esfoliazione (da Figura 8.29 a 8.32). Si è trovata solo una piccola zona in prossimità del Nugget in Figura 8.33 e 8.34, in cui è appena possibile osservare una lieve corrosione intergranulare.

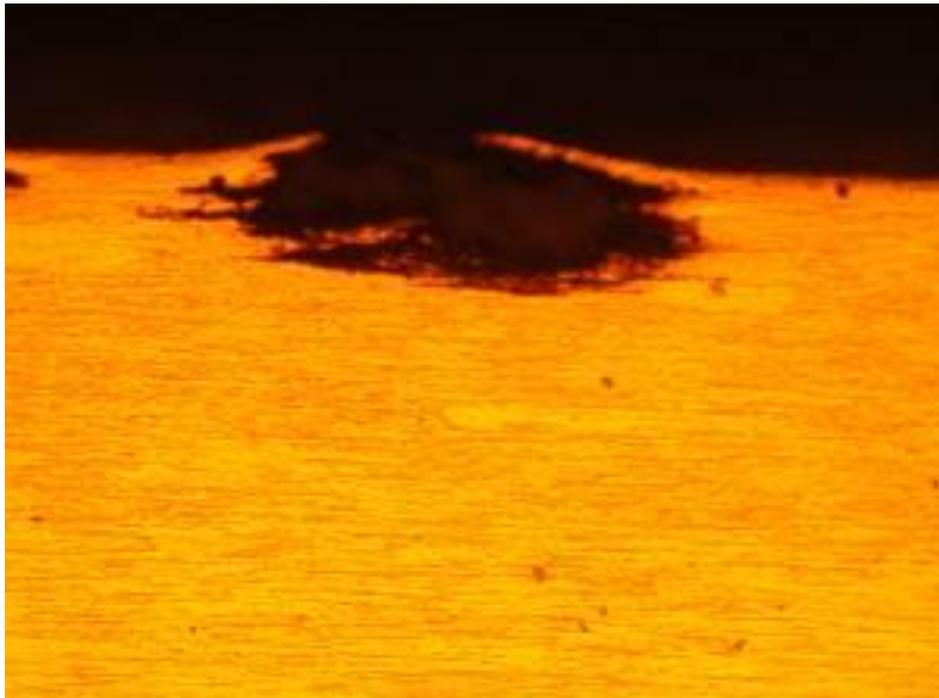


Figura 8.29 – AA 2198 T3, Materiale Base, 5x

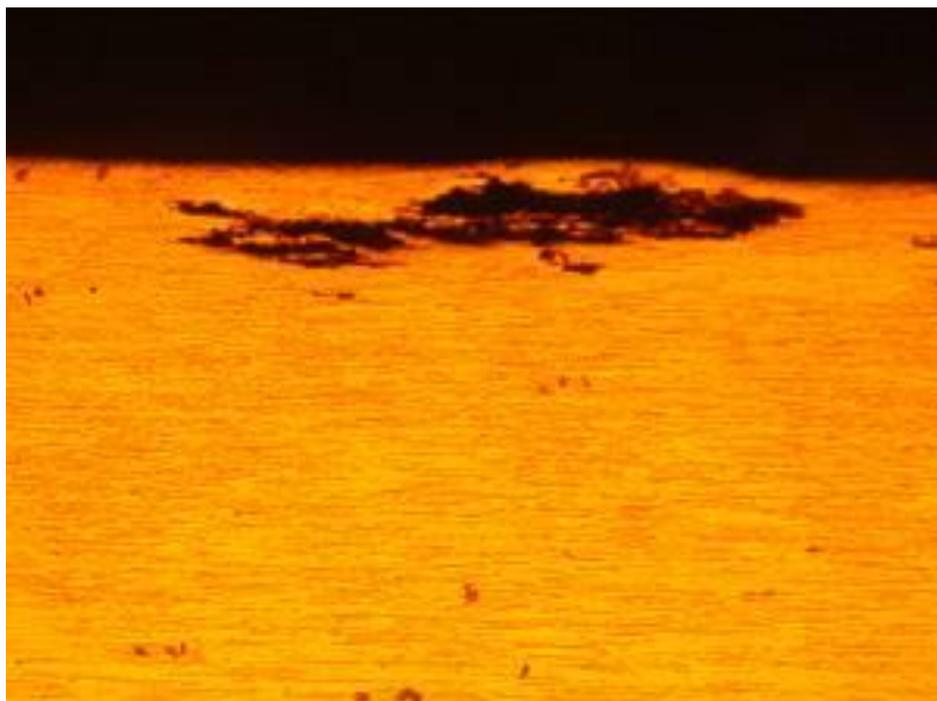


Figura 8.30 – AA 2198 T3, Materiale Base, 5x



Figura 8.31 – AA 2198 T3, Materiale Base, 10x



Figura 8.32 – AA 2198 T3, Materiale Base, 10x



Figura 8.33 – AA 2198 T3, Nugget, 5x



Figura 8.34 – AA 2198 T3, Nugget, 20x, spot ingrandito di Figura 8.33

Una possibile interpretazione della tendenza alla esfoliazione di detta lega potrebbe essere ricercata nella marcata anisotropia del laminato di partenza con grani notevolmente allungati nella direzione di laminazione, coincidente, nella fattispecie, con la direzione di applicazione del carico.

8.4.2.4. AA 6056 T4

Questa lega risulta fortemente danneggiata in corrispondenza del cordone di saldatura (Figura 8.35, 8.36 e 8.38), allontanandosi da tale parte del giunto si notano piccoli pit diffusi sulla superficie del materiale, nei quali si vede chiaramente la presenza di corrosione di tipo intergranulare (Figura 8.37).

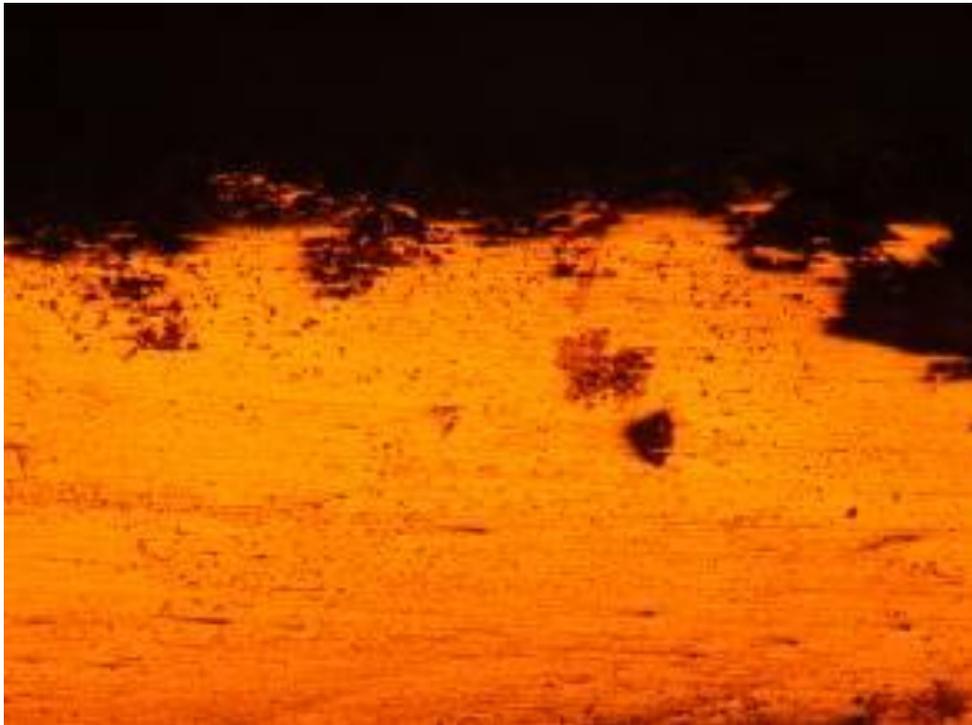


Figura 8.35 – AA 6056 T4, Nugget, 5x



Figura 8.36 – AA 6056 T4, Nugget, 5x

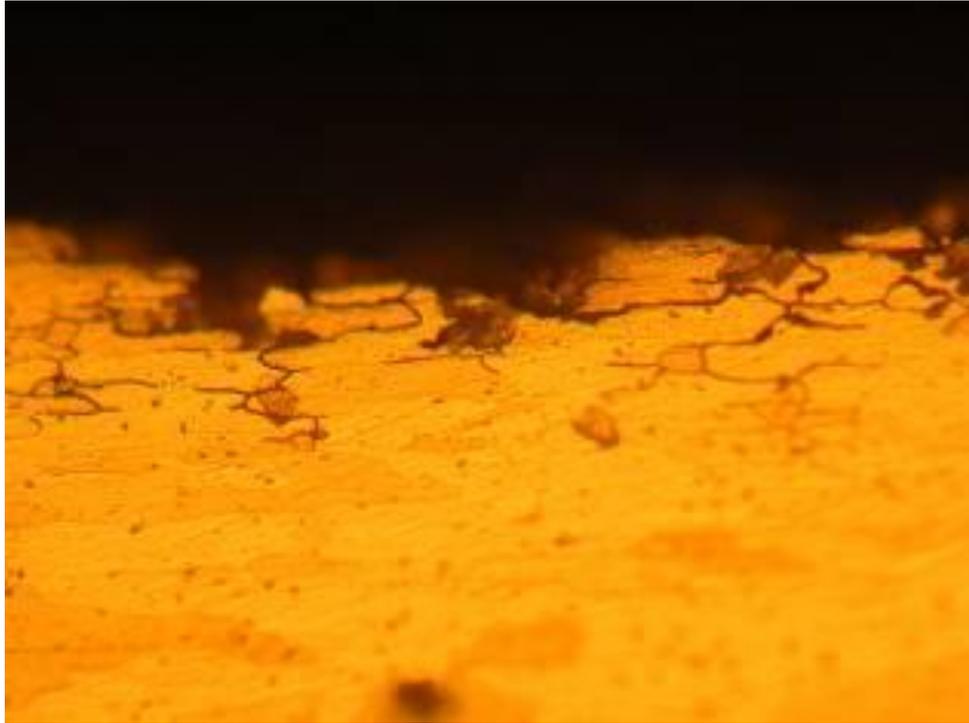


Figura 8.37 – AA 6056 T4, Materiale Base, 20x

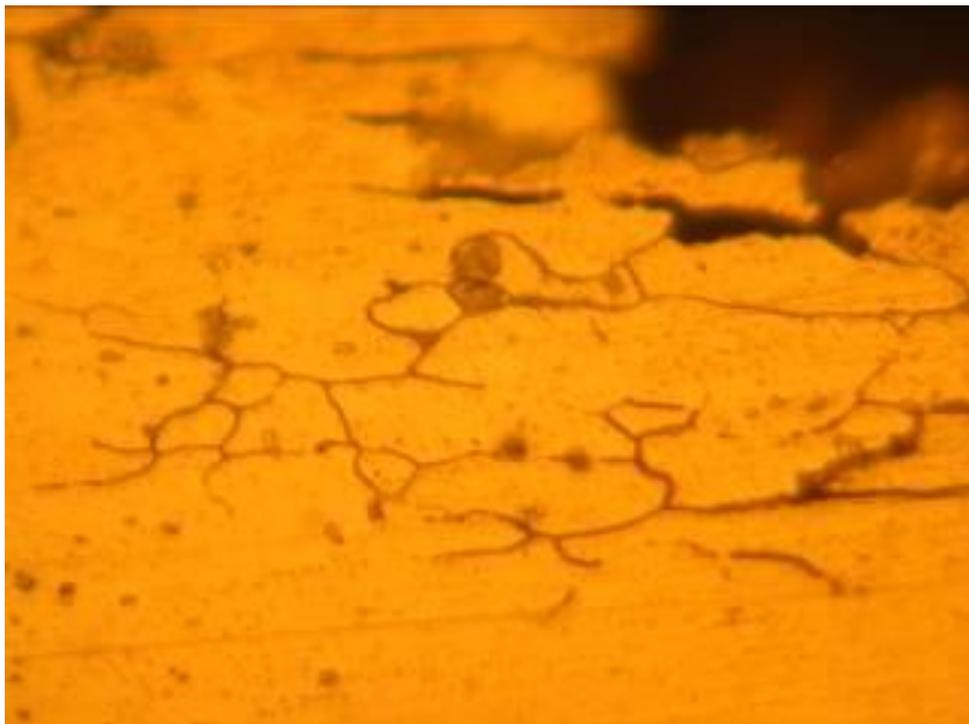
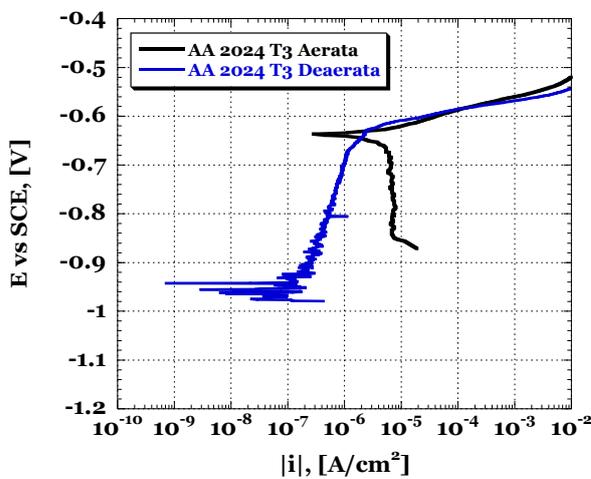


Figura 8.38 – AA 6056 T4, Nugget, 50x

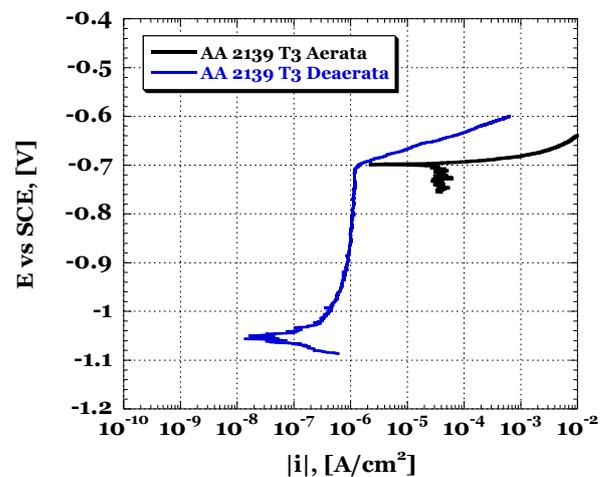
8.4.3. Corrosione: considerazioni sull'Elettrochimica

Le leghe in esame, in precedenti lavori, sono state studiate dal punto di vista elettrochimico per testarne la resistenza (o suscettibilità) alla corrosione. Quindi si ritiene opportuno verificare che esista una corrispondenza fra tali informazioni ed i test di SCC condotti in questo lavoro.

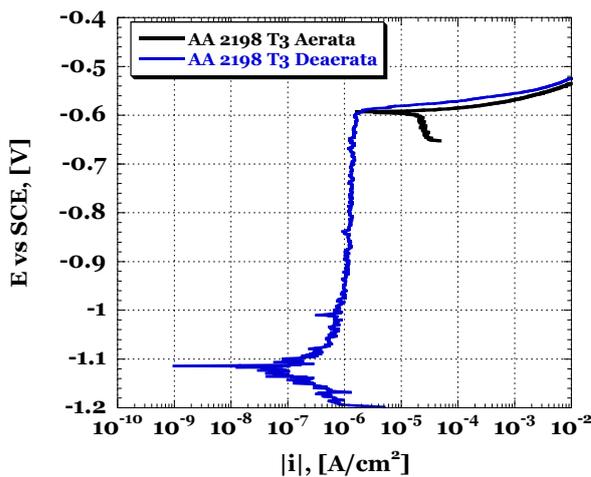
Le misure di polarizzazione potenziodinamica, sono state condotte in una soluzione acquosa contenente NaCl al 3,5% in peso, preventivamente aerata o deaerata a temperatura ambiente, in accordo con le norme ASTM G-69, ASTM G-3 e ASTM G-5 . I risultati sono riportati nei diagrammi di Evans in Figura 8.39, i valori dei parametri caratteristici (E_{corr} , i_{corr} , E_{pit} , i_{pit} , i_p) sono riepilogati in Tabella 8.2.



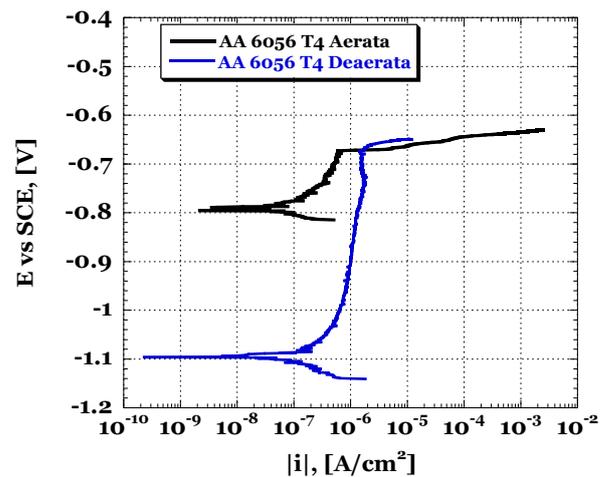
a) AA 2024 T3



b) AA 2139 T3



c) AA 2198 T3



d) AA 6054 T4

Figura 8.39 – Polarizzazioni Potenziodinamiche in sol. di NaCl 3,5% wt, aerate e deaerate per a) AA 2024 T3, b) AA 2139 T3, c) AA 2198 T3, d) AA 6056 T4

I test realizzati in ambiente inerte, mediante gorgogliamento di Argon, hanno messo in evidenza il comportamento attivo-passivo caratteristico delle leghe di Alluminio: infatti tutte le leghe in esame presentano una densità di corrente di passivazione (i_p) pari a circa 10^{-6} A/cm². Le prove in ambiente ossidante sono state condotte insufflando aria di composizione stechiometrica (rapporto fra Azoto e Ossigeno pari a 79/21), queste sono esplicative del comportamento delle leghe in condizioni ambientali standard, in particolar modo sono rappresentative dell'ambiente realizzato per le prove di SCC.

Tabella 8.2

Lega	Ambiente	E_{corr}, V	i_{corr}, A/cm²	E_{pit}, V	i_{pit}, A/cm²	i_p, A/cm²
2024 T3	Aria	-0,636	$4,5 * 10^{-6}$			
	Argon	-0,942	$1,5 * 10^{-7}$	-0,623	$3 * 10^{-6}$	$5 * 10^{-7}$
2139 T3	Aria	-0,698	$3,5 * 10^{-5}$			
	Argon	-1,056	10^{-7}	-0,701	$1,5 * 10^{-6}$	10^{-6}
2198 T3	Aria	-0,592	$2 * 10^{-5}$			
	Argon	-1,113	$2 * 10^{-7}$	-0,589	$1,7 * 10^{-6}$	10^{-6}
6056 T4	Aria	-0,795	$5,5 * 10^{-8}$	-0,673	$6 * 10^{-7}$	$5 * 10^{-7}$
	Argon	-1,095	10^{-7}	-0,661	$1,5 * 10^{-6}$	10^{-6}

Dai diagrammi di Evans in Figura 8.39, emerge chiaramente che le leghe in esame tendono ad assumere tutte lo stesso tipo comportamento, ad esclusione della AA 6056 T4 che, anche in condizioni ossidanti mostra un comportamento passivo: forma uno strato di ossido anodico sufficientemente compatto e aderente tale da garantire l'integrità del materiale sottostante, pur realizzando il potenziale di corrosione meno nobile fra le leghe in esame ($E_{corr}=-0,795V$), come si evince con maggiore chiarezza in Figura 8.40a. Questo risultato è importante in quanto fornisce una conferma sperimentale a ciò che si è osservato in precedenza nell'analisi metallografia in seguito alle prove di SCC, infatti il giunto realizzato con l' AA 6056 T4 è l'unico che ha conservato praticamente integro il materiale non legato. I giunti realizzati con le altre leghe invece, non formano un ossido protettivo stabile, spingendo il materiale a corrodarsi per pitting, anche con forme molto violente.

Il giunto realizzato con la AA 2139 T3, è caratterizzato da danni rilevanti sulla superficie del materiale base, i dati elettrochimici supportano la comprensione di tale fenomeno, poiché si rileva la densità di corrente di corrosione (i_{corr}) massima fra le leghe esaminate, pari a $3,5*10^{-5}$ A/cm², tende così a degradarsi fino a 1000 volte più velocemente della AA 6056 T4 ($i_{corr}=5,5*10^{-8}$ A/cm²). Inoltre è caratterizzata dal potenziale di corrosione pari a $E_{corr}=-0,698V$, che è il meno nobile fra le leghe esaminate soggette a corrosione (Figura 8.40a), quindi è sfavorita anche dal punto di vista termodinamico.

La AA 2024 T3 presenta una corrosione per pitting diffusa sulla superficie, con pit poco profondi e dal diametro di dimensioni notevolmente ridotte,

infatti, fra le leghe che subiscono questo tipo di corrosione è quella che presenta la minore velocità di degradazione, cui corrisponde una $i_{corr}=4,5 \cdot 10^{-6}$ A/cm², come è possibile notare con maggiore evidenza in Figura 8.44a.

Infine, è necessario sottolineare una peculiarità della AA 2198 T3: il tratto di passività così ampio ($\Delta E > 0,500$ V) ed il potenziale di corrosione più elevato $E_{corr} = -0,592$ V delle altre leghe, giustificano la formazione di un ossido anodico molto stabile, tanto da far innescare la corrosione in pochissimi siti, nei quali si concentrano correnti anodiche talmente grandi da creare le ampie cavità osservate nei precedenti paragrafi.

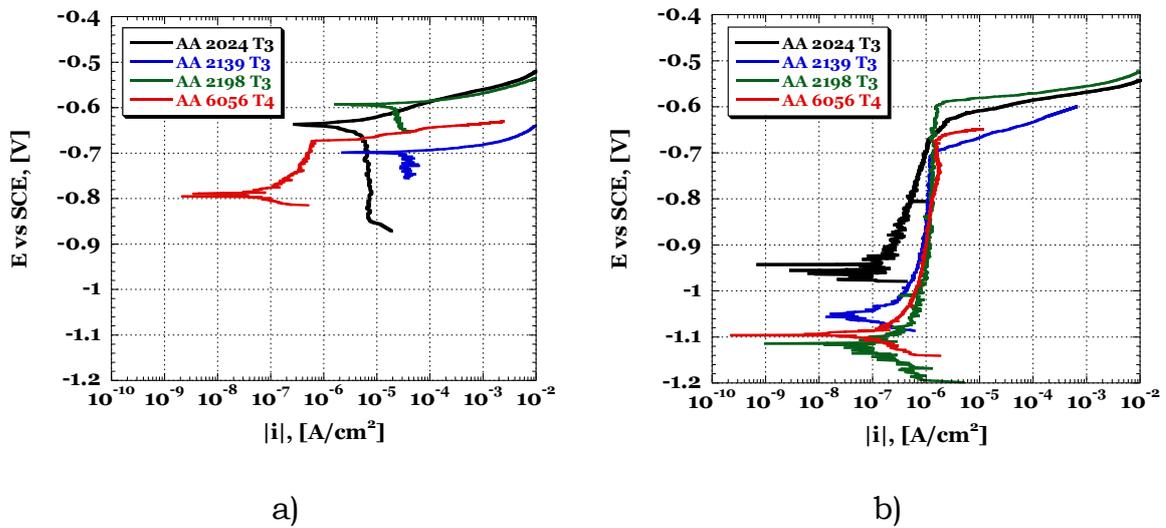


Figura 8.40 – Diagrammi complessivi in ambiente Aerato (a) e Deaerato (b)

8.4.3. Conclusioni

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

- Tutti i giunti esaminati sono suscettibili alla corrosione intergranulare e per pitting, pur manifestandosi con morfologie differenti;
- il giunto realizzato con la AA 2024 T3 ha presentato globalmente la maggiore resistenza alla corrosione: sia il materiale base che il cordone non presentano un avanzato stato di degradazione, mostrando pitting diffuso sulla superficie del materiale tal quale, con pit di ampiezza e profondità ridotte;
- il giunto realizzato con la AA 2139 T3 mostra un cordone completamente integro, al contrario la superficie del materiale base è devastata da pit di enormi dimensioni, che si estendono per tutta l'ampiezza del provino;
- il giunto realizzato con la AA 2198 T3 mostra un cordone non degradato, il materiale base è suscettibile a pitting, manifestando però una maggiore resistenza della superficie, sulla quale si riscontrano pochi pit di tipo cavernizzante diffusi sulla superficie del materiale base;
- il giunto realizzato con la AA 6056 T4 presenta il cordone fortemente degradato, il materiale base è caratterizzato da una corrosione uniforme non profonda, il pitting e la corrosione intergranulare sono poco ampi e profondi.
- Le analisi elettrochimiche di Polarizzazione, avvalorano scientificamente le precedenti considerazioni basate esclusivamente sull'osservazione dei giunti: giustificando la maggiore resistenza della AA 6056 T4 evidenziandone il comportamento passivo realizzato da un ossido anodico di adeguata stabilità, e chiarendo l'aspetto e la morfologia della corrosione rilevata sulle altre leghe.

8.5. Considerazioni

Da quanto risultato, non è facile giudicare in maniera univoca del comportamento a SCC dei giunti indagati. La norma ASTM G 47, infatti, di cui di seguito si riporta un brevissimo estratto, dà indicazioni qualitative ma non quantitative per provare a discernere i risultati frutto dello SCC da quelli frutto esclusivamente di fenomeni di corrosione.

10. Interpretation of Results

10.1 *Criterion of Failure:*

10.1.1 A sample shall be considered to have failed the test if one or more of the specimens fail, except that the retest provisions of Section 11 shall apply.

10.1.2 A specimen that has fractured or which exhibits cracking shall be considered as a stress corrosion failure unless proved otherwise by the provisions of 10.2 and 10.3.

10.2 *Macroscopic Examination*—Cracking should be clearly differentiated from lined-up pitting. If the presence of SCC is questionable, metallographic examinations should be performed to determine whether or not SCC is present.

NOTE 1—When a specimen fractures within a relatively short time after exposure (ten days or less), metallographic examination is not necessary because such rapid failures are characteristically due to SCC.

10.3 *Metallographic Examination:*

10.3.1 A specimen that reveals intergranular cracking, even when accompanied by transgranular cracking, shall be considered as an SCC failure. Intergranular fissures that are no deeper than the width of localized areas of intergranular corrosion or, in the case of C-rings, not deeper than those in unstressed or compressively stressed surfaces, shall not be considered as an SCC failure. In the case of tension specimens, the depth of intergranular fissures may be compared to those in an unstressed specimen when available.

10.3.2 A specimen that reveals only pitting corrosion (that is, no intergranular attack), or pitting plus transgranular cracking, shall not be considered as an SCC failure.

NOTE 2—Transgranular cracking in the absence of intergranular attack only occurs in pitted specimens under extremely high stress (intensity) and, for the purpose of this text method, is not considered as a criterion of SCC.

Figura 8.41 –Estratto dalla STM G 47 per l'interpretazione dei risultati

Al di là delle considerazioni fatte in precedenza e durante l'analisi dei risultati ottenuti, occorre tener presente che tutte le leghe indagate soffrono naturalmente, chi in misura maggiore e chi in misura minore, di corrosione per pitting, cui si accompagnano sovente, a fondo pit, fenomeni di corrosione intergranulare. È difficile pertanto stabilire se i danni che sono stati appurati dipendono solo dalla corrosione o anche dalla SCC.

Fenomeni come quelli apprezzati per la lega AA 2139 T3, come da Figura 8.25, o come quelli apprezzati per la AA 6056 T4, come da Figura 8.37, sembrerebbero essere dovuti a SCC poiché la corrosione intergranulare risulta preferenzialmente orientata in direzione perpendicolare a quelle di

applicazione del carico e pertanto, favorita da quest'ultimo. In tutti gli altri casi, invece, le osservazioni dei danni provocati non aiutano a capire se queste sono dovute allo SCC o alla sola corrosione. Ciò pone un quesito più ampio circa l'interpretazione dei risultati e la modalità di esecuzione del test stesso.

Si suggeriscono pertanto due azioni:

- innanzitutto per provare a risolvere l'interpretazione relativa ai danni indotti dal test, si consiglia di svolgere analoghe prove su manufatti in tutto e per tutto identici a quelli testati a SCC, ma sui quali non agisca alcuna sollecitazione meccanica: questo potrebbe aiutare a differenziare i danni indotti dalla sola corrosione da quelli imputabili, correttamente, allo SCC;
- allo scopo, infine, di interpretare i pur complessi risultati di una prova di questo tipo, si suggerisce di provare a definire più idonei, anche se pur complessi, criteri di accettabilità dei risultati stessi, che vadano al di là della semplice constatazione dell'avvenuto o meno cedimento catastrofico. Si suggerisce di adottare, oltre alle indicazioni contenute nella già citata ASTM G 47, ulteriori criteri in accordo ai quali, ad esempio, un pit e/o fenomeni di corrosione intergranulare potrebbero essere ritenuti accettabili solo per profondità massime non eccedenti una prefissata percentuale dello spessore iniziale, se questi sono di entità superiore a quelli apprezzati per provini non sollecitati meccanicamente.

8.6. Comparazione tra SCC e Corrosion Cracking

In riferimento a quanto detto precedentemente, è stato necessario realizzare ulteriori test, come previsto dalla norma ASTM G 47. Si deve comprendere chiaramente se i fenomeni di degradazione osservati al termine della prova di SCC sono attribuibili a tale tipo di sollecitazione, ovvero sono riconducibili ai soli fenomeni di corrosione che in ogni caso caratterizzano le leghe di Alluminio.

In questo aggiornamento, quindi, si confrontano gli effetti della degradazione dei provini, ottenuti in seguito a SCC con quelli ottenuti adoperando la stessa macchina di prova, su campioni non prevaricati.

8.6.1. Materiali

Giunti FSW omogenei in configurazione butt-joint, sono stati realizzati con le seguenti leghe di alluminio:

AA 2024 T3

AA 2139 T3

AA 2198 T351

AA 6056 T4

La prova è stata condotta in modo analogo alla procedura dello SCC riportata al Par 1.3 della IV Milestone, conducendo cicli di immersione alternati in una soluzione acquosa corrosiva contenente il 3,5% in peso di NaCl, per un periodo di 30 giorni. In questo caso ai provini dei giunti in esame non sono stati applicati carichi esterni, non è presente nessuno stato tensionale, ci si riferirà in seguito a questo tipo di prova come “Corrosion Cracking (CC)”. In questo modo è possibile verificare l’influenza sui giunti della sola corrosione, indotta dalla soluzione di prova e dall’aerazione alternata durante i 30 giorni di prova.

8.6.2. Risultati sperimentali

Una indagine macroscopica preliminare, è stata condotta per evidenziare le differenze emerse in seguito alle due tipologie di prova. Per ogni lega indagata, si riportano in Tabella 8.3 le immagini delle sezioni e delle superfici dei provini, si è sempre posto in basso il provino sottoposto a SCC ed in alto quello testato in assenza di carico imposto.

8.6.3. Macroscopia

La AA2024 T3 (CC) presenta una corrosione generalizzata del materiale base con formazione di pitting, il cordone è ancora meno danneggiato di quello sottoposto a SCC sebbene non sia esente da una lieve corrosione generalizzata.

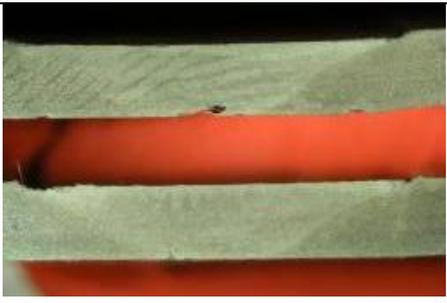
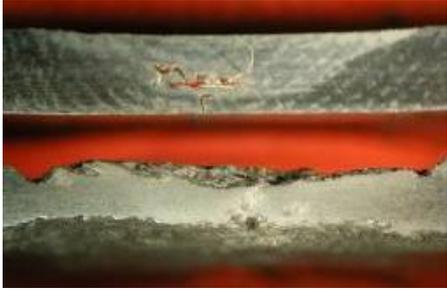
	Sezioni	Superfici
2024		
2139		
2198		
6056		

Tabella 8.3 – Analisi macrografica comparativa, 1x

La AA2139 T3 dopo il test CC, mostra una superficie notevolmente meno danneggiata, l'assenza di tensioni sembra condurre ad una forma di degradazione più uniforme, distribuita e poco profonda del materiale base, la riduzione di sezione è trascurabile se paragonata a quella ottenuta in seguito alla SCC. Il cordone di saldatura non mostra segni evidenti di corrosione.

La AA2198 T3 (CC), presenta una corrosione generalizzata della superficie, questa non è esente da pit di tipo cavernizzante, in questo caso i pit sono aperti, quindi è possibile evitare fenomeni esfolianti della superficie della lega. Il cordone non risulta danneggiato in maniera significativa.

Infine, la AA6056 T4, forte dei favori termodinamici che la inducono a passivare, non risulta minimamente corrosa sia sul materiale base che sul cordone di saldatura.

8.6.4. Microscopia

8.6.4.1 AA2024 T3

L'analisi microscopica conferma quanto visto in precedenza: sia il Materiale Base (BM) che il Nugget sono affetti da fenomeni corrosivi meno pericolosi, difatti si osserva una drastica riduzione del pitting a favore di una corrosione generalizzata uniformemente diffusa. Le immagini della AA2024 T3 riportate in Tabella 8.4, evidenziano inoltre che i giunti trattati con SCC pur essendo soggetti a corrosione intergranulare, caratteristica del processo, questa risulta essere poco profonda rispetto all'estensione superficiale, quindi il requisito indicato nella norma ASTM non viene rispettato e non si può parlare di SCC per il giunto testato con questa tecnica.

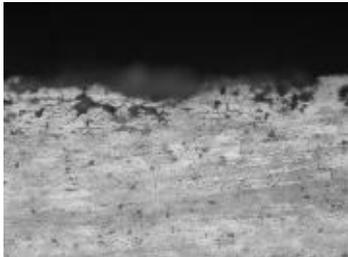
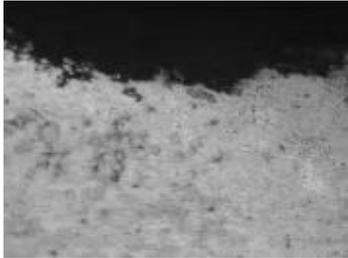
Zona	SCC	CC	Ingr
BM			1x
			20x
Nugget			1x
			20x

Tabella 8.4 – AA2024 T3, Analisi micrografica comparativa

8.6.4.2. AA2139 T3

La AA2139 T3 risulta essere poco danneggiata in seguito alla CC, i pochi pit presenti ora sono facilmente visualizzabili adottando bassi ingrandimenti (5x), nel caso dello SCC non era possibile inquadrarlo nella sua interezza. Inoltre è evidente che la sezione non ha subito riduzioni significative. Il nugget in entrambi i trattamenti è integro, infatti è possibile vedere le tracce impresse dall'utensile durante la saldatura (Tabella 8.5). Anche in questo caso, i giunti sottoposti a SCC presentano una corrosione intergranulare poco profonda, che tende ad estendersi parallelamente alla superficie. Quindi, pur essendo presenti danni di ordine superiore ai giunti testati con CC, i giunti sottoposti a SCC non rispondono ai requisiti imposti dalla ASTM.

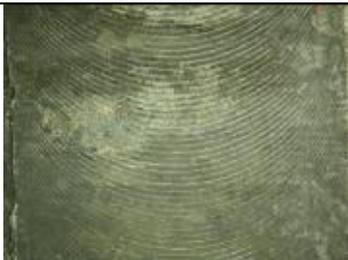
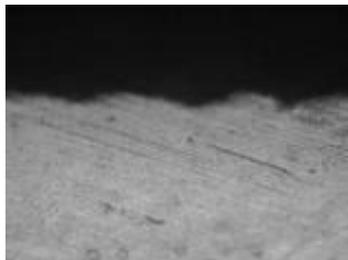
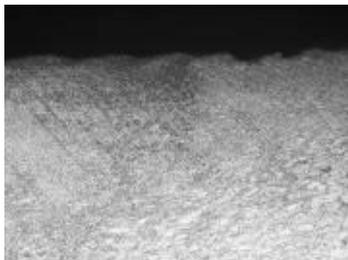
Zona	SCC	CC	Ingr
MB			1x
			5x
Nugget			1x
			5x

Tabella 8.5 – AA2139 T3, Analisi micrografica comparativa

8.6.4.3. AA2198 T3

L'analisi della AA2198 T3 (Tabella 8.6) conferma quanto osservato nelle macrografie, quindi la superficie è soggetta ad una corrosione più generalizzata se il giunto è sottoposto a CC, che conduce alla formazione di pit aperti non più tendenti all'esfoliazione. Il cordone si presenta integro, sono infatti presenti le orme dell'utensile per la saldatura. La corrosione intergranulare, nei giunti trattati SCC, è poco evidente e non sufficientemente profonda da giustificare i requisiti della norma.

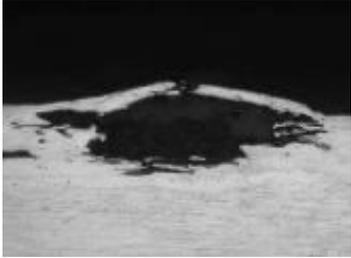
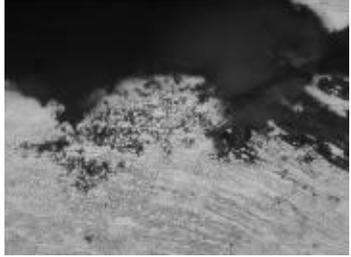
Zona	SCC	CC	Ingr
MB			1x
			10x
Nugget			1x
			20x

Tabella 8.6 – AA2198 T3, Analisi micrografica comparativa

8.6.4.4. AA6056 T4

La AA6056 T4 si differenzia da quelle della serie 2000 esaminate in precedenza, infatti è l'unica che nelle condizioni di prova produce un film passivante. Il materiale base, sia per il giunto testato con SCC che con CC, è quasi integro, è possibile osservare solo pit di piccolissime dimensioni diffusi sulla superficie. Il cordone trattato CC si presenta altrettanto integro, mentre lo SCC produceva una forte riduzione di sezione. Infine, anche per questa lega è possibile osservare fenomeni di corrosione intergranulare sul giunto trattato SCC, in questo caso i requisiti imposti dalla normativa sembrano essere rispettati e quindi la fenomenologia può essere ascritta come Stress Corrosion Cracking.

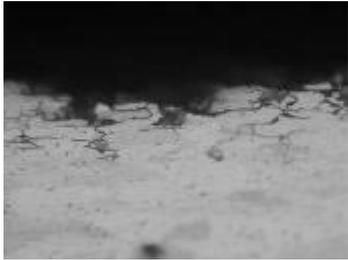
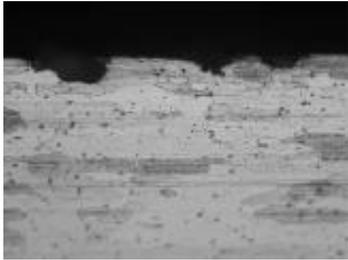
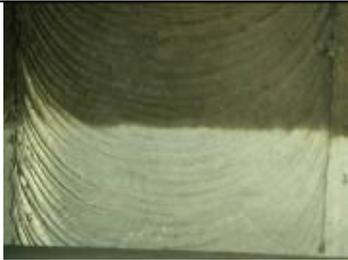
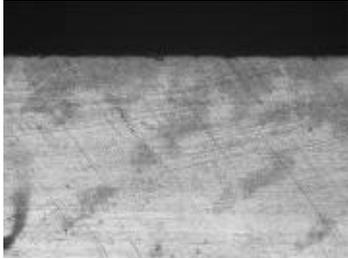
Zona	SCC	CC	Ingr
MB			1x
			20x
Nugget			1x
			5x

Tabella 8.7 – AA6056 T4, Analisi micrografica comparativa

8.7. Conclusioni

Da quanto esposto nei precedenti paragrafi è possibile fare tre importanti riflessioni:

- I giunti trattati con SCC presentano uno stato di degradazione superficiale notevolmente più gravoso rispetto agli stessi trattati con CC in assenza di carico, in alcuni casi sono evidenti le notevoli riduzioni della sezione resistente.
- Le leghe della serie della serie 2000 sottoposte a SCC, subiscono una elevata corrosione del materiale base rispetto a quanto è possibile osservare sul cordone di saldatura, al contrario la lega serie 6000 vede danneggiarsi significativamente proprio il Nugget, mantenendo integro il materiale base, questa inoltre, nel trattamento CC non risulta significativamente degradata rispetto alle leghe serie 2000.
- Nonostante il trattamento di SCC abbia prodotto un evidente fenomeno di corrosione intergranulare, questo è sufficientemente profondo rispetto all'estensione superficiale, rispettando la definizione imposta dalla normativa ASTM, solo nel caso della lega AA 6056 T4.

Bibliografia

- [1] Thomas WM, Nicholas ED, Needham JC, Murch MG, Temple-Smith P, Dawes CJ. Friction stir butt welding. International Patent Application No. PCT/GB92/02203; 1991. G.B. Patent Application No.9125978.8 (December 1991).
- [2] A.Squillace, A.De Fenzo, G.Giorleo, F.Bellucci, A comparison between FSW and TIG welding techniques: modifications of microstructure and pitting corrosion resistance in AA 2024-T3 butt joints, *Journal of Materials Processing Technology* 152 (2004) 97–105
- [3] A.Cabello Munoz, G.Ruckert, B.Huneau, X.Sauvage, S.Marya, Comparison of TIG welded and friction stir welded Al–4.5Mg–0.26Sc alloy, *journal of materials processing technology* 197 (2008) 337–343.
- [4] P.M.G.P.Moreira, M.A.V.de Figueiredo, P.M.S.T.de Castro, Fatigue behaviour of FSW and MIG weldments for two aluminium alloys, *Theoretical and Applied Fracture Mechanics* 48 (2007) 169–177.
- [5] A.K.Lakshminarayanan, V.Balasubramanian, K.Elangovan, Effect of welding processes on tensile properties of AA6061 aluminium alloy joints, *Int J Adv Manuf Technol* (2009) 40:286–296 DOI 10.1007/s00170-007-1325-0
- [6] Hidetoshi Fujii, Ling Cui, Masakatsu Maeda, Kiyoshi Nogi, Effect of tool shape on mechanical properties and microstructure of friction stir welded aluminium alloys, *Materials Science and Engineering A* 419 (2006) 25–31.
- [7] D.G. Hattingh, C. Blignault, T.I. van Niekerk, M.N. James, Characterization of the influences of FSW tool geometry on welding forces and weld tensile strength using an instrumented tool, *journal of materials processing technology* 203 (2008) 46–57.
- [8] P. Cavaliere, A. Squillace, F. Panella, Effect of welding parameters on mechanical and microstructural properties of AA6082 joints produced by friction stir welding, *journal of materials processing technology* 200 (2008) 364–372.
- [9] P. Cavaliere, F. Panella, Effect of tool position on the fatigue properties of dissimilar 2024-7075 sheets joined by friction stir welding, *journal of materials processing technology* 206 (2008) 249–255.
- [10] Cavaliere, P., Cerri, E., Squillace, A., 2005. Mechanical response of 2024-7075 aluminium alloys joined by friction stir welding. *J. Mater. Sci.* 40, 3669–3676.
- [11] M. Ericsson, Lai-Zhe Jin, R. Sandstrom, Fatigue properties of friction stir overlap welds, *International Journal of Fatigue* 29 (2007) 57–68.
- [12] M. Kemal Kulekci, Aydin Şik, Erdiñç Kaluç, Effects of tool rotation and pin diameter on fatigue properties of friction stir welded lap joints, *Int J Adv Manuf Technol* (2008) 36:877–882 DOI 10.1007/s00170-006-0901-z
- [13] V.M. Linton, M.I. Ripley, Influence of time on residual stresses in friction stir welds in agehardenable 7xxx aluminium alloys, *Acta Materialia* 56 (2008) 4319–4327.
- [14] L. Fratini, B. Zuccarello, An analysis of through-thickness residual stresses in aluminium FSW butt joints, *International Journal of Machine Tools & Manufacture* 46 (2006) 611–619.
- [15] D.A. Wadson, X. Zhou, G.E. Thompson, P. Skeldon, L. Djapic Oosterkamp, G. Scamans, Corrosion behaviour of friction stir welded AA7108 T79 aluminium alloy, *Corrosion Science* 48 (2006) 887–897.
- [16] S. Maggiolino, C. Schmid, Corrosion resistance in FSW and in MIG welding techniques of AA6XXX, *journal of materials processing technology* 197 (2008) 237–240.
- [17] O. Hatamleh, P.M. Singh, H. Garmestani, Corrosion susceptibility of peened friction stir welded 7075 aluminum alloy joints, *Corrosion Science* 51 (2009) 135–143.
- [18] F. Zucchi, G. Trabanelli, V. Grassi, Pitting and stress corrosion cracking resistance of friction stir welded AA 5083, *Mater. Corros.* 52 (2001) 853–859.

- [19] P. Bala Srinivasan, W. Dietzel, R. Zettler, J.F. dos Santos, V. Sivan, Stress corrosion cracking susceptibility of friction stir welded AA7075–AA6056 dissimilar joint, *Materials Science and Engineering A* 392 (2005) 292–300.
- [20] M. Bobby Kannan, W. Dietzel, R. Zeng, R. Zettler, J.F. dos Santos, A study on the SCC susceptibility of friction stir welded AZ31 Mg sheet, *Materials Science and Engineering A* 460–461 (2007) 243–250.
- [21] A.G. Olabi, G. Casalino, K.Y. Benyounis, A. Rotondo, Minimisation of the residual stress in the heat affected zone by means of numerical methods, *Materials and Design* 28 (2007) 2295–2302.
- [22] K. Elangovan, V. Balasubramanian, S. Babu, Predicting tensile strength of friction stir welded AA6061 aluminium alloy joints by a mathematical model, *Materials and Design* 30 (2009) 188–193.
- [23] K. Elangovan, V. Balasubramanian, S. Babu, Developing an Empirical Relationship to Predict Tensile Strength of Friction Stir Welded AA2219 Aluminum Alloy, *JMEPEG* (2008) 17:820–830, DOI: 10.1007/s11665-008-9240-6
- [24] A. K. LAKSHMINARAYANAN, V. BALASUBRAMANIAN, Comparison of RSM with ANN in predicting tensile strength of friction stir welded AA7039 aluminium alloy joints, *Trans. Nonferrous Met. Soc. China* 19 (2009) 8-19.
- [25] Dawes CJ, Thomas WM. Friction stir process welds aluminum alloys. *Welding J* 1996; 75(3): 41–5.
- [26] W.M. Thomas, E.D. Nicholas, S.D. Smith, in: S.K. Das, J.G. Kaufman, T.J. Lienert (Eds.), *Aluminum 2001—Proceedings of the TMS 2001 Aluminum Automotive and Joining Sessions*, TMS, 2001, p. 213.
- [27] W.M. Thomas, K.I. Johnson, C.S. Wiesner, Friction stir welding-recent developments in tool and process technologies. *Adv Eng Mater* 2003;5:485–90.
- [28] W.M. Thomas, A.B.M. Braithwaite, R. John, in: *Proceedings of the Third International Symposium on Friction Stir Welding*, Kobe, Japan, September 27–28, 2001.
- [29] W.M. Thomas, R.E. Dolby, in: S.A. David, T. DebRoy, J.C. Lippold, H.B. Smartt, J.M. Vitek (Eds.), *Proceedings of the Sixth International Conference on Trends in Welding Research*, Pine Mountain, GA, ASM International, 2003, pp.203–211.
- [30] D.G. Hattingh, C. Blignault, T.I. van Niekerk, M.N. James, Characterization of the influences of FSW tool geometry on welding forces and weld tensile strength using an instrumented tool, *Journal of materials processing technology* 203 (2008) 46–57.
- [31] K. Elangovan, V. Balasubramanian, M. Valliappan, Influences of tool pin profile and axial force on the formation of friction stir processing zone in AA6061 aluminium alloy, *Int J Adv Manuf Technol* (2008) 38:285–295.
- [32] Hidetoshi Fujii, Ling Cui, Masakatsu Maeda, Kiyoshi Nogi, Effect of tool shape on mechanical properties and microstructure of friction stir welded aluminum alloys, *Materials Science and Engineering A* 419 (2006) 25–31.
- [33] A.P. Reynolds, T.U. Seidel, M. Simonsen, in: *Proceedings of the First International Symposium on Friction Stir Welding*, Thousand Oaks, CA, USA, June 14–16, 1999.
- [34] A.P. Reynolds, *Sci. Technol. Weld. Joining* 5 (2000) 120.
- [35] T.U. Seidel, A.P. Reynolds, *Metall. Mater. Trans. A* 32 (2001) 2879.
- [36] M. Guerra, J.C. McClure, L.E. Murr, A.C. Nunes, in: K.V. Jata, M.W. Mahoney, R.S. Mishra, S.L. Semiatin, D.P. Field (Eds.), *Friction Stir Welding and Processing*, TMS, Warrendale, PA, USA, 2001, p. 25.
- [37] K. Colligan, in: *Proceedings of the First International Symposium on Friction Stir Welding*, Thousand Oaks, CA, USA, June 14–16, 1999.
- [38] K. Colligan, *Weld. J.* 78 (1999) 229S–237S.
- [39] 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.

- [40] B. London, M. Mahoney, W. Bingel, M. Calabrese, R.H. Bossi, D. Waldron, in: K.V. Jata, M.W. Mahoney, R.S. Mishra, S.L. Semiatin, T. Lienert (Eds.), *Friction Stir Welding and Processing II*, TMS, 2003, p. 3.
- [41] O.T. Midling, in: T.H. Sanders, Jr., E.A. Strake, Jr. (Eds.), *Proceedings of the Fourth International Conference on Aluminum Alloys*, vol. 1, Georgia Institute of Technology, School of Materials Science and Engineering, Atlanta, GA, USA, 1994, pp. 451–458.
- [42] J.H. Ouyang, R. Kovacevic, *J. Mater. Eng. Perform.* 11 (2002) 51.
- [43] L.E. Murr, R.D. Flores, O.V. Flores, J.C. McClure, G. Liu, D. Brown, *Mater. Res. Innovat.* 1 (1998) 211.
- [44] Y. Li, L.E. Murr, J.C. McClure, *Scripta Mater.* 40 (1999) 1041.
- [45] Thomas WM. Friction stir welding – recent developments. *Mater Sci Forum* 2003;426–432:229–36.
- [46] Thomas WM, Staines DG, Johnsonand KI, Evans P. Com-stir – compound motion for friction stir welding and machining. *Adv Eng Mater* 2003;5:273–4.
- [47] Nandan R, Roy GG, Lienert TJ, DebRoy T. Numerical modelling of 3D plastic flow and heat transfer during friction stir welding of stainless steel. *Sci Technol Weld Join* 2006;11:526–37.
- [48] Nandan R, Roy GG, Lienert TJ, DebRoy T. Three-dimensional heat and material flow during friction stir welding of mild steel. *Acta Mater* 2007;55:883–95.
- [49] Xu S, Deng X, Reynolds AP, Seidel TU. Finite element simulation of material flow in friction stir welding. *Sci Technol Weld Join* 2001;6:191–3.
- [50] Seidel TU, Reynolds AP. Two-dimensional friction stir welding process model based on fluid mechanics. *Sci Technol Weld Join* 2003;8:175–83.
- [51] Seidel TU, Reynolds AP. Visualization of the material flow in AA2195 friction-stir welds using a marker insert technique. *Metall Mater Trans A* 2001;32:2879–84.
- [52] Zhao YH, Lin SB, Qu F, Wu L. Influence of pin geometry on material flow in friction stir welding process. *Mater Sci Technol* 2006;22:45–50.
- [53] Guerra M, Schmidt C, McClure JC, Murr LE, Nunes AC. Flow patterns during friction stir welding. *Mater Charact* 2002;49:95–101.
- [54] Schmidt H, Hattel J. A local model for the thermomechanical conditions in friction stir welding. *Modell Simul Mater Sci Eng* 2005;13:77–93.
- [55] Buffa G, Hua J, Shivpuri R, Fratini L. Design of the friction stir welding tool using the continuum based FEM model. *Mater Sci Eng A* 2006;419:381–8.
- [56] Mandal A, Roy P. Modeling the compressive strength of molasses–cement sand system using design of experiments and back propagation neural networks. *J Mater Process Technol* 2006;180:167–73.
- [57] S. Xu, X. Deng, A.P. Reynolds, T.U. Seidel, *Sci. Technol. Weld. Joining* 6 (2001) 191.
- [58] P. Dong, F. Lu, J.K. Hong, Z. Cao, *Sci. Technol. Weld. Joining* 6 (2001) 281.
- [59] P. Colegrove, H. Shercliff, in: K.V. Jata, M.W. Mahoney, R.S. Mishra, S.L. Semiatin, T. Lienert (Eds.), *Friction Stir Welding and Processing II*, TMS, Warrendale, PA, USA, 2003, p. 13.
- [60] C.B. Smith, G.B. Bendzsak, T.H. North, J.F. Hinrichs, J.S. Noruk, R.J. Heideman, Ninth International Conference on Computer Technology in Welding, Detroit, Michigan, USA, 28–30 September 1999, 2000, p. 475.
- [61] G.J. Bendzsak, C.B. Smith, in: *Proceedings of the Second International Symposium on Friction Stir Welding*, Gothenburg, Sweden, June 26–28, 2000.
- [62] A. Askari, S. Silling, B. London, M. Mahoney, in: K.V. Jata, M.W. Mahoney, R.S. Mishra, S.L. Semiatin, D.P. Filed (Eds.), *Friction Stir Welding and Processing*, TMS, Warrendale, PA, USA, 2001, p. 43.
- [63] R.L. Goetz, K.V. Jata, in: K.V. Jata, M.W. Mahoney, R.S. Mishra, S.L. Semiatin, D.P. Filed (Eds.), *Friction Stir Welding and Processing*, TMS, Warrendale, PA, USA, 2001, p. 35.
- [64] M.B. Stewart, G.P. Adamas, A.C. Nunes Jr., P. Romine, *Developments in Theoretical and Applied Mechanics*, Florida Atlantic University, USA, 1998, pp. 472–484.

- [65] A.C. Nunes Jr., in: S.K. Das, J.G. Kaufman, T.J. Lienert (Eds.), *Aluminum 2001*, TMS, Warrendale, PA, USA, 2001, p. 235.
- [66] L. Ke, L. Xing, J.E. Indacochea, *Joining of Advanced and Specialty Materials IV*, ASM International, Materials Park, USA, 2002, pp. 125–134.
- [67] W.J. Arbegast, in: Z. Jin, A. Beaudoin, T.A. Bieler, B. Radhakrishnan (Eds.), *Hot Deformation of Aluminum Alloys III*, TMS, Warrendale, PA, USA, 2003, p. 313.
- [68] M.W. Mahoney, C.G. Rhodes, J.G. Flintoff, R.A. Spurling, W.H. Bingel, *Metall. Mater. Trans. A* 29 (1998) 1955.
- [69] Nandan R, Roy GG, DebRoy T. Numerical simulation of three-dimensional heat transfer and plastic flow during friction stir welding. *Metall Mater Trans A* 2006;37:1247–59.
- [70] Nandan R, Lienert TJ, DebRoy T. Toward reliable calculations of heat and plastic flow during friction stir welding of Ti–6Al–4V alloy. *Int J Mater Res* 2008;99:434–44.
- [71] H. Hori, S. Makita, H. Hino, in: *Proceedings of the First International Symposium on Friction Stir Welding*, Thousand Oaks, CA, USA, June 14–16, 1999.
- [72] M. Kumagai, S. Tanaka, in: *Proceedings of the First International Symposium on Friction Stir Welding*, Thousand Oaks, CA, USA, June 14–16, 1999.
- [73] R.S. Mishra, Z.Y. Ma / *Materials Science and Engineering R* 50 (2005) 1–78
- [74] G. Bussu, P.E. Irving, in: *Proceedings of the First International Symposium on Friction Stir Welding*, Thousand Oaks, CA, USA, June 14–16, 1999.
- [75] J.Z. Zhang, R. Pedwell, H. Davies, in: *Proceedings of the Second International Symposium on Friction Stir Welding*, Gothenburg, Sweden, June 2000.
- [76] M. Erisson, R. Sandstrom, J. Hagstrom, in: *Proceedings of the Second International Symposium on Friction Stir Welding*, Gothenburg, Sweden, June 2000.
- [77] N. Jayaraman, P. Prevey, M. Mahoney, in: K.V. Jata, M.W. Mahoney, R.S. Mishra, S.L. Semiatin, T. Lienert (Eds.), *Friction Stir Welding and Processing II*, TMS, 2003, p. 259.
- [78] R. Braun, G. Biallas, C.D. Donne, G. Staniek, in: P.J. Winkler (Ed.), *Materials for Transportation Technology EUROMAT'99*, vol. 1, Wiley/VCH, 1999, pp. 150–155.
- [79] J. Corral, E.A. Trillo, Y. Li, L.E. Murr, *J. Mater. Sci. Lett.* 19 (2000) 2117.
- [80] F. Zucchi, G. TrabANELLI, V. Grassi, *Mater. Corros.* 52 (2001) 853.
- [81] E.I. Meletis, P. Gupta, F. Nave, in: K.V. Jata, M.W. Mahoney, R.S. Mishra, S.L. Semiatin, T. Lienert (Eds.), *Friction Stir Welding and Processing II*, TMS, Warrendale, PA, USA, 2003, p. 107.
- [82] J.B. Lumsden, M.W. Mahoney, G. Pollock, C.G. Rhodes, *Corrosion* 55 (1999) 1127.
- [83] F. Hannour, A.J. Davenport, M. Strangwood, in: *Proceedings of the Second International Symposium on Friction Stir Welding*, Gothenburg, Sweden, June 26–28, 2000.
- [84] C.S. Paglia, L.M. Ungaro, B.C. Pitts, M.C. Carroll, A.P. Reynolds, R.G. Buchheit, in: K.V. Jata, M.W. Mahoney, R.S. Mishra, S.L. Semiatin, T. Lienert (Eds.), *Friction Stir Welding and Processing II*, TMS, Warrendale, PA, USA, 2003, p. 65.
- [85] C.S. Paglia, M.C. Carroll, B.C. Pitts, A.P. Reynolds, R.G. Buchheit, *Mater. Sci. Forum* 396–402 (2002) 1677.
- [86] J. Lumsden, G. Pollock, M. Mahoney, in: K.V. Jata, M.W. Mahoney, R.S. Mishra, S.L. Semiatin, T. Lienert (Eds.), *Friction Stir Welding and Processing II*, TMS, Warrendale, PA, USA, 2003, p. 99.
- [87] B.N. Padgett, C. Paglia, R.G. Buchheit, in: K.V. Jata, M.W. Mahoney, R.S. Mishra, S.L. Semiatin, T. Lienert (Eds.), *Friction Stir Welding and Processing II*, TMS, Warrendale, PA, USA, 2003, p. 55.