

POLITECNICO DI TORINO

Collegio di Ingegneria Chimica e dei Materiali

Corso di Laurea Magistrale
in Ingegneria dei Materiali per l'Industria 4.0

Tesi di Laurea Magistrale

Caratterizzazione meccanica di giunti saldati laser in lega di alluminio 7075 per componenti automotive



**Politecnico
di Torino**

Relatore

Prof. Gianfranco Genta

Correlatori

Ing. Roberto Cagliero

Prof. Giacomo Maculotti

Candidata

Alessia Sofia Guzzo

Marzo 2026

Ringraziamenti

Giunta al termine di questo percorso, desidero rivolgere un sentito ringraziamento al mio relatore, il Professor Gianfranco Genta, per la costante disponibilità dimostrata sin dall'inizio del tirocinio e per i preziosi consigli che mi hanno guidata nell'approfondimento di tematiche per me nuove. Un ringraziamento speciale va al mio tutor aziendale, l'Ingegnere Roberto Cagliero, per avermi seguita con attenzione sin dal primo giorno in AGLA. Grazie a lui ho avuto l'opportunità di interfacciarmi per la prima volta con una realtà aziendale stimolante, sentendomi parte integrante e partecipe di numerose attività. Lo ringrazio inoltre per la fiducia riposta in me durante la stesura di questo lavoro e per l'incoraggiamento rivolto al mio futuro professionale.

Ringrazio i miei amici e le mie amiche, compagni di studio e di vita. Grazie per aver condiviso con me i momenti più faticosi e per aver trasformato le preoccupazioni in momenti di spensieratezza e distrazione.

Infine, un pensiero profondo va alla mia famiglia, pilastro fondamentale di questi anni: grazie per avermi spinta a puntare in alto e per aver creduto in me anche nei momenti di maggiore incertezza.

Indice

1	Introduzione	1
2	Leghe di alluminio nel settore automotive	3
2.1	Designazione delle leghe di alluminio	3
2.1.1	Trattamenti termici	4
2.2	Ruolo degli elementi alliganti nelle leghe di alluminio	5
2.2.1	Lega EN AW-7075	6
2.3	Applicazioni delle leghe di alluminio	8
2.3.1	Caso studio: smorzatore viscoso del motore Lamborghini Temerario	10
3	Saldatura Laser Autogena	12
3.1	Introduzione alla tecnologia	12
3.2	Zone influenzate dalla saldatura	13
3.3	Saldatura laser delle leghe di alluminio	15
4	Metodi di Caratterizzazione meccanica	18
4.1	Prova di trazione	18
4.1.1	Normativa di riferimento	18
4.1.2	Principio di misura	19
4.2	Microdurezza Vickers	20
4.2.1	Normativa di riferimento	21
4.2.2	Principio di misura	21
4.3	Indentazione strumentata	23
4.3.1	Normativa di riferimento	24
4.3.2	Principio di misura	24
5	Setup sperimentale	28
5.1	Preparazione dei campioni	28
5.1.1	Provini di trazione	28
5.1.2	Provini metallografici	29
5.2	Trattamenti termici	31
5.3	Macchina di trazione	32
5.4	Microdurometro Vickers	33
5.5	Stereomicroscopio e microscopio ottico	34
5.6	Macchina per prova di indentazione strumentata	35
6	Risultati	37
6.1	Curve di trazione	37
6.1.1	Curve sforzo-deformazione	37
6.2	Mappe di durezza	40
6.2.1	Analisi statistica	46
6.2.2	Discussione risultati statistici	49

6.3	Correlazione tra durezza e carico di snervamento	58
6.4	Analisi microstrutturale	60
6.4.1	Indagine delle seconde fasi tramite SEM/EDS	60
6.4.2	Scansioni EDS zona termicamente alterata	65
6.5	Indentazione strumentata	68
6.5.1	Correlazione tra indentazione strumentata e indentazione convenzionale .	73
7	Conclusioni	75
	Bibliografia	78

Capitolo 1

Introduzione

Il progetto di tesi sperimentale è stato svolto presso il laboratorio L.B.N. Ricerca di Avigliana (To), in collaborazione con l'azienda AGLA Power Transmission SPA ed una seconda parte sperimentale presso la sala metrologica del Dipartimento di Ingegneria Gestionale e della Produzione (DIGEP) del Politecnico di Torino.

Il laboratorio L.B.N. Ricerca nasce nel 2002 con l'intento di affermarsi come struttura R&D per sviluppare prodotti e tecnologie innovative nell'ambito dell'industria metalmeccanica. Ad oggi è infatti specializzata nelle seguenti attività:

- Sistemi di produzione per deformazione plastica dei materiali metallici;
- Sviluppo di macchine e sistemi di produzione speciali;
- Automazione industriale;
- Prove controlli e collaudi.

L'azienda AGLA Power Transmission venne fondata nel 1962 con l'obiettivo iniziale di costruire stampi per lamiera. Grazie a continue innovazioni, oggi si afferma come uno dei principali produttori di smorzatori di vibrazioni torsionali e pulegge. Sebbene l'operato è storicamente legato alla deformazione plastica a freddo dell'acciaio, l'azienda sta introducendo per determinati prodotti l'utilizzo di innovativi materiali in lega di alluminio.

La presenza di banchi prova specifici presenti nell'azienda permette al laboratorio di certificare e condurre prove accreditate su componenti automotive di numerose aziende leader nel settore automobilistico, come VOLKSWAGEN-AUDI, LAMBORGHINI, PORSCHE, FCA, MASERATI. [1]

La maggior parte dei prodotti automotive che il laboratorio controlla e valida attraverso analisi metallografiche, prove di trazione, prove di durezza, prove di fatica, misurazioni di viscosità e reometria, vengono prodotti all'interno dell'azienda AGLA seguendo un iter, prima della fase di testing in laboratorio, che prevede i seguenti passaggi:

- Approvvigionamento del Raw Material;
- Blanking (tranciatura) del materiale;
- Stampaggio a freddo a partire da una lamiera;
- Processo di rullatura;
- Lavorazione meccanica per asportazione di truciolo, in modo tale da rifinire il pezzo;
- Saldatura laser tra le parti che costituiranno il componente finale;

- Verniciatura per cataforesi. [2]

Lo scopo del progetto di ricerca nel quale si articola tale lavoro di tesi è di condurre un'approfondita caratterizzazione meccanica della lega di alluminio EN AW 7075-T6, impiegata dall'azienda AGLA per produrre smorzatori viscosi.

Attraverso un approccio integrato, che ha coinvolto l'utilizzo di diverse prove meccaniche, è stato possibile raccogliere dati meccanici, correlarli a dati microstrutturali e analizzarli tramite tool statistici.

Il progetto si è incentrato soprattutto nella realizzazione di mappe di durezza come strumento per valutare il fenomeno dell'invecchiamento in una lega della serie 7000 in seguito ad uno specifico processo di saldatura laser, valutando al contempo come il materiale rispondesse a diverse condizioni di trattamento termico.

Le prove di durezza sono state condotte tramite tecnologia convenzionale e tecnologia strumentata, al fine di valutare quale potesse essere il vantaggio nell'usare uno strumento all'avanguardia con l'evoluzione tecnologica, soprattutto per quelli che sono gli standard ed i requisiti aziendali. L'obiettivo finale che si pone il lavoro di tesi è quello di convalidare un metodo che permetta di avere un controllo globale sulle principali proprietà meccaniche del materiale in analisi, sfruttando prove di trazione, prove di durezza e analisi microstrutturali, trovando, quando possibile, delle correlazioni che permettano di risalire alle medesime proprietà con analisi minimamente invasive e non distruttive.

L'elaborato si articola in una prima parte che illustra lo stato dell'arte delle leghe di alluminio e della saldatura laser, a seguire verranno presentati i principali metodi di caratterizzazione meccanica e il setup sperimentale adottato. Si procederà all'analisi dei risultati ottenuti e della loro correlazione; infine, verranno tratte le conclusioni necessarie per delineare i possibili sviluppi futuri della ricerca condotta finora.

Capitolo 2

Leghe di alluminio nel settore automotive

La produzione di alluminio su larga scala si affermò nel 1886 grazie al brevetto del processo Hall-Heroult, a opera dello scienziato americano Charles Martin Hall e dello scienziato francese Paul Heroult. Questo processo venne ulteriormente affinato nel 1888 dallo scienziato Karl Bayer, il quale propose l'estrazione dell'ossido di alluminio direttamente dalla Bauxite.[3]

Nel XXI secolo, con la crescente domanda di soluzioni ingegneristiche che coniughino comfort, sicurezza e leggerezza delle strutture, le leghe di alluminio giocano un ruolo fondamentale. Queste leghe, appartenenti alla categoria delle "leghe leggere", offrono un ottimo compromesso tra basso peso, riciclabilità e versatilità produttiva.

2.1 Designazione delle leghe di alluminio

Le leghe di alluminio si suddividono in due categorie: le leghe da getto e le leghe da deformazione plastica, quest'ultime di maggiore interesse in quanto lavorabili a freddo per produrre profili estrusi, laminati e forgiati. [4]

La designazione delle leghe da deformazione plastica è stata definita dall'Aluminium Association, su cui si basa la vigente normativa europea ISO 573-1. In tabella 2.1 si riportano le sigle di tali leghe, il cui sistema prevede l'utilizzo di un numero a quattro cifre da cui risalire alla composizione chimica.

Tabella 2.1: Designazione di leghe di alluminio da deformazione plastica

Lega	Elemento alligante principale
1xxx	Nessun alligante principale (Alluminio quasi puro)
2xxx	Rame (Cu)
3xxx	Manganese (Mn)
4xxx	Silicio (Si)
5xxx	Magnesio (Mg)
6xxx	Magnesio e Silicio (Mg, Si)
7xxx	Zinco (Zn)
8xxx	Altri elementi
9xxx	Sperimentale

La prima cifra della designazione indica l'elemento in lega, la seconda indica la lega originale e le modifiche apportate alla stessa, mentre le ultime due cifre servono esclusivamente ad identificare le leghe presenti nel medesimo gruppo, quindi non sono particolarmente significative.

Le leghe appartenenti alla serie 1xxx posseggono un elevato grado di purezza, in quanto sono costituite per il 99% da alluminio. Le leghe della serie 2xxx, 6xxx e 7xxx sono rinforzate tramite trattamento termico di solubilizzazione e rapido raffreddamento: gli elementi alliganti presenti in lega, i soluti, durante il trattamento termico si disperdono omogeneamente nella matrice di alluminio. Infine, le leghe della serie 3xxx, 4xxx e 5xxx vengono rinforzate tramite lavorazione a freddo nei processi di laminazione o forgiatura. [5]

In conformità a quanto riportato nella normativa ISO 515, si definiscono in tabella 2.2 le designazioni di tempra per l'alluminio forgiato e per le leghe di alluminio.

Tabella 2.2: Designazione degli stati metallurgici

Designazione tempra	Trattamento e descrizione
F	Grezzo di fabbricazione - Nessun controllo su condizioni termiche o incrudimento
O	Ricottura - Con la ricottura si ottiene la minima resistenza meccanica
H	Incrudimento - In seguito a ricottura i prodotti vengono sottoposti a lavorazione a freddo
W	Solubilizzazione - Le leghe invecchiano spontaneamente in seguito a solubilizzazione
T	Trattamento termico - Per ottenere stati fisici stabili

2.1.1 Trattamenti termici

Le leghe trattate termicamente, designate dalla lettera T, nascono dall'esigenza di produrre stati di tempra stabili rispetto agli stati F, O, H, W. In particolare, la sigla T viene accompagnata da cifre numeriche che identificano il trattamento termico, come riportato in tabella 2.3. [6]

Tabella 2.3: Designazione delle leghe da trattamento termico

Trattamento termico	Descrizione
T1	Raffreddato da formatura e invecchiato naturalmente
T2	Raffreddato, incrudito e invecchiato naturalmente
T3	Solubilizzato, incrudito e invecchiato naturalmente
T4	Solubilizzato e invecchiato naturalmente
T5	Raffreddato da formatura e invecchiato artificialmente
T6	Solubilizzato e invecchiato artificialmente
T7	Solubilizzato e sovrainvecchiato/stabilizzato
T8	Solubilizzato, incrudito e invecchiato artificialmente
T9	Solubilizzato, invecchiato artificialmente e poi incrudito

Le leghe di alluminio vengono irrobustite mediante indurimento per precipitazione, quest'ultimo prevede una sequenza costituita da solubilizzazione, tempra ed invecchiamento.

La lega viene riscaldata per permettere la dissoluzione dell'elemento di lega nella matrice principale, successivamente viene raffreddata fino a temperatura ambiente per bloccare gli elementi

di lega appena disciolti e infine si ha il fenomeno dell'invecchiamento: può avvenire a temperatura ambiente con cinetiche lente, si parla dunque di invecchiamento naturale (T4) e in modo artificiale (T6), tramite forno a temperature moderate, che accelerano il fenomeno di precipitazione. Solitamente, l'invecchiamento artificiale viene eseguito a temperature comprese tra 115°C e 190°C, per durate che variano tra le 5 e le 48 ore, a seconda della lega e delle proprietà meccaniche desiderate. In seguito a questi passaggi si ha la formazione di particelle molto fini che generano delle tensioni nella matrice, responsabili dell'incremento di resistenza e della durezza in quanto ostacolano il movimento delle dislocazioni reticolari. [7]

La figura 2.1 mostra i fenomeni che si verificano durante un generico trattamento T6 in uno schema tempo-temperatura.

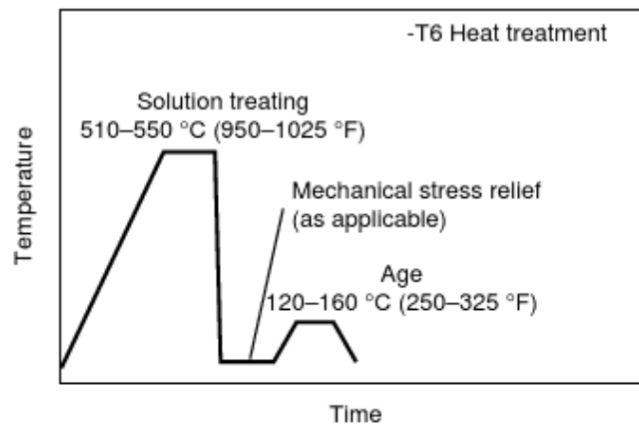


Figura 2.1: Schema tempo-temperatura del trattamento termico T6 [7]

2.2 Ruolo degli elementi alliganti nelle leghe di alluminio

L'alluminio è un materiale leggero, con una densità di 2,7 g/cm³. L'alluminio puro e le sue leghe possiedono una struttura cristallina cubica a facce centrate (FCC), stabile fino al punto di fusione di 657°C. Poiché la struttura FCC contiene numerosi piani di scorrimento, essa contribuisce in modo significativo all'eccellente formabilità delle leghe di alluminio. [8]

L'alluminio puro è duttile, quindi per raggiungere le proprietà meccaniche adeguate ad applicazioni di tipo strutturale, devono essere aggiunti elementi di lega andando ad incrementare le proprietà di resistenza a corrosione, resistenza meccanica, durezza e bassa densità.

I principali elementi alliganti che si ritrovano in queste leghe sono il Silicio, il Magnesio, il Manganese, il Rame e lo Zinco, tutti elementi appartenenti alla categoria degli elementi alliganti maggiori.[9, 10]

Ognuno di questi elementi conferisce proprietà ed effetti differenti:

- Silicio: migliora la colabilità del fuso all'interno dello stampo e garantisce resistenza all'usura in uso;
- Magnesio: aumenta la resistenza alla corrosione grazie all'elevata affinità con l'ossigeno che porta alla formazione dello strato di passivazione di Al_2O_3 ;
- Manganese: aumenta la resistenza meccanica e alla corrosione;
- Rame: aumenta la resistenza meccanica soprattutto ad alte temperature. Inoltre, non avendo elevata affinità con l'ossigeno, rende più facile il processo di colata in stampo;

- Zinco: conferisce elevate proprietà meccaniche, questa caratteristica aumenta in modo considerevole se lo zinco viene aggiunto insieme al magnesio, ed in questo caso si parla di leghe Al-Zn-Mg.

È altresì possibile trovare elementi alliganti minoritari come Titanio, Zirconio, Boro, Cromo, Niobio. In figura 2.2 si può apprezzare il contributo di alcuni elementi in lega sul carico di snervamento.

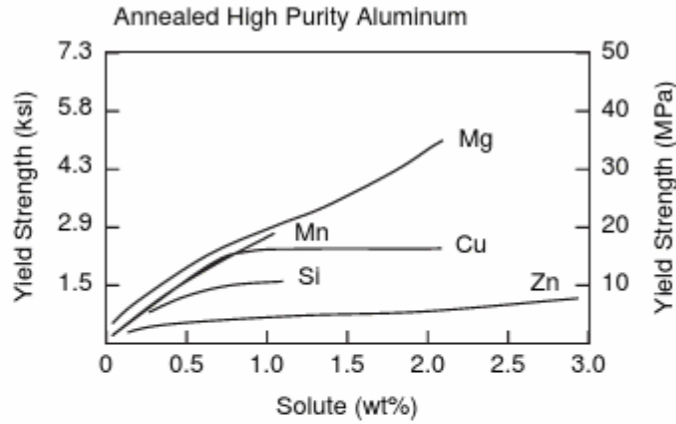


Figura 2.2: Effetto degli elementi alliganti sul carico di snervamento [10]

2.2.1 Lega EN AW-7075

Il lavoro di tesi sperimentale tratterà di un componente automobilistico in lega di alluminio 7075-T6, a tal proposito, nella seguente sezione, verranno presentate le principali caratteristiche chimiche e meccaniche.

Secondo quanto stabilito dalla normativa ISO 755-2, in tabella 2.4 vengono riportati i parametri meccanici della lega di nostro interesse, in particolare si farà riferimento ad una barra estrusa con diametro compreso 150 mm e 200 mm, in seguito al trattamento termico T6.[11]

Tabella 2.4: Parametri meccanici della lega 7075-T6 [11]

Extruded rod/bar									
Temper	Dimensions mm		R_m		$R_{p0.2}$		A	$A_{50\text{ mm}}$	Hardness Typical value
	D^a	S^b	MPa		MPa		%	%	
			min.	max.	min.	max.	min.	min.	
0, H111	≤ 200	≤ 200	-	275	-	16	10	8	60
T6, T6510, T6511	≤ 25	≤ 25	540	-	480	-	7	5	150
	$25 < D \leq 100$	$25 < S \leq 100$	560	-	500	-	7	-	150
	$100 < D \leq 150$	$100 < S \leq 150$	550	-	440	-	5	-	150
	$150 < D \leq 200$	$150 < S \leq 200$	440	-	400	-	5	-	150
T73, T73510, T73511 ^c	≤ 25	≤ 25	485	-	420	-	7	5	135
	$25 < D \leq 75$	$25 < S \leq 75$	475	-	405	-	7	-	135
	$75 < D \leq 100$	$75 < S \leq 100$	470	-	390	-	6	-	135
	$100 < D \leq 150$	$100 < S \leq 150$	440	-	360	-	6	-	135

Al contempo la normativa ISO 573-3 stabilisce i limiti di composizione chimica in percentuale in massa, come riportato in tabella 2.5. [12]

Tabella 2.5: Composizione chimica della lega EN AW-7075

Lega	Elemento							
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti
EN-AW-7075	0,40	0,50	1,2-2,0	0,30	2,1-2,9	0,18-0,28	5,1-6,1	0,20

Il trattamento termico T6 della lega EN AW-7075 viene eseguito per conferire la massima resistenza meccanica come mostrato in figura 2.3, e si articola in tre passaggi fondamentali che, secondo la letteratura, prevedono:

- solubilizzazione tra 450 °C e 575 °C, gli elementi in lega solubili vengono messi in soluzione;
- tempra rapida, in cui gli elementi di lega rimangono intrappolati in soluzione;
- invecchiamento artificiale a temperature comprese tra 93 °C e 245 °C per tempi compresi tra le 2 h e le 120 h. In questa fase gli elementi di lega, trattenuti in soluzione, precipitano formando una distribuzione di particelle fini.

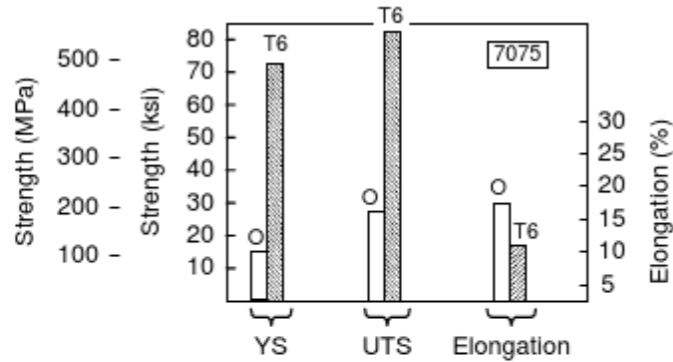


Figura 2.3: Effetto del trattamento termico T6 su yield strength, ultimate tensile strength ed elongazione della lega EN AW-7075 [10]

L'invecchiamento è la fase cruciale, in quanto si verifica il fenomeno di precipitazione, in cui il sistema evolve da fase metastabile a fase stabile. In particolare il fenomeno di precipitazione evolve nel seguente modo:

1. **Zone di Guinier-Preston:** si formano aggregati con dimensioni nell'ordine di decine di angstrom di Zn e Mg coerenti con la matrice come riportato in figura 2.4, che generano un significativo rafforzamento della lega;
2. **Fase metastabile η' ($MgZn_2$):** responsabile del massimo incremento di resistenza meccanica, il precipitato è semicoerente con la matrice di Al;
3. **Fase stabile η ($MgZn_2$):** si formano grossi precipitati incoerenti come riportato in figura 2.5, tipici dell'overaging, che portano ad un peggioramento delle proprietà meccaniche.

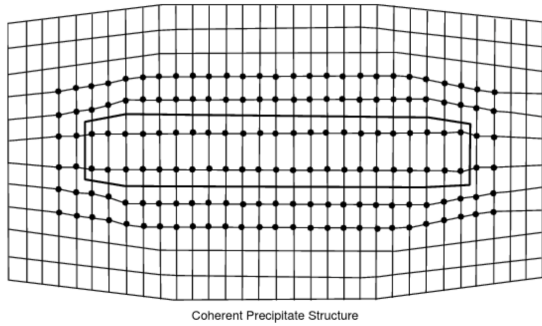


Figura 2.4: Precipitato coerente [7]

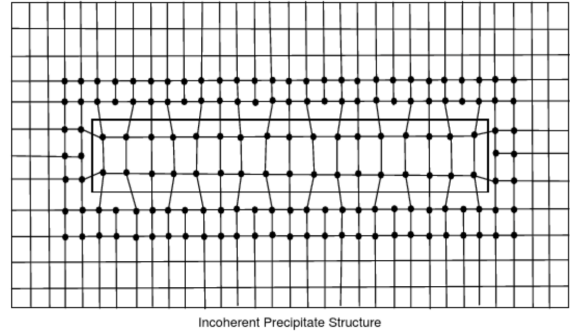


Figura 2.5: Precipitato incoerente [7]

Affinché l'indurimento per precipitazione sia efficace, è necessaria la presenza di interfacce coerenti o semicoerenti tra matrice e precipitati, poiché lo sviluppo di un'interfaccia incoerente comporta un ammorbidimento della lega. Ne consegue che, per ottenere la massima resistenza, l'invecchiamento deve essere condotto fino al punto in cui il moto delle dislocazioni risulta ostacolato sia dal taglio delle particelle sia dalla loro flessione (looping) attorno ad esse; tale condizione è illustrata in figura 2.6. [7]

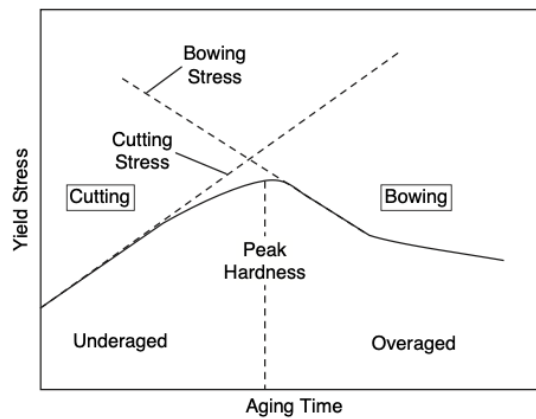


Figura 2.6: Sottoinvecchiamento e sovrainvecchiamento [7]

2.3 Applicazioni delle leghe di alluminio

Nella società odierna, la crescente attenzione verso l'efficienza energetica e la riduzione delle emissioni trova, nel settore automotive e aeronautico, una possibile soluzione nell'alleggerimento dei veicoli attraverso l'impiego di leghe leggere, come quelle di alluminio e magnesio.

L'utilizzo e la diffusione dell'alluminio come materiale per alleggerire i veicoli risale agli inizi del XX secolo: emblematico è il caso del 1903, quando i fratelli Wright scelsero di installare un motore in alluminio sul loro primo aeroplano. Ad oggi, la maggior parte dei veicoli spaziali è costituita fino all'80% da alluminio e le leghe maggiormente utilizzate sono la 2024-T3 e la 7075-T6, grazie all'elevata resistenza specifica. [13]

Parallelamente, la presenza dell'alluminio e delle sue leghe è in costante crescita anche nelle autovetture, come evidenziato dai dati riportati in figura 2.7, i quali mostrano una previsione fino all'anno 2030. [14]

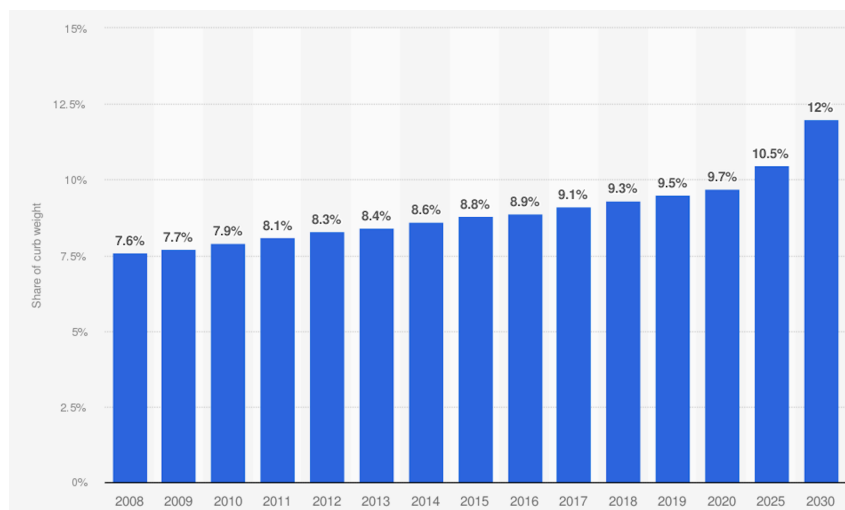


Figura 2.7: Alluminio nel peso a vuoto delle auto di dimensioni medie in Europa occidentale: storico e previsioni nel corso degli anni

In questo ambito, l'alluminio trova numerose applicazioni grazie alla sua combinazione di leggerezza, duttilità e resistenza alla corrosione, un quadro complessivo delle principali applicazioni dell'alluminio nel settore automobilistico è fornito dall'Aluminium Automotive Manual a cura dell'European Aluminium association. Nel documento le applicazioni vengono raggruppate per macro-categorie, tra cui:

- Carrozzeria;
- Sistemi di gestione dell'urto;
- Telaio e sospensioni;
- Power train;
- Ruote e cerchi;
- Scambiatori di calore.

Il primo telaio *Space Frame* completamente in alluminio fu progettato da Audi nel 1994 sulla A8, aprendo la strada ad un'evoluzione progettuale che ha interessato diversi modelli successivi. In figura 2.8 viene mostrato, a titolo esemplificativo, il telaio space frame dell'Audi R8 Coupé, realizzato interamente in alluminio con un peso di soli 210 kg. [15]



Figura 2.8: Space frame dell'Audi R8 coupé

Le esigenze contemporanee legate alla riduzione dei consumi, alla diminuzione delle emissioni nel rispetto delle normative ambientali, stanno spingendo verso soluzioni leggere ad elevata efficienza strutturale. In questo contesto, l'alluminio si conferma uno dei materiali più promettenti: come

riportato da Tisza e Czinege [16], il car body rappresenta la maggior porzione del peso del veicolo, la densità ridotta di questo metallo consente riduzioni di massa del 30-50% rispetto all'acciaio a parità di carico, con benefici su prestazioni e consumi.

Tuttavia, l'utilizzo dell'alluminio non può prescindere dalla valutazione dei suoi svantaggi. Il costo della materia prima è superiore a quello degli acciai convenzionali, come riportato nello schema in figura 2.9, e alcune delle proprietà meccaniche, come il modulo elastico, sono inferiori, imponendo riprogettazioni strutturali adatte.

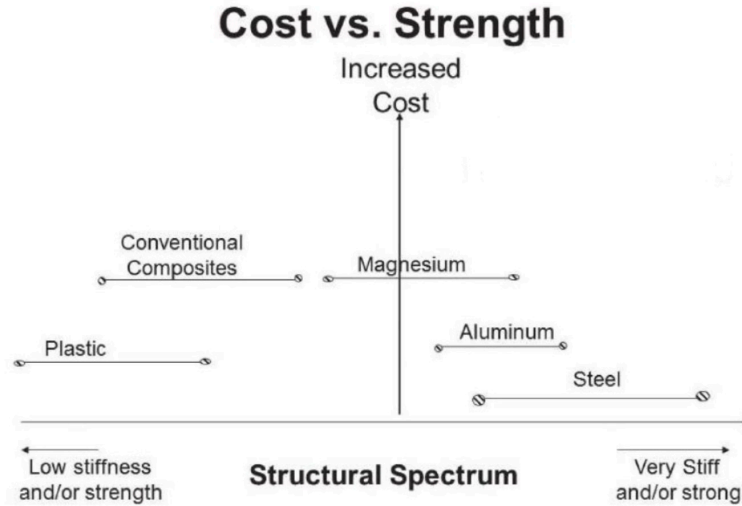


Figura 2.9: Materiali nel campo automotive [17]

La materia prima può essere fino a tre volte più costosa dell'acciaio, i costi di conversione risultano circa doppi e l'assemblaggio richiede investimenti maggiori, con un incremento complessivo stimato tra il 60% e l'80% rispetto ad una struttura in acciaio convenzionale. Nonostante ciò, vari studi mostrano come, considerando l'intero ciclo di vita, l'alluminio possa raggiungere o persino superare l'acciaio in termini di sostenibilità complessiva soprattutto per i bassi impatti emissivi del riciclo. [17]

2.3.1 Caso studio: smorzatore viscoso del motore Lamborghini Temerario

Il lavoro di tesi presso il laboratorio LBN Ricerca in collaborazione con AGLA Power Transmission si è incentrato sulla caratterizzazione meccanica della lega di alluminio EN AW 7075-T6 con cui viene prodotto lo *smorzatore viscoso* della supersportiva *Lamborghini Temerario* riportata in figura 2.10.



Figura 2.10: Lamborghini Temerario [18]

In figura 2.11 viene data una rappresentazione complessiva del motore L411 della Lamborghini Temerario con un focus sullo smorzatore viscoso che ne è parte integrante.

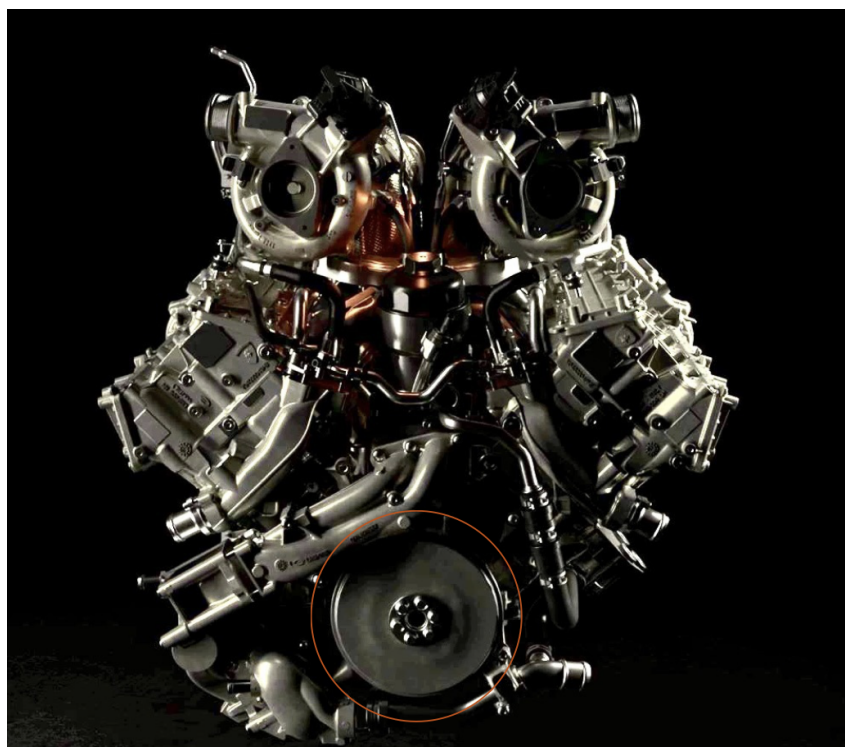


Figura 2.11: Motore Lamborghini Temerario [18]

Si tratta di un powertrain ibrido costituito da un motore V8 biturbo che lavora in sinergia con tre motori elettrici, capace di raggiungere una potenza massima complessiva di 920 CV, risultando l'unica hypercar della casa automobilistica in grado di raggiungere i 10.000 giri/min. [18]

La funzione principale di uno smorzatore è quella di assorbire le vibrazioni torsionali indotte sull'albero motore dalle pressioni presenti all'interno della camera di scoppio, così da preservare la vita utile dell'organo di trasmissione. Esistono svariate tipologie di smorzatori torsionali vibrazionali, come quelli vulcanizzati, stampati e a pignone, mentre nel caso studio si farà riferimento ad uno smorzatore viscoso con fluido silconico, il quale fornisce smorzamento e rigidità. Quest'ultima tipologia viene equipaggiata su motori di grosse cilindrata e altamente performanti, in cui le temperature in gioco sono significative. [19]

Capitolo 3

Saldatura Laser Autogena

Il processo di saldatura prevede la giunzione di materiali, in questo passaggio, sia i materiali da unire, che quelli di apporto, ove presenti, vengono portati a fusione.

Nel caso dello smorzatore torsionale preso in esame, per la giunzione tra il case e la cover in lega di alluminio 7075-T6, viene utilizzata la tecnologia di saldatura laser autogena, senza materiale d'apporto.

3.1 Introduzione alla tecnologia

La saldatura dell'alluminio e delle sue leghe può essere condotta tramite diverse tecnologie, tra cui la saldatura ad arco elettrico e la saldatura a fascio laser.

La saldatura a fascio laser (Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation), di cui in figura 3.1 viene rappresentato uno schema rappresentativo, permette di unire le due superfici metalliche grazie alla fusione della zona di contatto con l'ausilio di un fascio di luce coerente monocromatica ad altissima densità di energia. [20]

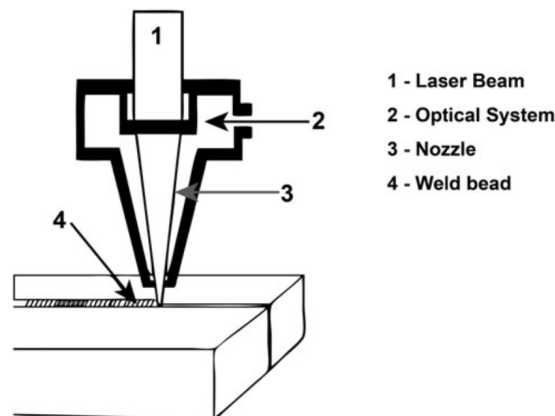


Figura 3.1: Schema funzionamento della saldatura a fascio laser [20]

La radiazione laser è infatti caratterizzata dalle seguenti principali proprietà [21]:

- Unidirezionalità: la radiazione laser viene emessa in un'unica direzione.
- Monocromaticità: nei laser tutti i fotoni emessi hanno la stessa energia, frequenza o lunghezza d'onda, questo fa sì che la luce monocromatica del laser abbia un unico colore.
- Coerenza: nei laser, la transizione elettronica tra i livelli energetici, avviene per via artificiale, tramite emissione stimolata, in un tempo specifico, cosicché i fotoni risultano in fase tra loro nello spazio e nel tempo (coerenza spaziale e coerenza temporale).

- Elevata irradianza: grazie all'emissione unidirezionale e coerente i fasci laser possono essere focalizzati su piccoli punti, ottenendo un'elevata quantità di energia emessa per unità di angolo solido.

A sua volta un laser è costituito da tre elementi caratteristici:

- Mezzo attivo;
- Sistema di pompaggio;
- Cavità ottica.

Il sistema di pompaggio fornisce al mezzo attivo l'energia necessaria per emettere i fotoni, di conseguenza quest'ultimo è l'elemento che determina la lunghezza d'onda dell'emissione. Il materiale del mezzo attivo determina la tipologia di laser, in particolare i materiali utilizzati possono essere allo stato gassoso come l'elio, l'argon, il neon e l'anidride carbonica, e allo stato solido come il rubino e i cristalli di granato di ittrio e alluminio drogati al neodimio (Nd:YAG); tra le altre tipologie di sorgenti laser si annoverano anche i laser a fibra, i laser chimici, i laser a semiconduttore, i laser a coloranti e i laser a elettroni liberi. [22]

La saldatura laser può essere considerata un processo tecnologicamente maturo per unire tra loro materiali, metallici e plastici, con un raggio laser ad alta densità di potenza e ad alta densità di energia. I profili di densità di potenza e le geometrie dei cordoni di saldatura, ottenibili con diverse tecnologie di saldatura laser, vengono riportati in figura 3.2. Con la saldatura laser e con la saldatura a fascio elettronico si generano delle cavità (note come keyhole) profonde e strette, e ciò è dovuto all'alta densità di potenza tipica di questa tecnologia. [23]

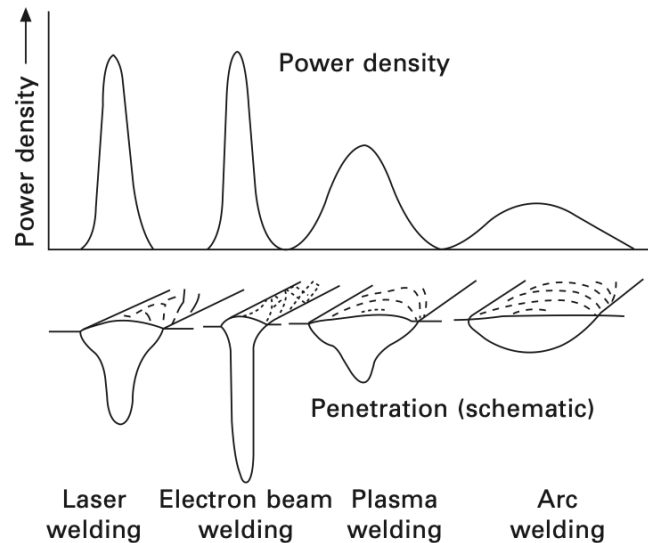


Figura 3.2: Densità di potenza e cordoni di saldatura ottenibili da diverse tecnologie di saldatura laser [23]

3.2 Zone influenzate dalla saldatura

Durante il processo di saldatura laser il materiale è sottoposto a gradienti termici estremamente elevati che inducono dei cambiamenti microstrutturali nelle regioni interessate dal calore. Di conseguenza, attorno al cordone di saldatura si sviluppano differenti zone metallurgiche, caratterizzate da specifiche trasformazioni e proprietà legate al ciclo termico subito che si rifletteranno su resistenza meccanica e comportamento a corrosione. Vengono identificate tre zone in prossimità del cordone di saldatura:

- Zona fusa (FZ)
- Zona termicamente alterata (HAZ o ZTA)
- Materiale base (BM)

Nella FZ il materiale è completamente fuso ed è usuale trovare difetti quali pori, cricche da solidificazione e talvolta perdita di elementi. La microstruttura della zona fusa si presenta con dendriti colonnari fini e grani equiassici in corrispondenza del centro della saldatura.

La microstruttura a grani equiassici è preferibile soprattutto per le leghe della serie 7000, in quanto presenta proprietà isotrope e questo fa sì che la resistenza della saldatura aumenti. La zona termicamente alterata, a differenza della FZ, non va incontro a fusione, ma è caratterizzata da estrema morbidezza; infatti, è noto che i valori di durezza in questa zona siano inferiori del 90% rispetto al metallo base. Si tratta di una zona molto stretta a ridosso del giunto saldato, ma è comunque possibile riscontrare un aumento della dimensione dei grani e dei precipitati.

In figura 3.3 è riportata la microstruttura della lega di alluminio AA2024, molto utilizzata in campo aeronautico, in seguito ad una saldatura ad alta potenza con laser a diodo (HPDL). Questa presenta una zona fusa caratterizzata da crescita dendritica equi-assiale i cui grani diventano sempre più fini procedendo da sinistra a destra, quindi verso il centro del cordone di saldatura; un'evoluzione microstrutturale simile è tipica anche della lega 7075-T6. [24, 25]

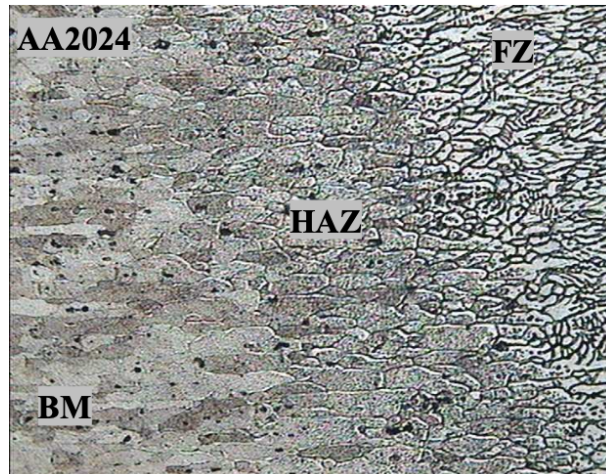


Figura 3.3: Microstruttura del BM, della FZ e della ZTA della lega AA2024 [24]

Le eterogeneità microstrutturali generate dalla saldatura, determinano variazioni significative delle proprietà meccaniche in prossimità del giunto, come conferma l'andamento dei valori di micro-durezza riportato in figura 3.4 per diverse leghe di alluminio: nel caso della lega 7075 ci si aspetta un calo accentuato di durezza all'interfaccia con il cordone di saldatura, ossia in prossimità della zona fusa. [23]

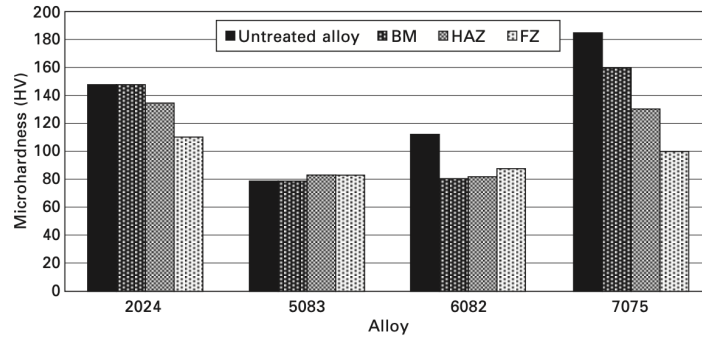


Figura 3.4: Microdurezza delle varie zone generate in seguito a saldatura [25]

3.3 Saldatura laser delle leghe di alluminio

La giunzione delle leghe di alluminio mediante saldatura laser rappresenta una soluzione particolarmente vantaggiosa, poiché consente di ottenere elevata produttività, buona qualità del giunto, ridotte distorsioni e possibilità di automazione. Seppure nella sezione 3.2 sia stato riportato un esempio di lega di alluminio saldata con tecnologia HPDL, per saldare l'alluminio i tipi di laser più diffusi sono quelli a CO_2 e a Nd:YAG. Quest'ultimo possiede una lunghezza d'onda inferiore, a parità di penetrazione e velocità di saldatura richiede una potenza minore rispetto al laser CO_2 . Ciò è dovuto al fatto che il materiale assorbe in modo più efficiente la radiazione a lunghezza d'onda più corta.

Esistono inoltre due modi attraverso cui la saldatura può essere condotta: tramite conduzione e tramite profonda penetrazione (keyhole). La differenza sostanziale tra le due modalità risiede nel fatto che la conduzione porta a fusione solamente la superficie e lo strato appena sottostante, mentre con profonda penetrazione c'è in gioco una densità di potenza molto elevata, questo porta a vaporizzazione del materiale e quindi una più profonda pozza fusa che, una volta attraversata dal fascio, porta ad assorbimenti maggiori. Da quest'ultima considerazione si evince che tramite keyhole, di cui in figura 3.5 si riporta lo schema di funzionamento, è possibile saldare spessori maggiori, ma il bagno fuso, caratterizzato da un maggior numero di perturbazioni, presenta tendenza ad intrappolare gas e ossidi. [26]

Secondo l'European Aluminium Association, il keyhole nelle leghe di alluminio tende a essere meno stabile rispetto all'acciaio a causa dell'evaporazione dei componenti basso-fondenti (come Mg e Zn) e della rapida solidificazione del bagno fuso. L'instabilità del keyhole può generare oscillazioni, collassi parziali e intrappolamento di gas, incrementando il rischio di porosità. L'uso di gas di protezione ad alta purezza (Ar, He o miscele) è quindi fondamentale per mantenere il keyhole stabile e ridurre l'ossidazione superficiale. [27]

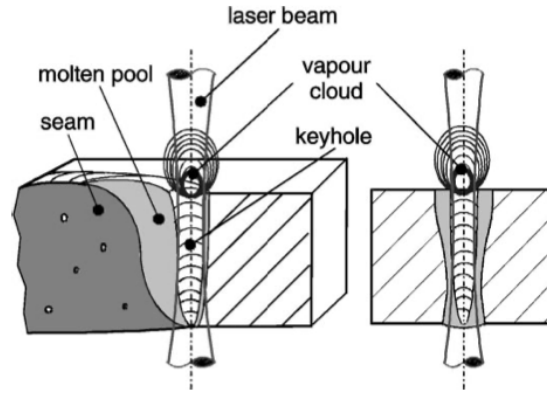


Figura 3.5: Saldatura a fascio laser con modalità di profonda penetrazione [26]

Indipendentemente dalla tecnologia di laser utilizzata e dalla modalità di saldatura utilizzata, la qualità e l'affidabilità del giunto dipendono strettamente dalle proprietà del materiale da saldare ed in tabella 3.1 vengono riportate le principali proprietà dell'alluminio puro.

Tabella 3.1: Proprietà dell'alluminio puro al punto di fusione [22]

Proprietà	Unità di misura	Alluminio
Energia di ionizzazione	eV	6
Calore specifico	$\text{J kg}^{-1} \text{K}^{-1}$	1080
Calore di fusione specifico	J kg^{-1}	4×10^5
Punto di fusione	K	933
Punto di ebollizione	K	2603
Viscosità	$\text{kg m}^{-1} \text{s}^{-1}$	0.0013
Tensione superficiale	N m^{-1}	0.84
Conducibilità termica	$\text{W m}^{-1} \text{K}^{-1}$	94.03
Diffusività termica	$\text{m}^2 \text{s}^{-1}$	3.65×10^{-5}
Coefficiente di dilatazione termica	K^{-1}	24×10^{-6}
Densità	kg m^{-3}	2385
Modulo elastico	N m^{-2}	7.1×10^{10}

Sono evidenti gli elevati valori di diffusività termica e conducibilità termica, quest'ultima tra i principali responsabili dei problemi legati alla saldatura dell'alluminio. Infatti, un valore tanto elevato di conducibilità, confrontato, ad esempio, con il valore di conducibilità termica dell'acciaio di $38 \text{ W m}^{-1} \text{K}^{-1}$, indica che saranno necessarie energie in gioco molto elevate per fondere e di conseguenza il bagno di materiale fuso dissiperà il calore molto rapidamente, generando forti gradienti termici, quindi tensioni residue elevate.

La conducibilità termica delle leghe di alluminio è legata al quantitativo di elementi alliganti, come si osserva in figura 3.6, e diminuisce all'aumentare del loro quantitativo. [25] Diversi studi in letteratura, affermano che ogni elemento in lega ha un'influenza differente, nel caso delle leghe di alluminio la ricerca non è ancora appurata come nel caso degli acciai, ma come riportato da Sakamoto et al. ad influenzare la saldabilità, sono soprattutto Si, Mg e Zn: con l'aumento di questi elementi, diminuisce la conducibilità termica; infatti, magnesio e zinco, essendo elementi basso fondenti, con temperature di fusione inferiori a quelle dell'alluminio, fanno sì che la saldabilità del materiale sia migliore. [28]

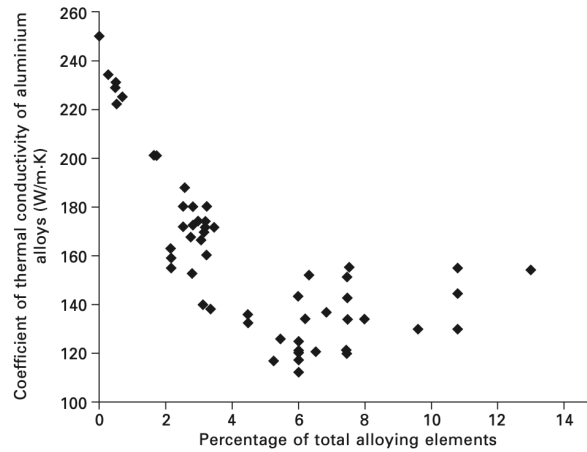


Figura 3.6: Conducibilità termica in relazione al quantitativo di elementi alliganti [25]

Pertanto, l'incremento degli elementi di lega riduce la conducibilità termica dell'alluminio e, di conseguenza, può facilitare il processo di saldatura, in quanto le temperature di fusione in gioco sono inferiori.

La lega 7075-T6 è tuttavia ampiamente riconosciuta in letteratura come una delle più critiche da saldare, a causa della suscettibilità alla cricatura a caldo e della marcata perdita della tempra T6 nella zona termicamente alterata. L'elevato contenuto di zinco, magnesio e rame favorisce la formazione di fasi a basso punto di fusione che possono concentrarsi ai bordi di grano durante la solidificazione, riducendo la coesione tra grani: solo un'attenta ottimizzazione dei parametri di saldatura consente di ottenere giunti di qualità. [29]

L'analisi qualitativa delle imperfezioni derivanti dalla saldatura dell'alluminio si attiene alla normativa ISO 13919-2, la quale stabilisce i livelli di accettabilità dei difetti nelle saldature a fascio laser e a fascio elettronico. I livelli di qualità sono definiti secondo la tabella 3.2, e vengono associati al tipo di imperfezione e ai limiti dimensionali della stessa. [30]

Tabella 3.2: Livelli di qualità ISO 13919-2

Livello	Significato
B	Livello di qualità più severo; adatto a applicazioni critiche
C	Livello di qualità intermedio; per applicazioni generali
D	Livello di qualità meno severo; accettabile per componenti non critici

Capitolo 4

Metodi di Caratterizzazione meccanica

Con il seguente capitolo si vogliono illustrare le tecniche di caratterizzazione meccanica impiegate per valutare proprietà e parametri meccanici del materiale in esame e valutare al contempo il comportamento del materiale nel bulk e in prossimità del giunto saldato. Verranno presentati i principi di funzionamento dei vari metodi in relazione alle normative di riferimento, con l'obiettivo di fornire un quadro generale e uniforme dei criteri adottati per lo svolgimento della successiva analisi sperimentale.

4.1 Prova di trazione

La prova di trazione consiste nell'applicare un carico mono-assiale ad un provino del materiale in esame e di valutarne la risposta alle sollecitazioni di trazione. Dalle prove di trazione è possibile risalire ai principali parametri meccanici di un materiale tra cui il modulo di Young, il carico di snervamento, il carico di rottura, la deformazione a snervamento, la deformazione a rottura, ma anche il lavoro W e l'incrudimento del materiale in fase di deformazione. [31, 32]

I provini utilizzati per la prova di trazione, presentano una geometria ad "osso di cane" e sono stati ricavati tramite taglio laser dallo smorzatore vibrazionale in lega di alluminio 7075-T6.

4.1.1 Normativa di riferimento

Le prove di trazione sono state eseguite in accordo alla normativa ISO 6892-1, la quale definisce il metodo di prova monotona a trazione per materiali metallici a temperatura ambiente. La normativa definisce diversi termini con le relative definizioni, di cui in tabella 4.1 vengono riportate quelle di maggiore interesse per l'analisi condotta sui provini di riferimento.[33]

Tabella 4.1: Principali grandezze della prova di trazione secondo ISO 6892-1

Simbolo	Nome	Unità	Significato
L_0	Lunghezza di riferimento iniziale	mm	Distanza tra i riferimenti sul provino prima della prova.
L_u	Lunghezza dopo rottura	mm	Distanza tra i riferimenti dopo la rottura.
L_e	Lunghezza di misura dell'estensometro	mm	Tratto di provino su cui l'estensometro misura l'estensione.
A	Allungamento dopo rottura	%	Allungamento relativo su L_0 dopo rottura.
e	Deformazione (estensione)	%	Estensione relativa su L_e durante la prova.
Z	Riduzione di sezione	%	Diminuzione relativa della sezione tra prima e dopo la prova di trazione.
F_m	Forza massima	N o kN	Massima forza raggiunta dal provino durante la prova di trazione.
R	Tensione (sforzo) ingegneristico	MPa	Rapporto tra forza applicata e sezione iniziale S_0 ($R = F/S_0$).
R_m	Resistenza a trazione	MPa	Tensione corrispondente alla forza massima F_m sulla sezione iniziale.
R_{eH}	Tensione di snervamento superiore	MPa	Valore di tensione al primo massimo prima del calo di carico (snervamento netto).
R_{eL}	Tensione di snervamento inferiore	MPa	Valore minimo di tensione durante lo snervamento discontinuo.
$R_{p0,2}$	Tensione di snervamento convenzionale 0,2%	MPa	Tensione alla quale la deformazione plastica raggiunge lo 0,2% (proof strength).

In figura 4.1 viene riportata la rappresentazione schematica di un provino ad "osso di cane" ricavato da un campione piatto con i principali parametri geometrici.

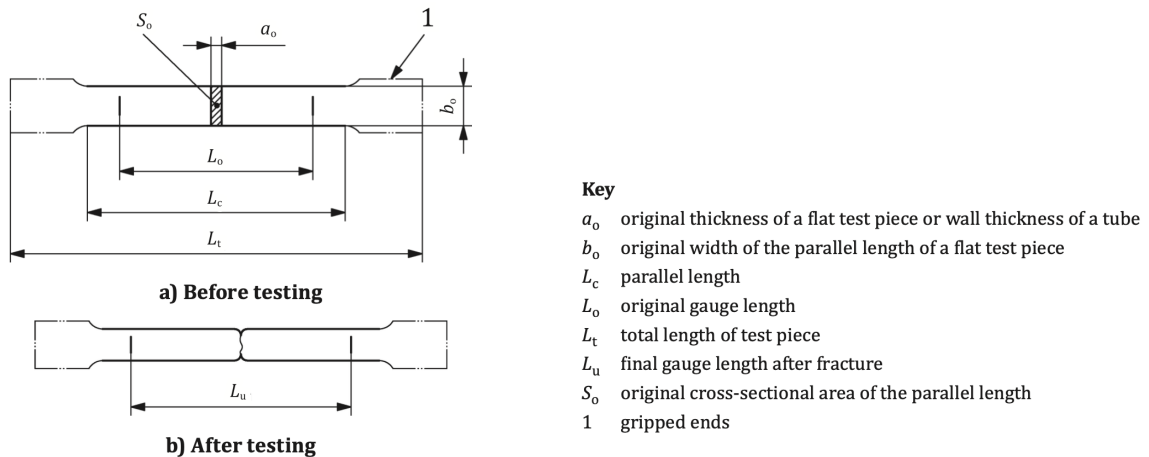


Figura 4.1: Campione ad "osso di cane" da sezione rettangolare e legenda simboli

Tale geometria sarà quella applicata ai provini di trazione utilizzati in laboratorio per le prove sperimentali.

4.1.2 Principio di misura

La prova di trazione in accordo alla normativa ISO 6892-1 viene condotta a temperatura ambiente tra i 10 °C e i 35 °C. Il principio di misura consiste nel sottoporre un provino metallico, come quello in figura 4.1, ad un carico monoassiale crescente fino, solitamente, alla rottura: si registra in modo continuo la relazione tra forza applicata ed estensione del provino.

Durante la prova, il provino viene fissato nelle morse della macchina di trazione così da avere un allineamento assiale del carico. L'aumento della forza applicata al provino in analisi avviene in modo controllato secondo specifiche condizioni operative:

- Metodo A: viene controllata la velocità di deformazione (strain rate), raccomandato per garantire la maggiore ripetibilità dei risultati, prevede specifici intervalli di velocità da rispettare;
- Metodo B: si basa sul controllo della velocità di variazione della tensione (stress rate).

Dalla prova di trazione si ricavano le cosiddette curve di trazione, caratterizzate da diversi tratti. Durante la fase elastica iniziale, si ha una relazione lineare tra forza ed estensione e ciò consente di individuare con precisione l'inizio della deformazione plastica del materiale. Questa transizione può manifestarsi in modalità differenti a seconda del comportamento del metallo: si può avere uno snervamento netto, con valori di tensione di snervamento superiori R_{eh} e R_{eL} , oppure, nel caso di materiali che non presentano dei plateau evidenti, tramite la tensione di snervamento convenzionale determinato dal metodo della "linea di offset", cui fa riferimento il parametro $R_{p0,2}$. In figura 4.2 viene riportata graficamente la procedura che mostra lo spostamento parallelo del tratto elastico di un valore pari allo 0,2% dell'estensione plastica, da cui, tramite intersezione con la curva forza-estensione si ricava il valore di $R_{p0,2}$.

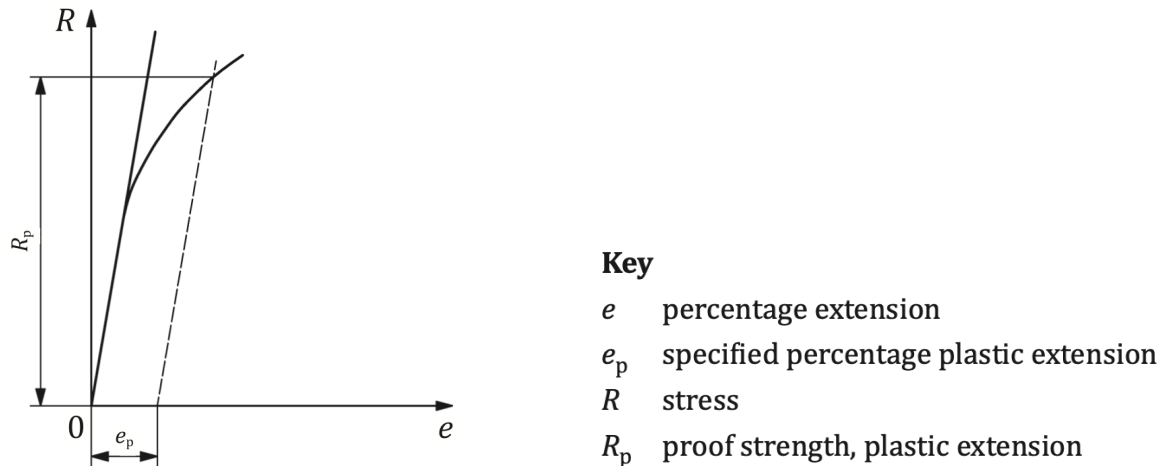


Figura 4.2: Analisi della curva di trazione: estensione plastica e legenda dei simboli

Proseguendo con l'applicazione del carico, il provino raggiunge la forza massima, dalla quale si ottiene la resistenza a trazione R_m .

Infine si osserva la localizzazione della deformazione nella zona di strizione ("necking"), in questa fase, la sezione del provino si riduce di molto fino a condurre alla rottura definitiva. In questa fase finale è possibile ricavare alcune grandezze significative come l'allungamento dopo rottura A e la riduzione di sezione Z, determinata confrontando la sezione minima dopo frattura con la sezione iniziale.

4.2 Microdurezza Vickers

La durezza di un materiale rappresenta la sua capacità di opporsi alla deformazione plastica permanente indotta da una forza esterna. In particolare, essa esprime la resistenza alla penetrazione e costituisce un parametro fondamentale per la valutazione delle proprietà meccaniche del materiale, ottenibile attraverso una prova non distruttiva. [34]

In questo lavoro di tesi la prova di durezza convenzionale viene utilizzata per confrontare le diverse zone del materiale saldato e valutare l'influenza dei trattamenti termici su tale proprietà, mediante l'analisi di mappe di durezza.

4.2.1 Normativa di riferimento

Le prove di durezza Vickers sono state eseguite in accordo alla normativa ISO 6507-1, la quale definisce il metodo di prova per materiali metallici e rivestimenti, definendo tre intervalli di forza di prova F applicabili durante la prova, come riportato in tabella 4.2. [35]

Tabella 4.2: Intervalli di forza di prova per la durezza Vickers

Intervallo di forza di prova, F (N)	Simbolo di durezza	Designazione
$F \geq 49,03$	\geq HV5	Prova di durezza Vickers
$1,961 \leq F < 49,03$	HV0,2 a $<$ HV5	Prova di durezza Vickers a bassa forza
$0,009\,807 \leq F < 1,961$	HV0,001 a $<$ HV0,2	Prova di microdurezza Vickers

Per l'esecuzione delle prove di durezza Vickers e per il calcolo dei valori utilizzati nella costruzione delle mappe di durezza, si è adottata la tabella 4.3, in cui viene illustrata la simbologia e le relative espressioni analitiche.

Tabella 4.3: Simboli e designazioni utilizzati nella prova di durezza Vickers (ISO 6507-1:2023)

Simbolo	Designazione
α	Angolo medio tra le facce opposte dell'indentatore piramidale (nominalmente 136°)
F	Forza di prova, in newton (N)
d	Media aritmetica, in millimetri, delle due diagonali d_1 e d_2
HV	Durezza Vickers:
	$\text{HV} = \frac{1}{g_n} \times \frac{F(N)}{\text{Area dell'impronta (mm}^2\text{)}}$ $\text{HV} \approx 0,1891 \times \frac{F}{d^2}$
	dove $g_n = 9,80665 \text{ m/s}^2$ è l'accelerazione standard di gravità, utilizzata per convertire kgf in N.

Nota: per ridurre l'incertezza, la durezza Vickers può essere calcolata usando l'angolo reale dell'indentatore.

L'espressione riportata in tabella 4.3 viene riscritta a sua volta nella formula (4.1).

$$\text{HV} = \frac{1}{g_n} \times \frac{F}{d^2 / (2 \sin \frac{\alpha}{2})} = \frac{1}{g_n} \times \frac{2F \sin \frac{\alpha}{2}}{d^2} \quad (4.1)$$

4.2.2 Principio di misura

Viene a questo punto richiamato il principio di funzionamento della prova di durezza Vickers. In figura 4.3 si osserva un indentatore diamantato, a forma di piramide retta a base quadrata, che viene forzato sulla superficie di un provino.

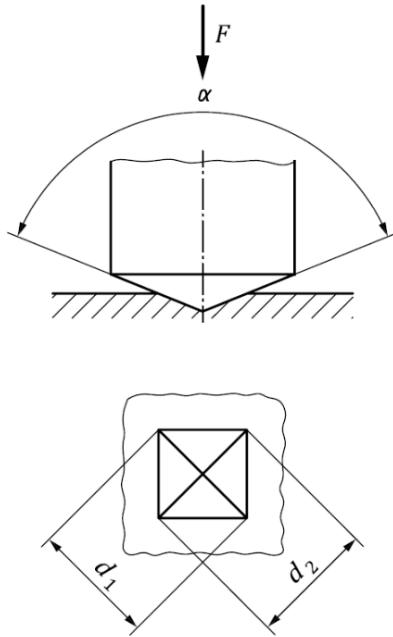


Figura 4.3: Geometria dell'indentatore Vickers e delle indentazioni risultanti

Al termine dell'applicazione della forza di prova rimane un'impronta sulla superficie necessariamente liscia, uniforme e priva di ossidi, di cui si misurano le diagonali per il calcolo della durezza Vickers.

Per la misura delle diagonali dell'impronta si fa riferimento alla norma ISO 6507-2, secondo cui gli ingrandimenti delle diagonali devono essere maggiori del 25% ma inferiori al 75% del massimo campo visivo ottico. I requisiti minimi che il sistema di misura deve avere per garantire che la misura della durezza sia affidabile sono riportati in tabella 4.4, secondo cui viene esplicitata quanto precisa deve essere la misura della diagonale in base alla sua lunghezza. [36]

Tabella 4.4: Risoluzione del sistema di misura delle diagonali secondo ISO 6507-2

Lunghezza della diagonale, d (mm)	Risoluzione del sistema di misura
$0,020 \leq d < 0,080$	0,0004 mm
$0,080 \leq d \leq 1,400$	0,5 % di d

Sperimentalmente, questa prova, con le dovute accortezze, viene eseguita a temperatura ambiente tra i 10°C e i 35°C. Le forze di prova in gioco vengono invece riassunte in tabella 4.5, tenendo in conto che non possono mai essere inferiori a 0,009807 N.

Tabella 4.5: Forze di prova tipiche per la durezza Vickers

Prova di durezza		Prova a bassa forza		Prova di microdurezza	
Simbolo	F (N)	Simbolo	F (N)	Simbolo	F (N)
—	—	—	—	HV 0,001	0,009807
—	—	—	—	HV 0,002	0,01961
—	—	—	—	HV 0,003	0,02942
—	—	—	—	HV 0,005	0,04903
HV 5	49,03	HV 0,2	1,961	HV 0,01	0,09807
HV 10	98,07	HV 0,3	2,942	HV 0,015	0,1471
HV 20	196,1	HV 0,5	4,903	HV 0,02	0,1961
HV 30	294,2	HV 1	9,807	HV 0,025	0,2452
HV 50	490,3	HV 2	19,61	HV 0,05	0,4903
HV 100 ^a	980,7	HV 3	29,42	HV 0,1	0,9807

^a Forze di prova nominali maggiori di 980,7 N possono essere applicate.

Nel caso della lega 7075-T6 in esame si è applicata una forza di prova HV1, ossia 1 kgf, corrispondente a 9,807 N.

La forza viene applicata perpendicolarmente alla superficie del pezzo che deve essere posizionato necessariamente su un supporto rigido, pulito e libero da ogni tipo di elemento estraneo. La forza deve salire gradualmente senza bruschi aumenti, in un tempo con valore nominale di 7 secondi, e con un intervallo di accettabilità tra 2 secondi e 8 secondi. La durata di applicazione della forza (dwell time) presenta un valore nominale di 14 secondi e un intervallo di accettabilità tra 10 secondi e 15 secondi.

Nel caso della lega 7075-T6 in esame, la durata di applicazione della forza è stata fissata pari a 10 secondi.

Le indentazioni eseguite con il penetratore devono essere eseguite rispettando specifici requisiti di distanza minima tra i centri di due indentazioni consecutive, come riportato in figura 4.4.

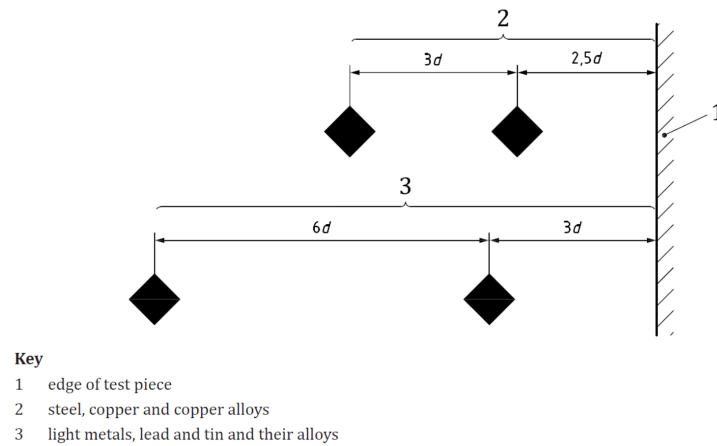


Figura 4.4: Distanza tra i centri delle impronte per indentazioni Vickers eseguite su materiali diversi

Ottenute le impronte, può essere calcolato il valore medio tra le due diagonali di ognuna, così da risalire al valore di durezza Vickers, secondo la formula (4.1).

4.3 Indentazione strumentata

L'indentazione strumentata (IIT- instrumented indentation test) si colloca tra la categoria di prove meccaniche non distruttive. Come i test di durezza convenzionale, è un metodo per la

caratterizzazione meccanica della superficie dei materiali e si può collocare su scala micro e nanometrica.

Il carico applicato e la profondità di penetrazione vengono monitorati in continuo durante tutto il ciclo di carico e scarico, da cui si ricava una curva carico-spostamento. Da quest'ultima, allo stato attuale, è possibile misurare vari parametri meccanici tra cui il modulo elastico, la durezza, la tenacità alla frattura, la tensione di snervamento e le proprietà di scorrimento. [37, 38]

4.3.1 Normativa di riferimento

Le prove di indentazione strumentata sono state eseguite in accordo alla normativa ISO 14577-1, la quale definisce il metodo di prova per la determinazione della durezza e dei parametri meccanici precedentemente elencati per i materiali metallici.

Nella norma sono presenti tre intervalli di applicazione per il test di indentazione strumentata, riportati in tabella 4.6. [39]

Tabella 4.6: Intervalli di applicazione

Intervallo	Forza di prova F	Profondità di indentazione h
Macro-indentazione	$2\text{ N} \leq F \leq 30\text{ kN}$	–
Micro-indentazione	$F < 2\text{ N}$	$h > 0,2\ \mu\text{m}$
Nano-indentazione	–	$h \leq 0,2\ \mu\text{m}$

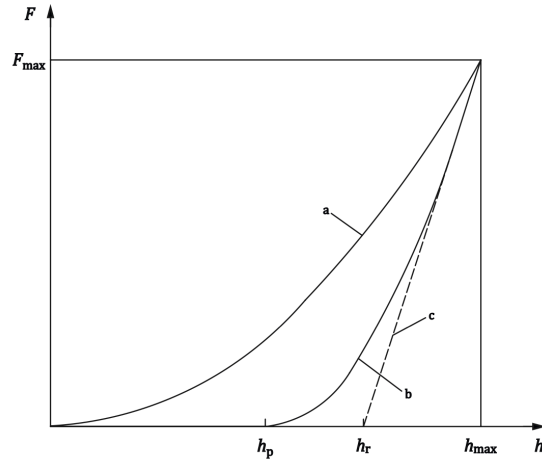
La normativa definisce diversi termini con le relative definizioni, che verranno approfonditi e utilizzati nel corso della trattazione, i principali vengono riportati in tabella 4.7.

Tabella 4.7: Simboli principali utilizzati nella prova di indentazione strumentata

Simbolo	Designazione	Unità
$A_p(h_c)$	Area proiettata di contatto dell'indentatore alla distanza h_c dalla punta	mm^2
$A_s(h)$	Area superficiale dell'indentatore alla distanza h dalla punta	mm^2
E_{IT}	Modulo di indentazione del provino	GPa
E_r	Modulo elastico ridotto del contatto (piano di deformazione)	GPa
F	Forza di prova	N
F_{\max}	Forza massima applicata	N
h	Profondità di indentazione sotto la forza applicata	mm
H_{IT}	Durezza di indentazione	GPa

4.3.2 Principio di misura

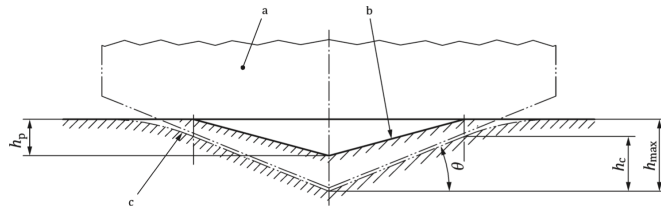
Tramite la prova di indentazione strumentata, facendo riferimento alla norma ISO 14577-1, si ottengono delle curve di indentazione, con andamento tipico riportato in figura 4.5.



Key
 a application of the test force
 b removal of the test force
 c tangent to curve b at F_{max}

Figura 4.5: Andamento di una tipica curva di indentazione [39]

Per la registrazione in continuo di forza e profondità di penetrazione, è necessario avvenga un contatto tra penetratore e superficie del pezzo da analizzare, e uno schema rappresentativo viene riportato in figura 4.6.



Key
 a indenter
 b surface of residual plastic indentation in a test piece that has a "perfectly plastic" response
 c surface of test piece at maximum indentation depth and test force
 θ maximum angle between the test piece surface and the indenter

Figura 4.6: Sezione trasversale di un'indentazione nel caso di "sink-in" [39]

Il penetratore è sovente costituito da un materiale più duro di quello in analisi, in seguito vengono elencati forme e materiali degli indentatori utilizzati:

- penetratore diamantato a forma di piramide ortogonale con base quadrata e angolo $\alpha = 68^\circ$ tra l'asse della piramide diamantata e una delle facce;
- piramide di diamante con base triangolare;
- sfera di metallo duro;
- penetratore conico con punta sferica di diamante.

Un esempio di piramide di diamante con base triangolare è l'indentatore Berkovich con angolo α pari a $65,27^\circ$. In figura 4.7 viene riportata la rappresentazione grafica di tale indentatore.

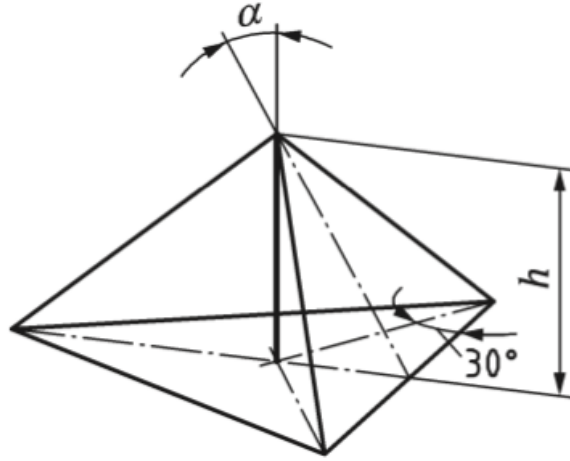


Figura 4.7: Piramide di diamante a base triangolare [39]

La peculiarità principale risiede nel fatto che l'indentatore Berkovich è stato progettato in modo tale da presentare la stessa area proiettata A_p in funzione della profondità h di un penetratore Vickers (solitamente piramide a base quadrata).

Per ottenere questa equivalenza si ricorre alle formule per la determinazione della durezza H_{IT} presenti nella normativa ISO 14577-1, da cui la formula 4.2 dell'area proiettata per un indentatore Vickers e la formula 4.3 dell'area proiettata per un indentatore Berkovich.

$$A_p(h_c) = 4 h_c^2 \tan^2 \alpha \quad (4.2)$$

$$A_p(h_c) = 3\sqrt{3} h_c^2 \tan^2 \alpha \quad (4.3)$$

Andando a sostituire i valori di α nel caso dell'indentatore Vickers, dell'indentatore Berkovich originale e dell'indentatore Berkovich modificato si ottengono le relazioni riportate in formula 4.4.

$$\begin{aligned} A_p(h_c) &= 24,50 h_c^2 \\ A_p(h_c) &= 23,97 h_c^2 \\ A_p(h_c) &= 24,49 h_c^2 \end{aligned} \quad (4.4)$$

L'area di contatto su cui viene eseguita la prova deve essere priva di fluidi o corpi estranei, in quanto si vuole evitare la pulizia. Nel caso in cui questa sia necessaria, ci sono dei metodi specifici da attuare per prevenire eventuali danni. Tra questi:

- applicazione di un flusso di gas secco;
- applicazione di un flusso di particelle sublimanti di CO_2 ;
- risciacquo con solvente e successiva asciugatura.

Risulta fondamentale prestare accortezza allo spessore del campione, questo deve avere un spessore di almeno 10 volte la profondità di indentazione o 3 volte il diametro di indentazione.

Sperimentalmente, il provino deve essere vincolato e appoggiato su un supporto rigido nella direzione di indentazione e la prova viene condotta a temperatura ambiente tra i 10°C e i 35°C . Al contempo, la temperatura della macchina di prova deve essere mantenuta stabile: viene introdotto il concetto di "displacement drift", ossia una variazione lenta e continua della profondità misurata nel tempo, legata a variazioni di temperatura o dilatazione termica di macchina

e provini. Nel caso in cui si abbia questa deriva, deve essere misurata e corretta.

È di fondamentale importanza la determinazione del punto zero per la misurazione della curva forza-profondità di indentazione: rappresenta il primo contatto del penetratore con la superficie del provino ed esistono due modalità per determinarlo.

Definiti alcuni dei parametri operativi, il ciclo di prova stabilito dalla norma ISO 14577-1 può essere a controllo di forza o a controllo di spostamento. Nel rapporto di prova deve essere riportato nel dettaglio il profilo del ciclo, includendo:

- il tipo di controllo;
- la forza o spostamento massimo;
- la funzione di applicazione della forza o spostamento;
- la durata e la posizione di ogni periodo di mantenimento;
- la frequenza di acquisizione dati.

Il tempo totale del ciclo di prova influenza i risultati ottenuti, quindi bisogna sempre tenere in conto, in analisi comparative, i tempi di carico, mantenimento e scarico.

Come nel caso dell'analisi con durometro convenzionale è di fondamentale importanza impostare la corretta distanza tra un'indentazione e la successiva: i risultati della prova non devono essere influenzati da deformazioni plastiche introdotte da un'impronta della serie. La distanza minima tra due indentazioni deve essere di almeno cinque volte il maggiore dei diametri di indentazione per materiali ceramici e metalli come il ferro. Per altri materiali è consigliabile utilizzare distanze pari ad almeno dieci diametri di indentazione, ma al contempo valutare progressivamente se sia necessario aumentare o diminuire la distanza tra impronte in base ai risultati ottenuti.

Nell'ambito dell'analisi mediante prova di indentazione strumentata secondo la norma ISO 14577-1, risulta fondamentale riportare la procedura di correlazione teorica, presente nell'*allegato F* della normativa, tra la durezza H_{IT} espressa in GPa con la durezza HV convenzionale espressa in kgf/mm^2 .

Tale correlazione si basa sul rapporto, mostrato in formula 4.5 tra area proiettata e area superficiale del penetratore, considerando che venga utilizzato un indentatore con geometria Berkovich originale.

$$\frac{A_p}{A_s} = \frac{23.96}{26.43} = 0.9065 \quad (4.5)$$

Note le formule 4.6 e 4.7 relative rispettivamente alla durezza di indentazione strumentata e alla durezza Vickers convenzionale, si ritrova un fattore di scala pari a 92,44, che permette di convertire H_{IT} (in GPa) in un valore di durezza Vickers (in kgf/mm^2) equivalente, come riportato nella formula 4.8.

$$H_{IT} = \frac{F_{\max}}{A_p} \quad (4.6)$$

$$HV = \frac{1}{g_n} \frac{F}{A_s} \quad (4.7)$$

$$HV = \frac{1}{g_n} \frac{A_p}{A_s} \frac{F}{A_p} = 92,44 H_{IT} \quad (4.8)$$

Capitolo 5

Setup sperimentale

L'attività sperimentale è stata svolta con l'obiettivo di caratterizzare il materiale e valutare il comportamento dei giunti saldati attraverso diverse tipologie di prove meccaniche e microstrutturali. La maggior parte delle prove è stata condotta presso il laboratorio LBN Ricerca, in collaborazione con l'azienda AGLA Power Transmission di Avigliana (To). Alcune attività, in particolare quelle relative alle prove di nano-indentazione strumentata, sono state eseguite presso la sala metrologica del dipartimento DIGEP del Politecnico di Torino.

Nelle successive sezioni verranno descritte le attrezzature utilizzate, le condizioni operative e le procedure adottate per lo svolgimento dei test.

5.1 Preparazione dei campioni

La preparazione dei campioni di trazione e metallografici riguarda la creazione di provini in lega di alluminio 7075-T6 per le successive analisi meccaniche e microstrutturali.

5.1.1 Provini di trazione

In accordo con la norma ISO 6892-1 sono stati ricavati quattro provini di trazione con geometria ad "osso di cane" a partire dal case dello smorzatore torsionale destinato alla Lamborghini Temerario. I provini sono stati ottenuti tramite taglio laser dal personale addetto e successivamente trasferiti in laboratorio per l'esecuzione dei trattamenti termici e delle analisi previste.

Al fine del presente lavoro di tesi, l'azienda ha inoltre messo a disposizione ulteriori otto provini di trazione ad "osso di cane", ricavati da smorzatori già testati al banco di prova motore. Tali provini, mostrati in figura 5.1, saranno indicati d'ora in avanti come appartenenti alla categoria "tensile_returned part".

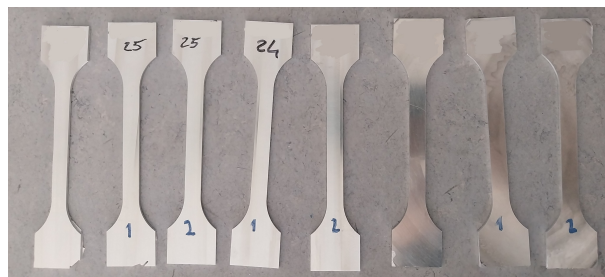


Figura 5.1: Provini di trazione "returned part" con geometria ad "osso di cane"

Per tutti i provini di trazione disponibili, le misure in tabella 5.1, relative alla larghezza e allo spessore del tratto utile, sono state ottenute utilizzando un calibro digitale e un comparatore micrometrico, mostrati in figura 5.2.

Tabella 5.1: Dimensioni del tratto utile dei provini di trazione

Reference Provino	Larghezza [mm]	Spessore [mm]
Tensile_Campione 1_no aging	8,27	1,67
Tensile_Campione 2_24 h 120 °C	8,30	1,67
Tensile_Campione 3_6 h 145 °C	8,34	1,69
Tensile_Campione 4_72 h 120 °C	8,22	1,70
Tensile_returned part AG014_25	8,02	1,69
Tensile_returned part AG015_25_1	8,32	1,64
Tensile_returned part AG015_25_2	8,34	1,68
Tensile_returned part AG052_24_1	8,30	1,68
Tensile_returned part AG052_24_2	8,33	1,71
Tensile_returned part AG017_24	8,34	1,91
Tensile_returned part AG144_25_1	8,27	1,72
Tensile_returned part AG144_25_2	8,27	1,55

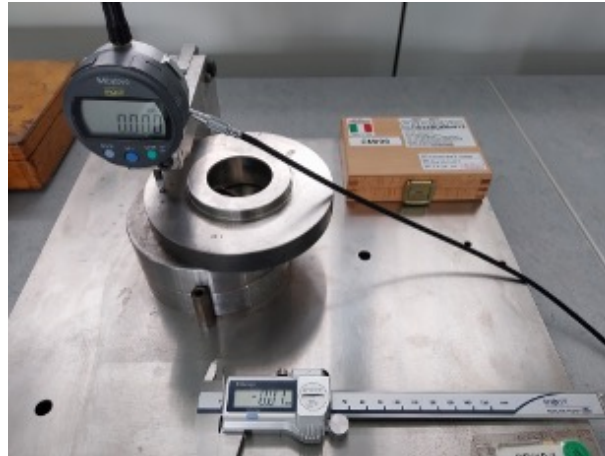


Figura 5.2: Calibro digitale e comparatore micrometrico

I provini con geometria ad "osso di cane", in accordo alla normativa ISO 6892-1, sono progettati per favorire la rottura all'interno del tratto utile, in prossimità della zona centrale, provando a contenere la concentrazione di tensioni alle estremità.

5.1.2 Provini metallografici

I provini metallografici da impiegare per le successive analisi di durezza convenzionale e strumentata, sono stati ricavati a partire dall'intero smorzatore torsionale, costituito da cover e case saldati tramite saldatura laser autogena.

L'estrazione dei campioni di alluminio dai componenti automotive è stato effettuato tramite taglio manuale con seghetto. Ottenuti i campioni allo stato as_received, questi sono stati inglobati in resina epossidica termoindurente per mezzo dell'inglobatrice Hitech Europe EP series, riportata in figura 5.3.



Figura 5.3: Inglobatrice Hitech europe EP series e resina termoindurente utilizzata

I provini sono stati inglobati orientando la superficie interna dello smorzatore verso l'alto, in modo che questa costituisca la faccia destinata alle successive prove sperimentali.

In seguito, i campioni sono stati lucidati tramite lucidatrice Hitech Europe AP series, riportata in figura 5.4, tramite l'ausilio di carte abrasive con numero di grana differente: 80, 240, 320, 800 e 1200.

Per completare il processo di lucidatura dei campioni, sono stati montati sulla macchina dei panni imbevuti con sospensioni diamantate di $6\mu\text{m}$, $3\mu\text{m}$ e $1\mu\text{m}$.



Figura 5.4: Lucidatrice Hitech europe AP series

Il processo di lucidatura rende la superficie dei campioni metallografici in alluminio con un effetto a specchio, rendendo difficile l'individuazione dei grani, dei precipitati e di possibili zone deformate; per questo motivo, per migliorare il contrasto in superficie, il campione viene attaccato chimicamente con una soluzione Keller.

5.2 Trattamenti termici

Una volta ottenuti i quattro provini di trazione ad "osso di cane" e tre provini metallografici, essi sono stati sottoposti a differenti trattamenti termici, scelti sulla base della letteratura con lo scopo di incrementare la durezza e il limite di snervamento del materiale. [40, 41]

I tempi e le temperature relativi ai trattamenti termici vengono riportati in tabella 5.2.

Tabella 5.2: Trattamenti termici eseguiti in laboratorio sui provini ad osso di cane e metallografici

Reference	Temperatura	Tempo
Campione 1	no aging	no aging
Campione 2	120 °C	24 h
Campione 3	145 °C	6 h
Campione 4	120 °C	72 h

Nota: Il trattamento termico a 145 °C per 6 h non è stato condotto su alcun provino metallografico.

La scelta dei tempi e delle temperature per i trattamenti termici è stata effettuata sulla base di diversi studi riportati in letteratura relativi alla lega 7075-T6. In particolare, numerosi lavori riportano che il massimo picco di durezza HV si ottiene dopo 24 h a 120 °C [40], mentre altri studi evidenziano come il picco venga raggiunto a 72 h, sempre a 120 °C [41]. La condizione a 6 h e 145 °C [41] è stata invece introdotta per verificare se tempi di invecchiamento inferiori potessero comunque garantire buoni risultati in termini di durezza e limite di snervamento, consentendo così di ottenere prestazioni comparabili in tempi ridotti, con un conseguente risparmio energetico e una maggiore ottimizzazione del processo.

I provini da sottoporre ai trattamenti termici della tabella 5.2 sono stati posizionati all'interno del forno in figura 5.5 per i tempi e le temperature prestabilite. Una volta eseguiti i trattamenti termici, si è proceduto con le prove di trazione dei campioni di trazione ad osso di cane e con le prove di microdurezza convenzionale e strumentata sui provini metallografici.



Figura 5.5: Forno digitale da laboratorio con termocoppia

5.3 Macchina di trazione

Per la prova di trazione è stata utilizzata la macchina di trazione MTS Criterion Model 43, riportata in figura 5.6, con l'aggiunta di un estensimetro collegato al campione in analisi per misurare con precisione la deformazione risultante.



Figura 5.6: Macchina di trazione MTS Criterion Model 43 e focus su estensimetro

Questo strumento è indicato per caratterizzare meccanicamente molti materiali tra cui metalli, polimeri e compositi.

La capacità di carico nominale varia a seconda della configurazione, ma le capacità di riferimento sono 10 kN, 30 kN e 50 kN, nel caso della macchina utilizzata presso LBN Ricerca si farà riferimento alla configurazione C43.504 con capacità massima nominale di forza di 50 kN. La minima variazione di posizione che la macchina riesce a rilevare è indicata dalla posizione di risoluzione, che nel caso della macchina utilizzata si attesta a 0,00005 mm. La velocità di prova va da un minimo di 0,005 mm/min a 750 mm/min. La velocità di acquisizione dei dati avviene a frequenze fino a 5000 Hz. [42]

In tabella 5.3 vengono riportate le specifiche tecniche della macchina MTS Criterion Model 43.

Tabella 5.3: Specifiche tecniche principali MTS Criterion 43 [42]

Parametro	Valore
Capacità massima nominale di forza	50 kN
Velocità massima di prova	750 mm/min
Velocità minima di prova	0.005 mm/min
Spazio verticale di prova	Lunghezza standard: 1200 mm;
Velocità di acquisizione dati	Fino a 5000 Hz
Requisiti ambientali	Temperatura operativa: 5 - 40°C; Umidità operativa: 5 - 85% (no condensa); Temperatura di stoccaggio: -18 - 49°C; Umidità massima di stoccaggio: 90% (no condensa); Altitudine massima: 2000 m

5.4 Microdurometro Vickers

Per la prova di durezza convenzionale è stato utilizzato il durometro Vickers CRASE HV 1M STV, mostrato in figura 5.7.



Figura 5.7: Durometro Vickers CRASE HV 1M STV

Tramite il microdurometro Vickers sono state create delle mappe di durezza sul provino metallografico "no aging", sul provino metallografico "returned part", sul provino metallografico trattato per 24 ore a 120 °C e sul provino metallografico trattato per 72 ore a 120 °C. È stato utilizzato anche per valutare la durezza del materiale base in altre tipologie di provini.

Il durometro Vickers CRASE HV 1M STV può applicare forze di prova di 0,01 kgf, 0,025 kgf, 0,05 kgf, 0,1 kgf, 0,2 kgf, 0,3 kgf, 0,5 kgf, 1 kgf: nel caso dei campioni testati in laboratorio è stato applicato un carico di 1 kgf, equivalente a 9,81 N, per un tempo di mantenimento (dwell time) di 10 secondi.

5.5 Stereomicroscopio e microscopio ottico

L'osservazione dei campioni metallografici si è articolata su due livelli: la prima fase di analisi macroscopica è stata condotta tramite stereomicroscopio Bresser ETD-201, mostrato in figura 5.8, al fine di individuare eventuali difetti superficiali.

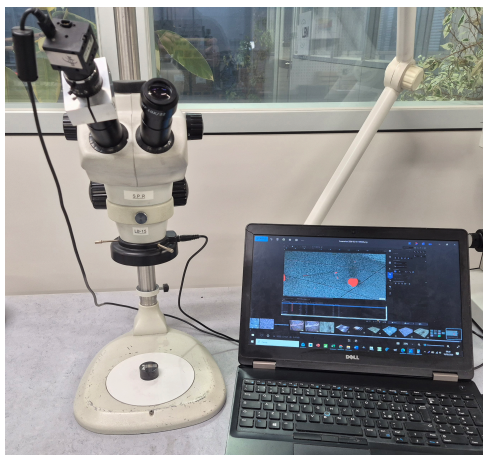


Figura 5.8: Stereomicroscopio Bresser ETD-201

Lo stereomicroscopio Bresser ETD-201 è un microscopio stereoscopico a luce trasmessa ed incidente. È dotato di due oculari a 10x e un obiettivo zoom stereo a 6,25x (in particolare, gli obiettivi vanno da 0,8x a 5x), da cui deriva un ingrandimento continuo da 8x a 50x. [43]

In seguito, si è proceduto con una seconda fase di indagine microstrutturale ad ingrandimenti maggiori, svolta con l'impiego del microscopio ottico Leitz laborlux 12 ME, mostrato in figura 5.9.

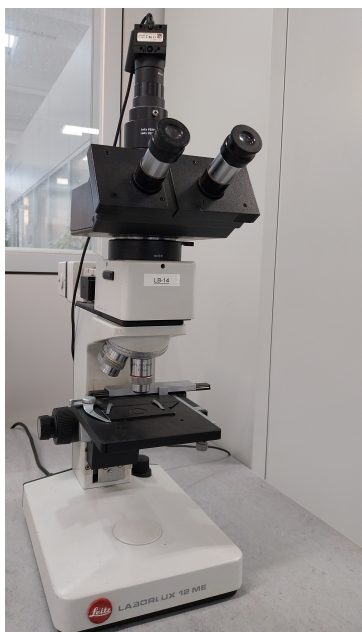


Figura 5.9: Microscopio ottico Leitz laborlux 12 ME

Il microscopio ottico Leitz Laborlux 12 ME presenta due oculari a 10X con degli obiettivi da 5x, 10x, 20x e 50x.

Entrambi i microscopi sono dotati di uEye IDS camera, ossia una telecamera digitale che permette di trasferire in tempo reale su un monitor quanto osservato tramite gli oculari, garantendo la cattura dell'immagine ad alta risoluzione.

5.6 Macchina per prova di indentazione strumentata

Per la prova di indentazione strumentata si è utilizzata la macchina per prova di indentazione strumentata Anton Paar con testa di misura NHT³, rappresentata in figura 5.10.

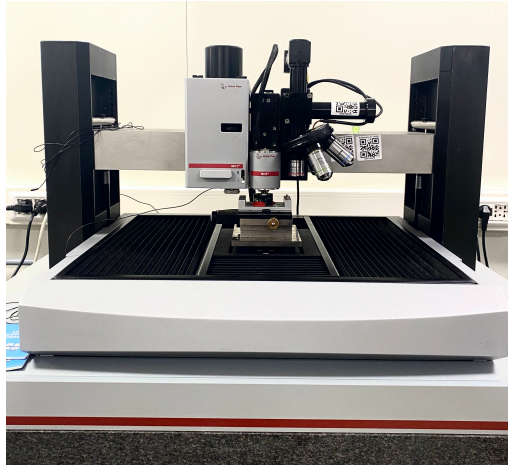


Figura 5.10: Macchina per prova di indentazione strumentata Anton Paar NHT³

Questo strumento è indicato per la caratterizzazione meccanica di superfici che vanno dal nanometro al micrometro ed opera in un intervallo di carico compreso tra 0,1 mN e 500 mN. La peculiarità distintiva dell'NHT³ è che possiede un anello che segue la superficie del campione durante l'indentazione, consentendo di misurare la profondità di penetrazione rispetto alla posizione della superficie. È nota l'elevata precisione dei risultati restituiti da questa macchina, questo è correlato alle specifiche proprie dello strumento. Presenta una risoluzione del carico di 20 mN e una risoluzione di profondità di 0,01 nm; inoltre, la curva carico-scarico viene registrata con estrema affidabilità grazie alla velocità di acquisizione dei dati di 192 kHz. [44]

In tabella 5.4 vengono riportate le specifiche tecniche della testa di misura NHT³.

Tabella 5.4: Specifiche tecniche NHT³ [44]

Parametro	Valore
Carico massimo [mN]	500
Risoluzione del carico [nN]	20
Rumore di fondo del carico (rms) [μ N]	≤ 0.5
Velocità di carico [mN/min]	fino a 10000
Campo di profondità [μ m]	200
Risoluzione in profondità [nm]	0.01
Rumore di fondo della profondità (rms) [nm]	≤ 0.15
Frequenza di acquisizione dati [kHz]	192

Le prove di nano-indentazione sono state eseguite su due provini metallografici, indicati come "no aging" e "returned part".

È stato impiegato un penetratore Berkovich originale (BBI-68), applicando un carico massimo di 500 mN; il ciclo di prova ha previsto tempi di carico, mantenimento e scarico pari rispettivamente a 30 s, 15 s e 30 s.

Capitolo 6

Risultati

Nel seguente capitolo verranno illustrati i risultati ottenuti dalle analisi effettuate sperimentalmente nel corso del lavoro di tesi.

Si premette che la quasi totalità dei dati osservati verrà presentata in forma normalizzata per rispettare i vincoli di riservatezza aziendale in merito ai risultati ottenuti.

Per trasformare i valori originali, in valori adimensionali e compresi nell'intervallo $[0,1]$ si è proceduto nel seguente modo: ogni valore osservato, che chiameremo genericamente x , è stato rapportato al valore massimo riscontrato nel rispettivo set di dati preso in considerazione, secondo la formula 6.1.

$$x_{i,norm} = \frac{x_i}{\max_j(x_j)} \quad (6.1)$$

dove:

- $x_{i,norm}$ è l' i -esimo valore normalizzato nell'intervallo $[0, 1]$;
- x_i è il valore originale della singola osservazione i -esima;
- $\max_j(x_j)$ rappresenta il valore massimo tra tutte le osservazioni x del set di dati.

6.1 Curve di trazione

Al fine di avviare le prove di trazione, il software collegato al macchinario, richiede l'inserimento della larghezza e dello spessore del tratto utile per ogni provino di riferimento, i cui valori sono riportati in tabella 5.1. L'analisi delle curve sforzo-deformazione ottenute consentirà di valutare l'influenza del trattamento termico sul comportamento meccanico del materiale, attraverso un confronto tra i principali parametri meccanici. Per facilitare l'analisi e il confronto dei risultati ottenuti, i provini verranno suddivisi in due categorie: i quattro provini di laboratorio sottoposti a diversi trattamenti termici e gli otto provini returned part.

6.1.1 Curve sforzo-deformazione

Vengono analizzati i risultati delle prove di trazione relativi ai quattro provini trattati in laboratorio (Tensile_Campione 1, Tensile_Campione 2, Tensile_Campione 3, Tensile_Campione 4). Le curve di trazione riportate in figura 6.1 consentono una valutazione qualitativa dell'influenza del trattamento termico, indicato nella legenda, sul comportamento elasto-plastico del materiale. Si noti come i valori di sforzo e deformazione riportati siano adimensionali in quanto fanno riferimento a valori che sono stati normalizzati secondo la formula 6.1.

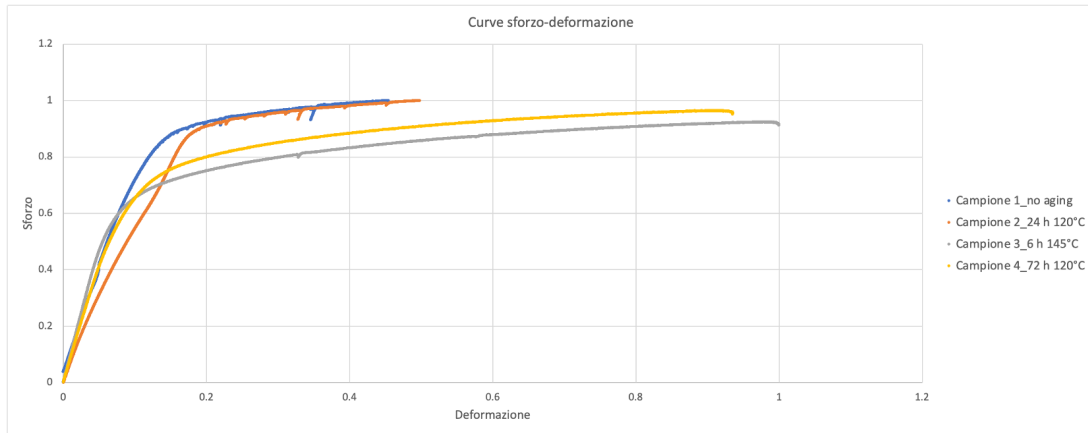


Figura 6.1: Curve sforzo-deformazione provini di trazione 1, 2, 3, 4

In tabella 6.1 vengono riassunti i principali valori ottenuti da tali prove, come il modulo di Young E e in forma normalizzata, secondo la formula 6.1, la resistenza a trazione (o carico di rottura) R_m , la tensione di snervamento convenzionale (o carico di snervamento) $R_{p0,2}$ e l'allungamento dopo rottura A , così da poter eseguire un confronto quantitativo.

Tabella 6.1: Risultati dei test di trazione sui provini 1, 2, 3, 4

Reference	E (N/mm ²)	R _m (N/mm ²)	R _{p0,2} (N/mm ²)	Allungamento a rottura A (%)
Tensile_Campione 1_no aging	64919	1.00	1.00	0.46
Tensile_Campione 2_24h 120°C	53959	1.00	0.87	0.51
Tensile_Campione 3_6h 145°C	78197	0.92	0.77	1.00
Tensile_Campione 4_72h 120°C	68520	0.96	0.81	0.94

Dall'analisi delle curve e dei valori meccanici ottenuti si nota come l'aumento del tempo o della temperatura di invecchiamento determini una riduzione del carico di snervamento e del carico di rottura, a fronte di un aumento dell'allungamento a rottura.

Il carico di snervamento passa dal valore massimo del campione non trattato termicamente al valore minimo (0,77) del campione trattato a 145 °C, analogamente il carico di rottura mostra un trend decrescente, ma più contenuto. Al contempo, si riscontra un aumento della capacità di deformazione plastica; infatti l'allungamento a rottura A raddoppia, passando dallo 0,46% (campione 1) all'1% (campione 3).

Il comportamento osservato è coerente con il fenomeno di rinforzo per precipitazione tipico della lega 7075; infatti, il campione 1 presenta idealmente dei precipitati fini e coerenti con la matrice, fungendo da ostacolo al moto delle dislocazioni, mentre l'esposizione del materiale a temperature più elevate e a tempi maggiori porta ad un ingrossamento del grano, riducendo la capacità di rinforzare a favore di una più spiccata duttilità. I dati ottenuti per il provino trattato a 145°C per 6 ore confermano lo stato di maggiore duttilità ed inoltre anche la curva sforzo-deformazione ha un plateau plastico molto esteso, indice che il campione ha raggiunto uno stato di invecchiamento avanzato, per cui le dislocazioni si muovono con maggiore facilità.

Dopo l'analisi dei risultati ottenuti per i provini trattati termicamente in laboratorio, vengono discussi i risultati delle prove di trazione eseguite sugli otto provini returned part. In figura 6.2 sono riportate le curve di trazione ottenute dai test ed in tabella 6.2 i principali risultati.

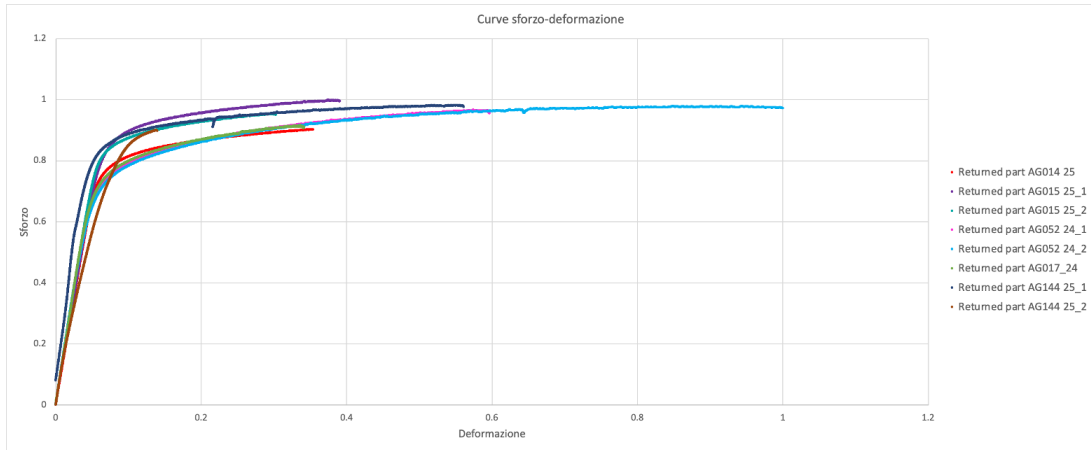


Figura 6.2: Curve sforzo-deformazione provini di trazione returned part

Tabella 6.2: Risultati dei test di trazione sui provini returned part

Reference	E (N/mm ²)	Rm (N/mm ²)	Rp _{0,2} (N/mm ²)	Allungamento a rottura A (%)
Tensile_Returned part AG014 25	64188	0.90	0.92	0.46
Tensile_Returned part AG015 25_1	69398	1.00	1.00	0.39
Tensile_Returned part AG015 25_2	70591	0.95	0.99	0.31
Tensile_Returned part AG052 24_1	71131	0.97	0.86	0.60
Tensile_Returned part AG052 24_2	72411	0.98	0.84	1.00
Tensile_Returned part AG017_24	70427	0.92	0.88	0.35
Tensile_Returned part AG144 25_1	103980	0.98	0.95	0.57
Tensile_Returned part AG144 25_2	67565	0.90	0.82	0.14

I risultati ottenuti dai test condotti sui provini di trazione returned part evidenziano valori di carico di snervamento e carico di rottura maggiori o comparabili a quelli dei provini trattati in laboratorio, tuttavia si nota una maggiore dispersione per quanto riguarda i valori di allungamento a rottura.

Per approfondire la natura dei risultati ottenuti in seguito ai test, si esegue un confronto anche con i valori attesi per la lega di alluminio 7075-T6 secondo la norma ISO 755-2 riportati in tabella 6.3.

Tabella 6.3: Proprietà meccaniche ISO 755-2-2016 tipiche della lega di alluminio 7075-T6 in barre estruse

Materiale barra estrusa	Dimensione [mm]	R _m [MPa]	R _{p0,2} [MPa]	A [%]
7075-T6	150 < D ≤ 200	≥ 440	≥ 400	≥ 5

Questa analisi mostra come nessun provino in esame abbia effettivamente soddisfatto contemporaneamente tutti i requisiti, tuttavia alcuni dei valori possono essere messi in relazione con il modo di rottura del provino.

Infatti, osservando in tabella 6.4 i valori medi di R_m, R_{p0,2} e A, con le rispettive deviazioni standard, risulta evidente come l'allungamento a rottura presenti un'elevata dispersione rispetto ai parametri di resistenza. Tale comportamento può essere attribuito alla sensibilità che l'allungamento a rottura ha verso la localizzazione della deformazione plastica. Dai test eseguiti, sebbene in molti casi la rottura avvenga all'interno del tratto utile del provino, ciò non assicura una distribuzione uniforme della deformazione plastica nel tratto utile.

Tabella 6.4: Valori medi, deviazione standard S e rapporto S/M dei parametri meccanici riferiti ai provini returned part

Grandezza	Media M (N/mm ²)	Deviazione standard S (N/mm ²)	Rapporto $(S/M)*100$ (%)
R_m	0.95	0.04	4
$R_{p0,2}$	0.91	0.07	8
Allungamento a rottura A	0.48	0.26	54

Il confronto in figura 6.3 tra i provini AG052 24_2 e AG144 25_2 mostra che, nonostante la rottura avvenga nel tratto utile in entrambi i casi, il diverso sviluppo del tratto plastico conduce a curve sforzo-deformazione e valori di allungamento a rottura significativamente differenti.



Figura 6.3: Modalità di rottura dei provini AG052 24_2 e AG144 25_2

6.2 Mappe di durezza

Una volta estratti i campioni di materiale dallo smorzatore torsionale in lega di alluminio 7075-T6 saldato tramite saldatura laser autogena, questi sono stati inglobati in resina termoindurente, lucidati e sottoposti a trattamento termico. Al fine di esaminare quale fosse l'effetto del trattamento termico sulla durezza del materiale sono state eseguite delle prove di durezza Vickers convenzionale tramite microdurometro sui provini metallografici riportati in tabella 6.5.

Le prove di durezza sono state eseguite sui provini applicando un carico pari a 1 kgf, equivalente a 9,80665 N, per cui si parla di durezza Vickers HV1.

Tabella 6.5: Riferimento provini metallografici per prove di durezza convenzionale

Reference	Temperatura	Tempo
Metallographical_Campione 1	no aging_as received	no aging_as received
Metallographical_Campione 2	120 °C	24 h
Metallographical_Campione 3	120 °C	72 h
Metallographical_Campione 4	returned part	returned part

In figura 6.4 sono riportate porzioni rettangolari dei campioni su cui sono state eseguite le mappe di durezza; le immagini, che non rappresentano l'intera geometria del campione, sono state acquisite tramite stereomicroscopio con ingrandimento 10x sui campioni riportati in tabella 6.5.

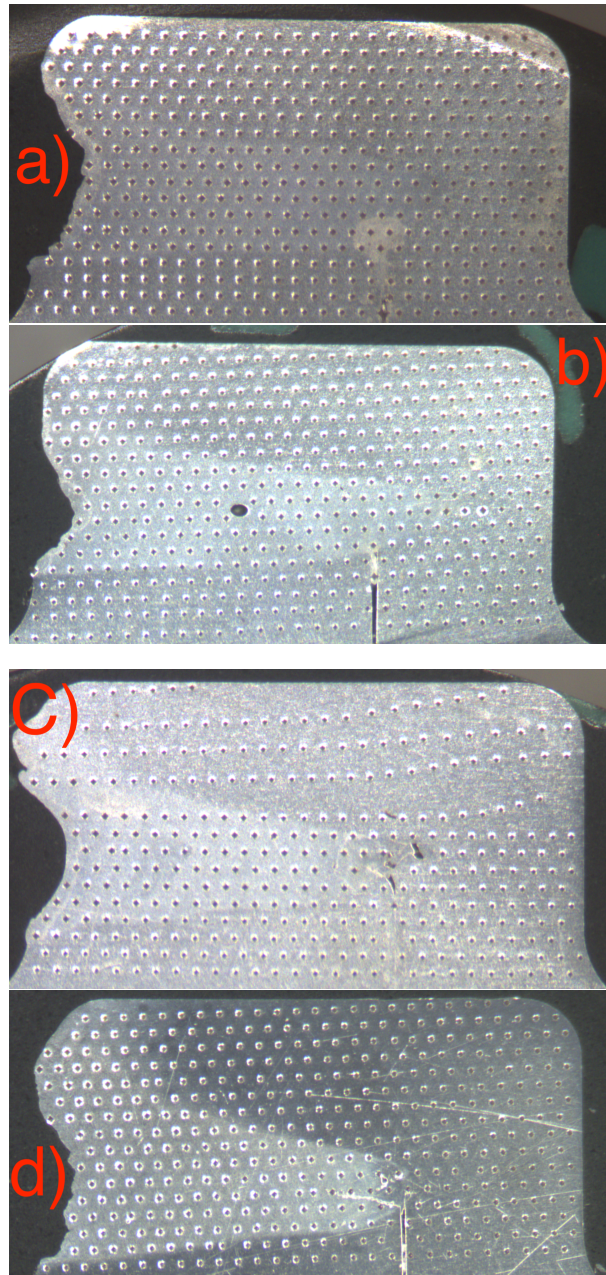


Figura 6.4: Impronte test durezza Vickers sui campioni metallografici: a) Campione no aging; b) Campione 24 h 120 °C; c) Campione 72 h 120 °C; d) Campione returned part

I risultati ottenuti dalle prove di microdurezza Vickers vengono riportati nelle tabelle da 6.6 a 6.9: le coordinate X e Y sono espresse in mm, mentre i valori di durezza sono riportati in forma normalizzata secondo la formula 6.1.

Tabella 6.6: Mappa di durezza per il campione Metallographical_Campione 1, no aging_as received

X\Y\μ	0.327	0.491	0.654	0.818	0.981	1.145	1.308	1.472	1.635	1.799	1.962	2.126	2.289	2.453	2.616	2.780	2.943	3.107	3.270	3.434	3.597	3.761	3.924	4.088	4.251	4.415	4.578	4.742	4.905	5.069	5.232	5.396	5.559	5.723	5.886			
0.327		0.87	0.87	0.88	0.88	0.89	0.89	0.89	0.89	0.89	0.89	0.90	0.90	0.89	0.89	0.90	0.89	0.89	0.89	0.88	0.88	0.88	0.88	0.88	0.88	0.88	0.88	0.88	0.88	0.88	0.88	0.88	0.88	0.88	0.88	0.88	0.88	
0.610	0.77	0.84	0.90	0.91	0.91	0.91	0.91	0.92	0.92	0.92	0.91	0.90	0.90	0.90	0.90	0.90	0.90	0.91	0.90	0.89	0.89	0.90	0.91	0.90	0.90	0.91	0.90	0.89	0.89	0.89	0.89	0.89	0.89	0.89	0.89	0.89	0.89	
0.893		0.93	0.93	0.93	0.93	0.93	0.93	0.93	0.93	0.93	0.93	0.93	0.93	0.93	0.93	0.93	0.93	0.93	0.93	0.93	0.93	0.93	0.93	0.93	0.93	0.93	0.93	0.93	0.93	0.93	0.93	0.93	0.93	0.93	0.93	0.93	0.93	
1.177			0.68	0.69	0.69	0.73	0.77	0.80	0.83	0.87	0.90	0.92	0.94	0.93	0.93	0.94	0.95	0.94	0.94	0.94	0.94	0.94	0.94	0.94	0.94	0.94	0.94	0.94	0.94	0.94	0.94	0.94	0.94	0.94	0.94	0.94	0.94	
1.460				0.61	0.64	0.66	0.66	0.66	0.66	0.66	0.65	0.63	0.64	0.65	0.66	0.67	0.68	0.69	0.70	0.69	0.69	0.69	0.69	0.69	0.69	0.69	0.69	0.69	0.69	0.69	0.69	0.69	0.69	0.69	0.69	0.69	0.69	
1.743					0.62	0.66	0.70	0.70	0.71	0.72	0.70	0.67	0.68	0.69	0.68	0.67	0.68	0.69	0.70	0.71	0.71	0.71	0.71	0.71	0.71	0.71	0.71	0.71	0.71	0.71	0.71	0.71	0.71	0.71	0.71	0.71	0.71	
2.026										0.67	0.69	0.72	0.71	0.71	0.71	0.70	0.69	0.68	0.67	0.66	0.67	0.67	0.68	0.68	0.67	0.67	0.67	0.67	0.67	0.67	0.67	0.67	0.67	0.67	0.67	0.67	0.67	
2.309											0.70	0.70	0.70	0.70	0.70	0.69	0.68	0.68	0.67	0.65	0.66	0.66	0.66	0.66	0.66	0.66	0.66	0.66	0.66	0.66	0.66	0.66	0.66	0.66	0.66	0.66	0.66	0.66
2.593												0.61	0.64	0.67	0.67	0.68	0.65	0.63	0.64	0.64	0.64	0.64	0.65	0.65	0.64	0.65	0.66	0.66	0.65	0.66	0.66	0.66	0.66	0.66	0.66	0.66	0.66	
2.876													0.57	0.63	0.69	0.68	0.68	0.67	0.66	0.66	0.66	0.65	0.65	0.64	0.63	0.64	0.64	0.66	0.66	0.65	0.66	0.66	0.66	0.66	0.66	0.66		
3.159														0.65	0.67	0.68	0.67	0.65	0.65	0.65	0.65	0.65	0.65	0.64	0.63	0.64	0.64	0.66	0.66	0.65	0.66	0.66	0.66	0.66	0.66	0.66		
3.442															0.67	0.68	0.67	0.67	0.67	0.67	0.67	0.67	0.67	0.67	0.67	0.67	0.67	0.67	0.67	0.67	0.67	0.67	0.67	0.67	0.67	0.67		
3.725																0.68	0.68	0.68	0.68	0.68	0.68	0.68	0.68	0.68	0.68	0.68	0.68	0.68	0.68	0.68	0.68	0.68	0.68	0.68	0.68	0.68	0.68	
4.008																	0.63	0.64	0.65	0.65	0.65	0.65	0.65	0.65	0.65	0.65	0.65	0.65	0.65	0.65	0.65	0.65	0.65	0.65	0.65	0.65	0.65	
4.292																		0.67	0.67	0.67	0.67	0.67	0.67	0.67	0.67	0.67	0.67	0.67	0.67	0.67	0.67	0.67	0.67	0.67	0.67	0.67	0.67	
4.575																			0.78	0.80	0.83	0.84	0.85	0.87	0.89	0.91	0.93	0.95	0.96	0.96	0.96	0.96	0.96	0.96	0.96	0.96	0.96	
4.858																				0.78	0.87	0.89	0.90	0.92	0.94	0.93	0.93	0.94	0.95	0.96	0.96	0.96	0.96	0.96	0.96	0.96	0.96	

Tabella 6.7: Mappa di durezza per il campione Metallographical_Campione 2, 24 h 120 °C

X\Y\μ	0.327	0.491	0.654	0.818	0.981	1.145	1.308	1.472	1.635	1.799	1.962	2.126	2.289	2.453	2.616	2.780	2.943	3.107	3.270	3.434	3.597	3.761	3.924	4.088	4.251	4.415	4.578	4.742	4.905	5.069	5.232	5.396	5.559	5.723	5.886		
0.327		0.80	0.83	0.86	0.87	0.88	0.88	0.87	0.87	0.88	0.88	0.88	0.88	0.88	0.88	0.88	0.88	0.88	0.88	0.88	0.88	0.88	0.88	0.88	0.88	0.88	0.88	0.88	0.88	0.88	0.88	0.88	0.88	0.88	0.88	0.88	
0.610					0.87	0.90	0.92	0.92	0.91	0.92	0.93	0.91	0.90	0.91	0.91	0.91	0.91	0.91	0.91	0.91	0.91	0.91	0.91	0.91	0.91	0.91	0.91	0.91	0.91	0.91	0.91	0.91	0.91	0.91	0.91	0.91	0.91
0.893						0.77	0.86	0.94	0.94	0.94	0.94	0.94	0.94	0.93	0.93	0.93	0.92	0.92	0.92	0.92	0.92	0.92	0.92	0.92	0.92	0.92	0.92	0.92	0.92	0.92	0.92	0.92	0.92	0.92	0.92	0.92	0.92
1.177							0.77	0.86	0.94	0.94	0.94	0.94	0.94	0.93	0.93	0.93	0.92	0.92	0.92	0.92	0.92	0.92	0.92	0.92	0.92	0.92	0.92	0.92	0.92	0.92	0.92	0.92	0.92	0.92	0.92	0.92	0.92
1.460								0.73	0.72	0.70	0.72	0.75	0.74	0.74	0.76	0.78	0.79	0.80	0.78	0.77	0.77	0.76	0.75	0.74	0.73	0.71	0.70	0.70	0.70	0.70	0.70	0.70	0.70	0.70	0.70	0.70	0.70
1.743												0.67	0.69	0.72	0.71	0.69	0.68	0.67	0.64	0.62	0.62	0.63	0.64	0.63	0.62	0.63	0.65	0.65	0.65	0.64	0.64	0.64	0.66	0.63	0.67	0.63	0.67
2.026													0.58	0.62	0.65	0.64	0.63	0.58	0.53	0.59	0.64	0.62	0.60	0.61	0.61	0.63	0.64	0.62	0.60	0.61	0.61	0.62	0.63	0.64	0.62	0.62	
2.309														0.64	0.63	0.61	0.62	0.63	0.64	0.65	0.64	0.63	0.63	0.63	0.63	0.63	0.63	0.63	0.63	0.63	0.63	0.63	0.63	0.63	0.63	0.63	
2.593															0.62	0.62	0.62	0.62	0.61	0.61	0.61	0.61	0.61	0.61	0.61	0.61	0.61	0.61	0.61	0.61	0.61	0.61	0.61	0.61	0.61	0.61	
2.876																0.59	0.60	0.62	0.62	0.62	0.63	0.62	0.61	0.60	0.61	0.62	0.60	0.60	0.60	0.60	0.60	0.60	0.60	0.60	0.60	0.60	
3.159																	0.63	0.62	0.62	0.61	0.60	0.61	0.61	0.62	0.62	0.61	0.60	0.59	0.58	0.59	0.60	0.61	0.63	0.67	0.71	0.72	0.74
3.442																		0.58	0.58	0.59	0.60	0.61	0.62	0.62	0.62	0.62	0.62	0.62	0.62	0.62	0.62	0.62	0.62	0.62	0.62	0.62	0.62
3.725																			0.58	0.58	0.58	0.59	0.60	0.61	0.62	0.64	0.66	0.73	0.80	0.85	0.90	0.91	0.92	0.93	0.93	0.93	
4.008																				0.60	0.64	0.69	0.70	0.71	0.76	0.80	0.84	0.88	0.90	0.91	0.93	0.95	0.95	0.95	0.97	1.00	0.96
4.292																					0.70	0.78	0.85	0.85	0.85	0.87	0.88	0.91	0.93	0.93	0.93	0.93	0.93	0.93	0.94	0.94	0.93
4.575																						0.89	0.89	0.88	0.89	0.90	0.91	0.92	0.94	0.96	0.96	0.96	0.96	0.96	0.96	0.96	0.96
4.858																							0.92	0.92	0.92	0.92	0.93	0.93	0.94	0.93	0.93	0.93	0.93	0.93	0.94	0.94	0.94

I valori di durezza media normalizzati, relativi ai quattro campioni metallografici, vengono riportati nella tabella 6.10, con la rispettiva deviazione standard.

Tabella 6.10: Valori di durezza media e deviazione standard ricavati dalle mappe di durezza dei campioni metallografici

Reference	Temperatura	Tempo	Durezza media	Deviazione standard
Campione 1	no aging_as received	no aging_as received	0,61	0,09
Campione 2	120 °C	24 h	0,79	0,14
Campione 3	120 °C	72 h	0,80	0,15
Campione 4	returned part	returned part	0,79	0,11

Il valore medio di durezza più alto è quello relativo al campione metallografico 3, ossia quello trattato termicamente a 120 °C per 72 ore.

Un confronto analogo tra i valori medi di durezza normalizzati è stato effettuato e riportato nella tabella 6.11, considerando esclusivamente le indentazioni eseguite sul cordone di saldatura.

Tabella 6.11: Valori di durezza media e deviazione standard relativi al cordone di saldatura dei campioni metallografici

Reference	Temperatura	Tempo	Durezza media	Deviazione standard
Campione 1	no aging_as received	no aging_as received	0,51	0,02
Campione 2	120 °C	24 h	0,65	0,05
Campione 3	120 °C	72 h	0,65	0,05
Campione 4	returned part	returned part	0,69	0,03

I valori riportati in tabella 6.11 evidenziano come la durezza media del cordone di saldatura risulti maggiore nel campione returned part rispetto ai campioni sottoposti a trattamenti di invecchiamento eseguiti in laboratorio. Questo risultato può considerarsi positivo, in quanto, nonostante l'esposizione prolungata a condizioni operative reali, non ha determinato un decadimento della durezza del cordone di saldatura, ma un aumento rispetto al campione non trattato (as received).

Infine, per quantificare la variazione di durezza indotta dal processo di saldatura, è stato calcolato il calo percentuale di durezza tra la zona di materiale base e il cordone di saldatura, utilizzando i valori medi (non normalizzati) ricavati dalle rispettive mappe, secondo la formula 6.2.

$$\Delta HV\% = \left(\frac{\overline{HV}_{\text{base}} - \overline{HV}_{\text{saldatura}}}{\overline{HV}_{\text{base}}} \right) \times 100 \quad (6.2)$$

Dove:

- $\Delta H\%$ è il calo percentuale della durezza;
- $\overline{H}_{\text{base}}$ è la durezza media tra i valori del materiale base;
- $\overline{H}_{\text{saldatura}}$ è la durezza media tra i valori del cordone di saldatura.

I valori percentuali vengono riportati in tabella 6.12.

Tabella 6.12: Calo percentuale di durezza tra materiale base e cordone di saldatura

Reference	Calo di durezza [%]
Metallographical_Campione 1	23,3%
Metallographical_Campione 2	26,9%
Metallographical_Campione 3	24,2%
Metallographical_Campione 4	15,5%

Il campione returned part mostra la riduzione percentuale più contenuta, suggerendo maggiore stabilità delle proprietà meccaniche in seguito ad esposizione a condizioni operative reali.

6.2.1 Analisi statistica

Oltre alle mappe di durezza, realizzate su campioni metallografici, principalmente per indagare l'effetto del trattamento termico sul cordone di saldatura e nelle zone adiacenti, sono state eseguite ulteriori prove di microdurezza su regioni di materiale base, utilizzando sia i provini metallografici, sia i provini di trazione ad "osso di cane".

I valori così ottenuti sono stati successivamente elaborati mediante analisi statistica utilizzando il software *Minitab*, al fine di valutare in modo rigoroso la variabilità e la significatività dei risultati ottenuti dalle prove di microdurezza convenzionale.

Strumenti statistici

L'analisi statistica è stata condotta utilizzando il software *Minitab*. I principali strumenti statistici adottati sono brevemente descritti in seguito.

Per l'analisi della distribuzione dei valori di durezza sono stati utilizzati boxplot e dotplot, degli strumenti grafici tra loro complementari. Il boxplot, di cui in figura 6.5 viene mostrata la struttura tipica, consente una rappresentazione dei dati attraverso la mediana, ossia la linea all'interno del riquadro, per cui metà delle osservazioni è inferiore o uguale ad essa e l'altra metà superiore o uguale ad essa; l'intervallo interquartile *IQR*, mostra la distanza tra il primo ed il terzo quartile e infine i baffi, superiore e inferiore; dal boxplot risulta possibile l'individuazione di eventuali valori anomali, detti outliers. [45]

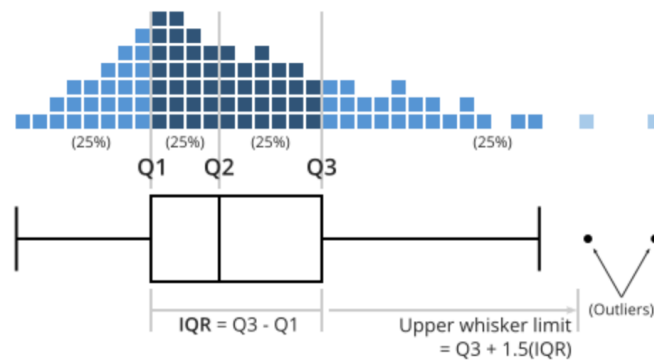


Figura 6.5: Esempio boxplot con punti rappresentativi [46]

In particolare, i parametri statistici delineati in un boxplot sono i seguenti:

- Primo quartile Q_1 : mediana della metà inferiore del set di dati;
- Mediana Q_2 : noto come secondo quartile, è il valore centrale che divide il set di dati in due parti uguali;
- Terzo Quartile Q_3 : mediana della metà superiore del set di dati;
- Intervallo Interquartile *IQR*: la differenza tra il terzo e il primo quartile ($IQR = Q_3 - Q_1$);
- Outlier (Valori anomali): dati che sembrano discostarsi nettamente dal resto della distribuzione. [46]

L'utilizzo del dotplot è indicato in presenza di un numero limitato di misure, in particolare, i valori vengono suddivisi in piccoli intervalli e rappresentati da un punto lungo una linea numerica, è così possibile valutare la distribuzione reale dei dati, con eventuale presenza di raggruppamenti,

in figura 6.6 viene riportato un esempio tratto dalla guida di Minitab in cui si analizza la coppia necessaria per rimuovere dei tappi dai flaconi di shampoo. [47]

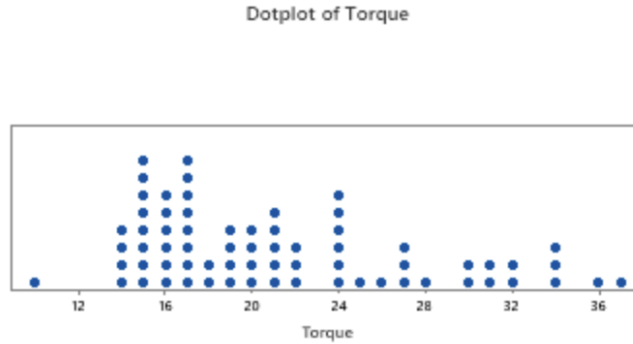


Figura 6.6: Esempio dotplot [47]

L'individuazione di possibili outliers è stata approfondita tramite test statistici specifici, come il test di Grubbs: un outlier, o valore anomalo, si può considerare come un'osservazione "grande" o "piccola", che può portare a risultati statistici fuorvianti. Nel contesto dei boxplot, un dato è classificato come outlier se si colloca oltre i limiti definiti dalle espressioni $Q_1 - 1,5(IQR)$ o $Q_3 + 1,5(IQR)$.

Il test di Grubbs G , viene definito dalle seguenti ipotesi [48]:

- H_0 : non sono presenti outlier nel set di dati (ipotesi nulla);
- H_a : è presente un outlier nel set di dati (ipotesi alternativa).

Il valore G viene calcolato secondo la formula 6.3:

$$G = \frac{\max |Y_i - \bar{Y}|}{s} \quad (6.3)$$

dove:

- \bar{Y} è la media campionaria;
- Y_i è l' i -esimo valore più piccolo del campione;
- s è la deviazione standard. [49]

Questo test viene applicato in modo ricorsivo, eliminando i valori critici e reiterando il test fino a quando il campione non risulta privo di ulteriori outliers.

Infine, per confrontare in modo quantitativo i valori di durezza tra diversi gruppi di campioni, si è applicata l'analisi della varianza (ANOVA), procedimento sviluppato nel corso del novecento da R.A. Fisher. Tale analisi consente di valutare l'effetto di uno o più fattori confrontando le medie delle variabili di risposta ai diversi livelli dei fattori e di verificare se le differenze osservate tra i gruppi siano statisticamente significative. In particolare, dividendo le somme dei quadrati per i rispettivi gradi di libertà, si ottengono delle varianze tra loro confrontabili. [50]

L'analisi della varianza fa parte delle cosiddette tecniche quantitative. Si ha un'ulteriore suddivisione tra l'analisi della varianza ad un fattore e l'analisi della varianza multi-fattoriale. [51]

Il modello ad un fattore considera una singola variabile per valutare l'impatto sui risultati. Il modello che spiega l'analisi viene espresso da due modelli matematicamente equivalenti:

- Modello per cella;
- Modello ad effetti.

Il modello per cella è definito dall'equazione riportata in formula 6.4:

$$Y_{ij} = \mu_i + E_{ij} \quad (6.4)$$

dove Y_{ij} è la variabile che denota l'osservazione j-esima del gruppo i-esimo, μ_i è la media complessiva della popolazione i-esima e E_{ij} sono gli scarti. Tramite questo modello la risposta viene decomposta in una media per ogni "cella" e un termine di errore. La differenza che si ottiene tra la variabile di risposta e le medie delle celle restituiscono i residui, definiti dall'equazione in formula 6.5:

$$R_{ij} = Y_{ij} - \hat{\mu}_i \quad (6.5)$$

Il modello ad effetti è definito dall'equazione riportata in formula 6.6:

$$Y_{ij} = \mu + \alpha_i + E_{ij} \quad (6.6)$$

In questo caso la risposta viene suddivisa in una media generale, l'effetto dell'i-esimo livello del fattore ed un termine di errore. Mentre i residui sono definiti dall'equazione in formula 6.7:

$$R_{ij} = Y_{ij} - \hat{\mu} - \hat{\alpha}_i \quad (6.7)$$

L'analisi della varianza per un solo fattore sotto controllo, ed in generale l'ANOVA si basa sul confronto tra due stime indipendenti della varianza della popolazione. [50]

La variabilità totale dei dati è descritta dalla somma totale dei quadrati, secondo la formula 6.8 [52]:

$$SS_T = \sum_{i=1}^a \sum_{j=1}^n (y_{ij} - \bar{y}_{..})^2 \quad (6.8)$$

dove $\bar{y}_{..}$ rappresenta la media aritmetica complessiva di tutte le osservazioni.

L'identità della somma totale dei quadrati in formula 6.8 può essere a sua volta riscritta come:

$$\sum_{i=1}^a \sum_{j=1}^n (y_{ij} - \bar{y}_{..})^2 = n \sum_{i=1}^a (\bar{y}_{i.} - \bar{y}_{..})^2 + \sum_{i=1}^a \sum_{j=1}^n (y_{ij} - \bar{y}_{i.})^2 \quad (6.9)$$

L'equazione 6.9 viene riscritta simbolicamente come:

$$SS_T = SS_B + SS_W \quad (6.10)$$

dove:

- SS_T rappresenta la somma totale dei quadrati;
- SS_B rappresenta la somma dei quadrati tra i campioni (B = between groups);
- SS_W rappresenta la somma dei quadrati all'interno dei gruppi, anche noto come somma degli errori quadratici (W = within groups).

Inoltre, l'equazione 6.9 corrisponde e può essere riassunto con il seguente schema [50]:

$$\text{Variazione totale dei dati} = \text{Variazione dovuta a differenze reali tra dati} + \text{Errore sperimentale}$$

La divisione di SS_W per i corrispondenti gradi di libertà del sistema ($k-1$), permette di definire MS_W come i quadrati medi all'interno dei gruppi. La divisione di SS_B per i corrispondenti gradi di libertà del sistema $k(n-1)$ permette di definire MS_B come i quadrati medi tra i campioni, in formule:

$$MS_W = \frac{SS_W}{k(n-1)} \quad (6.11)$$

$$MS_B = \frac{SS_B}{k-1} \quad (6.12)$$

Se l'ipotesi nulla H_0 è vera, MS_W è uno stimatore della varianza, mentre MS_B lo è a priori. Si dimostra quindi che le due stime MS_B e MS_W sono indipendenti e il loro rapporto, riportato in formula 6.13, segue una distribuzione F di Fisher con gradi di libertà rispettivamente di $k(n-1)$ e $k-1$.

$$F_0 = \frac{MS_B}{MS_W} \quad (6.13)$$

Per riportare i risultati derivanti da un test di ipotesi si procede affermando che l'ipotesi nulla è stata o non è stata respinta ad un certo livello di significatività. Viene definito l'approccio statistico del P-value come il più piccolo livello di significatività che porterebbe al rifiuto dell'ipotesi nulla H_0 . [52]

Il livello di significatività scelto è pari ad $\alpha = 0,05$, questo significa accettare un rischio del 5% di concludere che esistano differenze tra gruppi, quando in realtà non esistono. [53]

6.2.2 Discussione risultati statistici

Per procedere con l'analisi statistica, nella tabella 6.13 e nella tabella 6.14 sono riportati i riferimenti dei provini analizzati, il numero di campioni disponibili e il totale delle indentazioni considerate.

Tabella 6.13: Dati durezza bulk relativi ai campioni metallografici

Reference	Numero provini	Numero di indentazioni disponibili
Metallographical_as received	2	20
Metallographical_24 h 120 °C	1	10
Metallographical_72 h 120 °C	1	10
Metallographical_returned part	7	70

Tabella 6.14: Dati durezza bulk relativi ai campioni tensile test ("osso di cane")

Reference	Numero provini	Numero di indentazioni disponibili
Tensile_as received	1	10
Tensile_24 h 120 °C	1	10
Tensile_72 h 120 °C	1	10
Tensile_returned part	8	80

A causa della diversa numerosità delle indentazioni tra la categoria "returned part" e quella "as received" con i provini trattati termicamente, di seguito indicati come "heat treated", la successiva analisi statistica verrà condotta in due fasi distinte; solo in un'ultima analisi verrà mostrata l'analisi congiunta tra provini as received, heat treated e returned part.

La prima analisi statistica su Minitab prende in esame sia i provini metallografici sia i provini di trazione "as received" e "heat treated", per un totale di 70 valori di indentazioni (e quindi di durezza) disponibili. Sono quindi stati generati i boxplot riportati in figura 6.7 e 6.8, relativi rispettivamente alla distribuzione dei valori di durezza in funzione del trattamento termico applicato e del tipo di provino (sample metallografico o di trazione).

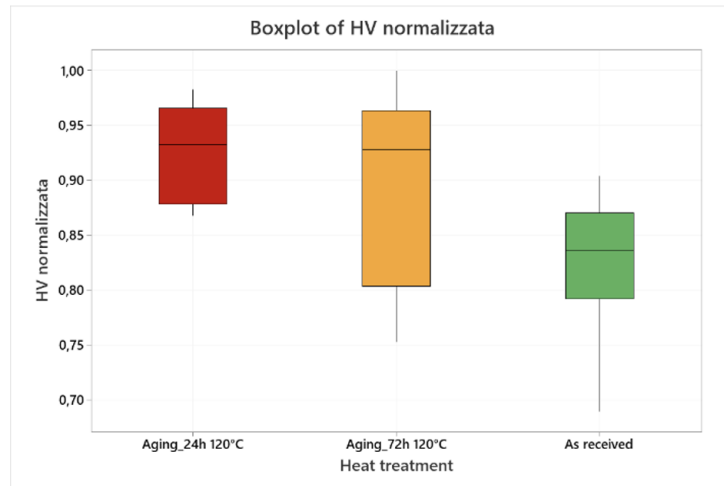


Figura 6.7: Boxplot durezza HV normalizzata vs Heat treatment e as received

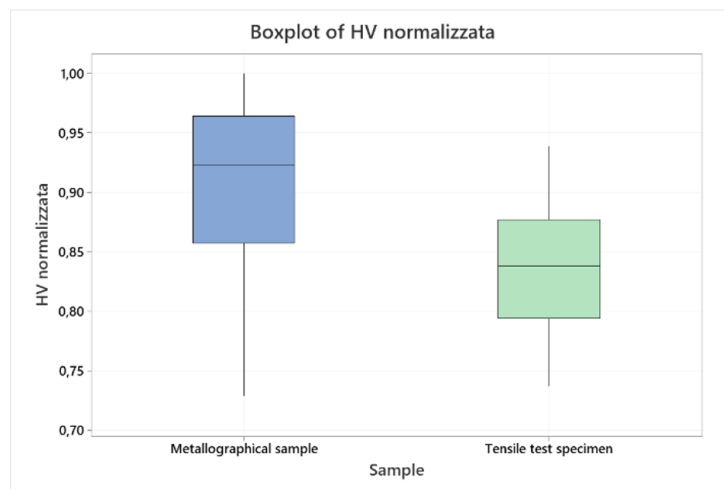


Figura 6.8: Boxplot durezza HV normalizzata vs tipo di provino (sample)

Dal boxplot in figura 6.8 emerge che i provini metallografici presentano valori di durezza più elevati rispetto ai provini di trazione. Questi ultimi, infatti, poggiano in modo meno stabile sulla base di appoggio del microdurometro: la loro geometria allungata e la leggera curvatura, verosimilmente dovuta a tensionamenti residui del materiale, possono influire sulla misura. Si procede quindi analizzando esclusivamente i provini metallografici, creando un boxplot, un dotplot e tramite l'esecuzione dell'outlier test. I risultati sono riportati rispettivamente in figura 6.9, 6.10 e 6.11.

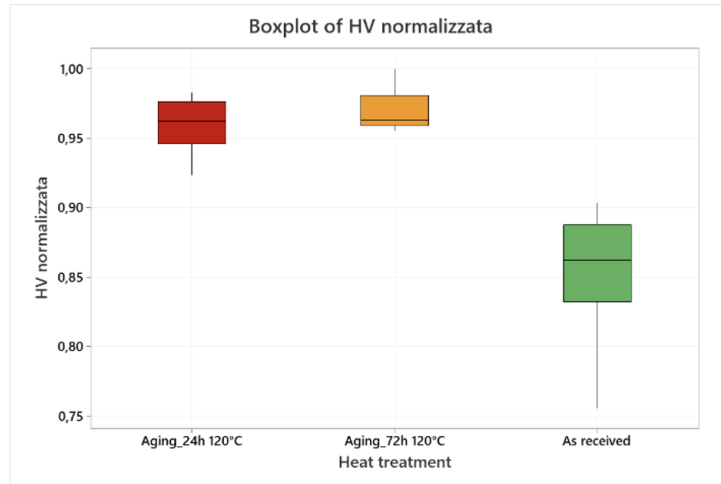


Figura 6.9: Boxplot durezza HV normalizzata vs Heat treatment e as received, provini metallografici

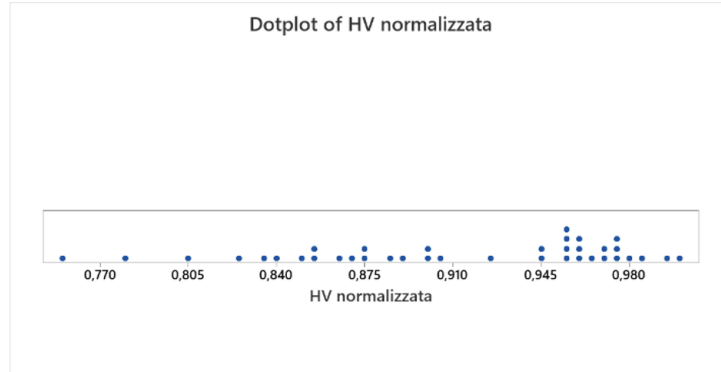


Figura 6.10: Dotplot durezza HV normalizzata, provini metallografici

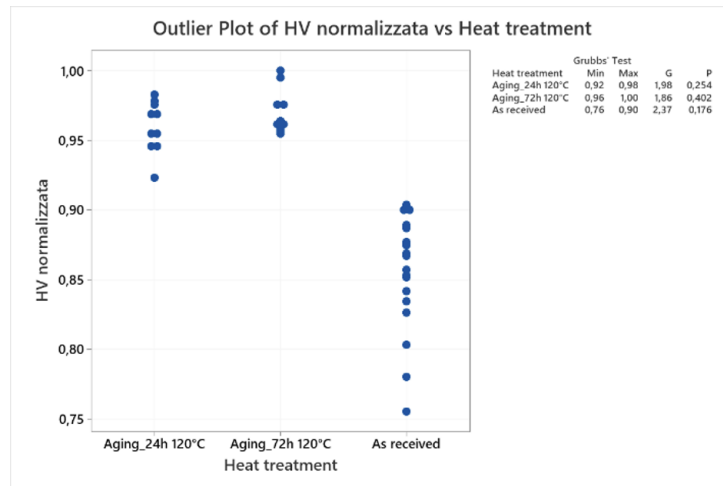


Figura 6.11: Outlier test plot durezza HV normalizzata vs heat treatment e as received, provini metallografici

Dall’analisi descrittiva dei boxplot si osserva che i campioni che sono stati sottoposti a trattamento termico mostrano un incremento della durezza HV rispetto allo stato as received. In particolare, il campione trattato per 72 h a 120 °C (box arancione) mostra una minor dispersione dei dati, indice di buona stabilità del processo. Non riscontrando alcuna sovrapposizione tra i box rosso e arancione con quello verde, ciò suggerisce che il trattamento termico ha un effetto significativo in relazione ai dati ottenuti, e questo lo si può dimostrare tramite un test ANOVA. Completata l’analisi descrittiva, si è proceduto con l’esecuzione del test ANOVA (Analysis of variance) one-way, al fine di verificare l’eventuale presenza di differenze statisticamente significative tra i gruppi considerati.

L’output del test ANOVA one-way relativo ai provini metallografici rispetto al trattamento termico è riportato in figura 6.12.

Factor Information

Factor	Levels Values
Heat treatment	3 Aging_24h 120°C; Aging_72h 120°C; As received

Analysis of Variance

Source	DF	Adj SS	Adj MS	F-Value	P-Value
Heat treatment	2	0,11754	0,058771	59,22	0,000
Error	35	0,03473	0,000992		
Total	37	0,15228			

Model Summary

S	R-sq	R-sq(adj)	R-sq(pred)
0,0315027	77,19%	75,89%	74,03%

Figura 6.12: Output analisi Minitab ANOVA one-way

L'analisi ANOVA ha evidenziato un effetto statisticamente significativo del trattamento termico sui valori di durezza dei provini metallografici, ciò si evince dal valore p-value di 0,000, per cui la differenza non è dovuta al caso. Infatti, un p-value inferiore a 0,001, indica che le differenze tra gruppi sono statisticamente significative, e ciò conferma che l'ipotesi di uguaglianza delle medie può essere rifiutata. Il modello spiega il 77,19% (R^2) della variabilità osservata: il trattamento termico è il principale responsabile delle differenze rilevate.

La figura 6.13 mostra il "Residual Plots for HV". Il Normal Probability Plot mostra come la maggior parte dei punti è distribuita lungo la linea rossa con buona approssimazione, eccezion fatta per le "code" che mostrano una deviazione dalla linearità (normalità). Questo primo grafico, rispecchia il risultato riscontrato nell'istogramma, che si presenta con una forma di campana asimmetrica verso sinistra. Il grafico Versus Fits, mostra come i residui siano raggruppati in corrispondenza del valore medio di durezza ottenuto dal rispettivo trattamento. Sebbene i punti non si trovino esattamente sullo zero, ma sono distribuiti casualmente sopra e sotto ad esso, la dispersione verticale è simile tra gruppi. Infine, il grafico Versus Order mostra i residui che oscillano intorno allo zero, eccetto nella parte finale in cui si osserva un trend decrescente: questo è probabilmente riconducibile ad una variabile non collegata al trattamento del materiale, ma a diverse condizioni di misura in fase di acquisizione dati.

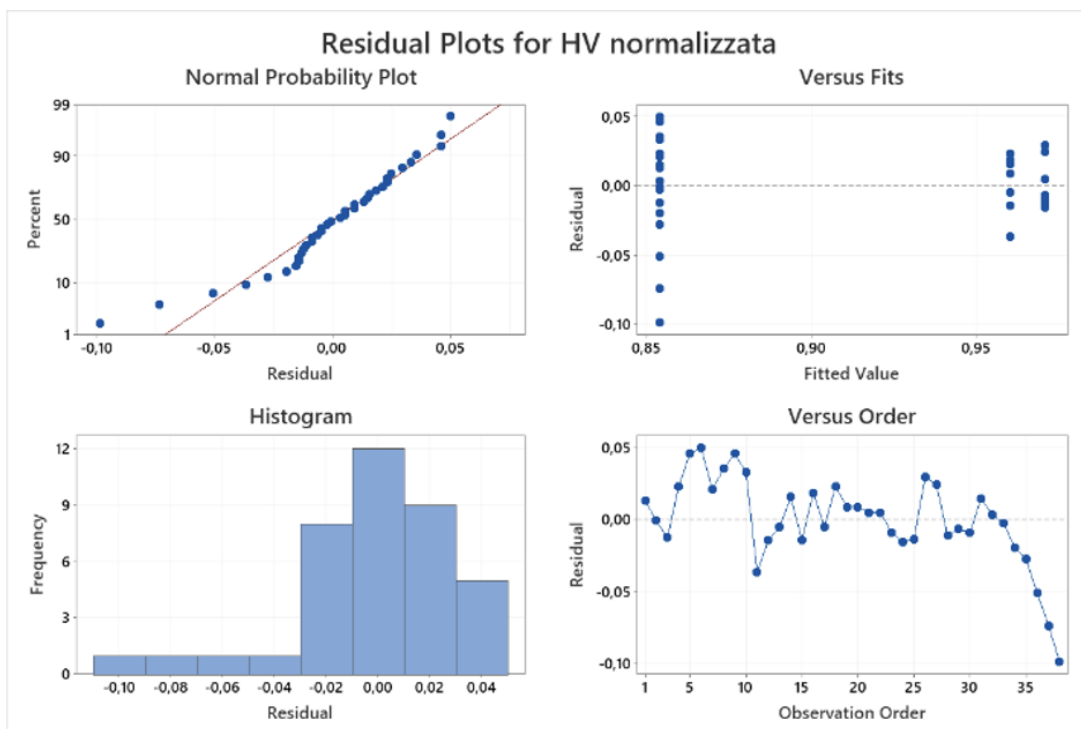


Figura 6.13: Residual plots for HV normalizzata

La medesima analisi descrittiva è stata condotta sui provini "returned part", realizzando il boxplot in figura 6.14 dei valori di durezza in funzione del tipo di provino.

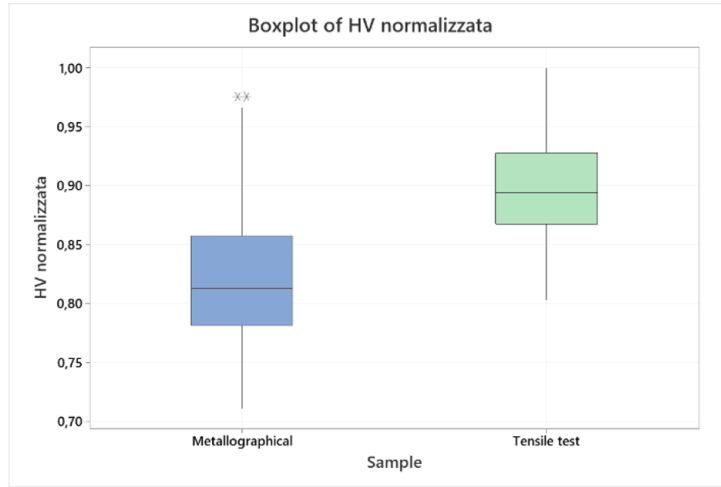


Figura 6.14: Boxplot durezza HV normalizzata vs tipo di provino (sample), provini returned part

Dall'analisi del boxplot in figura 6.14, in cui sono considerati contemporaneamente i provini metallografici e di trazione, si osserva un andamento opposto rispetto al caso precedente. I valori di durezza sono più elevati per i provini di trazione rispetto a quelli metallografici. Al fine di evitare che la diversa geometria dei campioni introduca effetti distorsivi sulla misura, nelle analisi successive si è scelto di prendere in esame i soli provini metallografici, così da concentrare il confronto unicamente sull'effetto dei trattamenti termici.

Essendo presenti degli outlier (XX), prima di procedere, questi vengono rimossi ottenendo il boxplot in figura 6.15 con il rispettivo outlier test in figura 6.16.

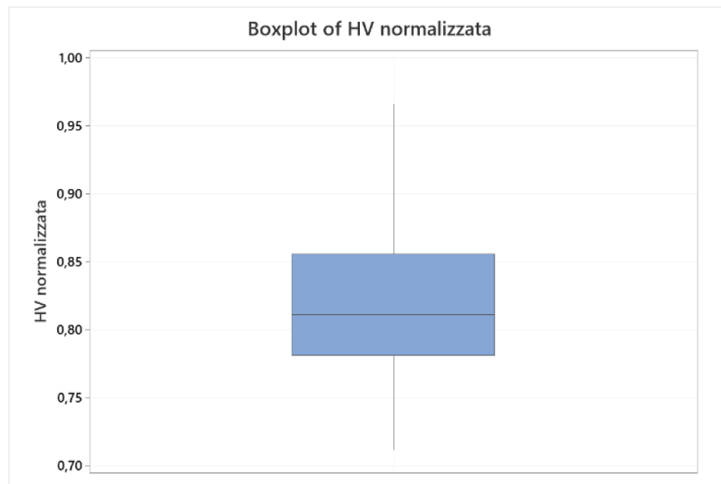


Figura 6.15: Boxplot durezza HV normalizzata vs provini metallografici returned part

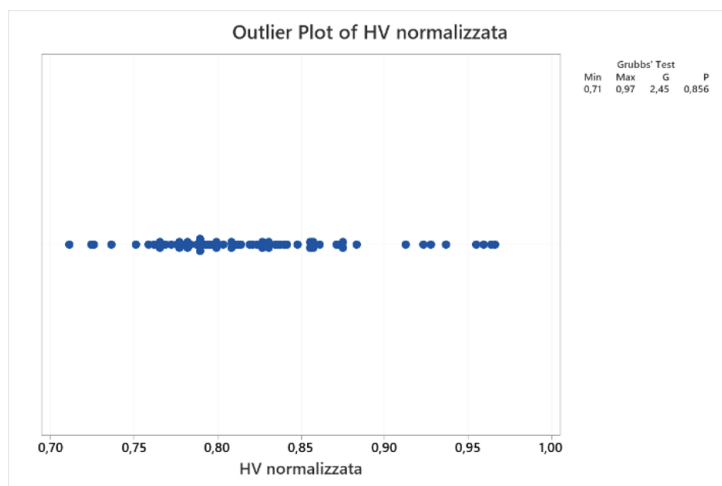


Figura 6.16: Outlier test plot durezza HV normalizzata dei provini metallografici returned part

Accertata l'assenza di outlier nei dati, si procede con la terza e ultima analisi congiunta: si considerano contemporaneamente i provini metallografici as received, heat treated e returned part.

L'analisi descrittiva, mediante boxplot e dotplot, viene illustrata in figura 6.17 e in 6.18.

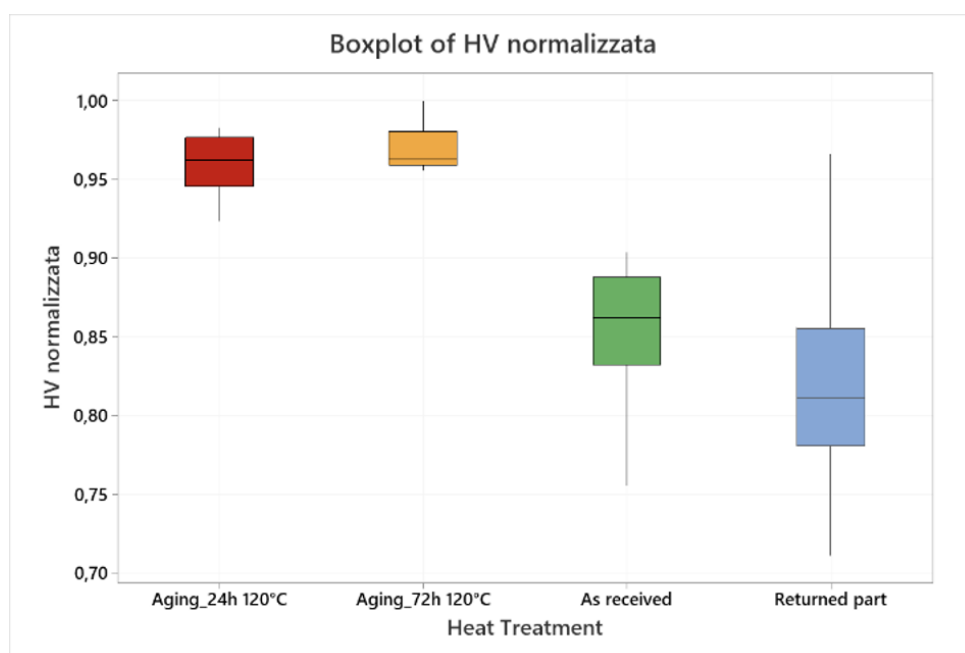


Figura 6.17: Boxplot durezza HV normalizzata vs provini metallografici as received, heat treated e returned part

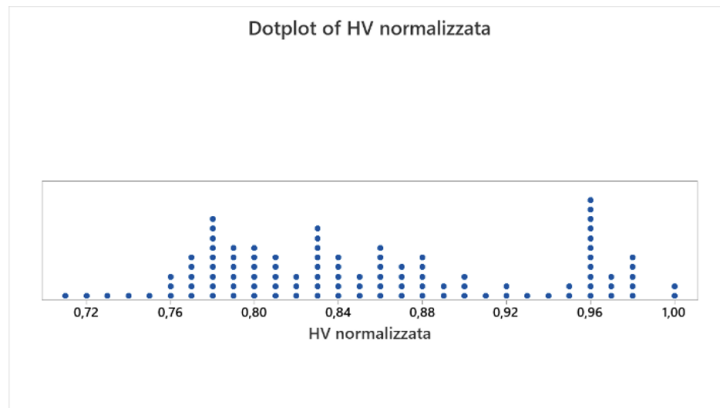


Figura 6.18: Dotplot durezza HV normalizzata, provini metallografici as received, heat treated e returned part

Per completare l'analisi, è stato eseguito un outlier test sui valori di durezza, riportato in figura 6.19, e eseguito un test ANOVA one-way per valutare anche in questo caso la significatività statistica delle differenze tra i diversi stati di trattamento dei campioni metallografici: l'output dell'ANOVA è riportato in figura 6.20.

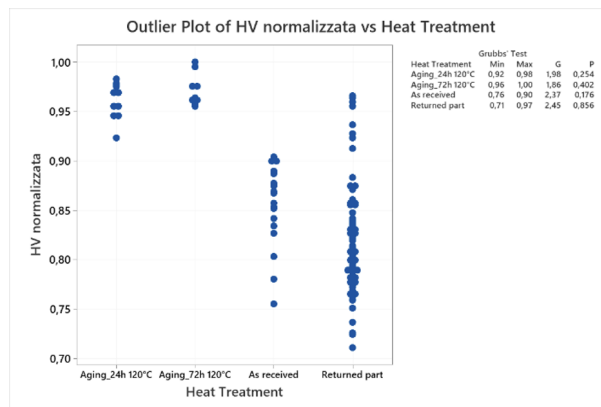


Figura 6.19: Outlier test plot, provini metallografici

Factor Information

Factor	Levels	Values
Heat Treatment	4	Aging_24h 120°C; Aging_72h 120°C; As received; Returned part

Analysis of Variance

Source	DF	Adj SS	Adj MS	F-Value	P-Value
Heat Treatment	3	0,3177	0,105889	40,39	0,000
Error	102	0,2674	0,002621		
Total	105	0,5850			

Model Summary

S	R-sq	R-sq(adj)	R-sq(pred)
0,0511993	54,30%	52,95%	52,28%

Figura 6.20: Output analisi Minitab ANOVA one-way campioni metallografici

Si evidenzia come i valori di durezza più elevati si hanno per le condizioni di invecchiamento a 120 °C per 24 h e 72 h, mentre i valori di durezza nella zona bulk del materiale returned part sono inferiori.

Il test ANOVA dell'analisi congiunta tra tutti i campioni metallografici mostra un effetto statisticamente significativo del trattamento termico sui valori di durezza, come attestano i valori di F-Value e P-Value.

Il modello spiega il 54% della variabilità totale, quindi si può affermare che il principale responsabile delle differenze osservate è il tipo di trattamento termico applicato al materiale, ma sicuramente esistono altri fattori che influenzano il risultato finale.

La figura 6.21 mostra il "Residual Plots for HV". Il Normal Probability Plot mostra come i residui siano distribuiti con buona approssimazione sulla linea rossa. L'istogramma ha una base più ampia rispetto al test ANOVA svolto nel caso precedente, e ciò è indice di una variabilità meno contenuta, sebbene venga mantenuta la classica forma a campana. Il grafico Versus Fits evidenzia che la dispersione dei residui non è uniforme tra i diversi trattamenti. In particolare, si osserva ancora una volta che i dati relativi ai provini metallografici returned part quelli che mostrano la variabilità maggiore. Infine, il grafico Versus Order mostra che i residui oscillano intorno allo zero, confermando l'indipendenza degli stessi dal tempo.

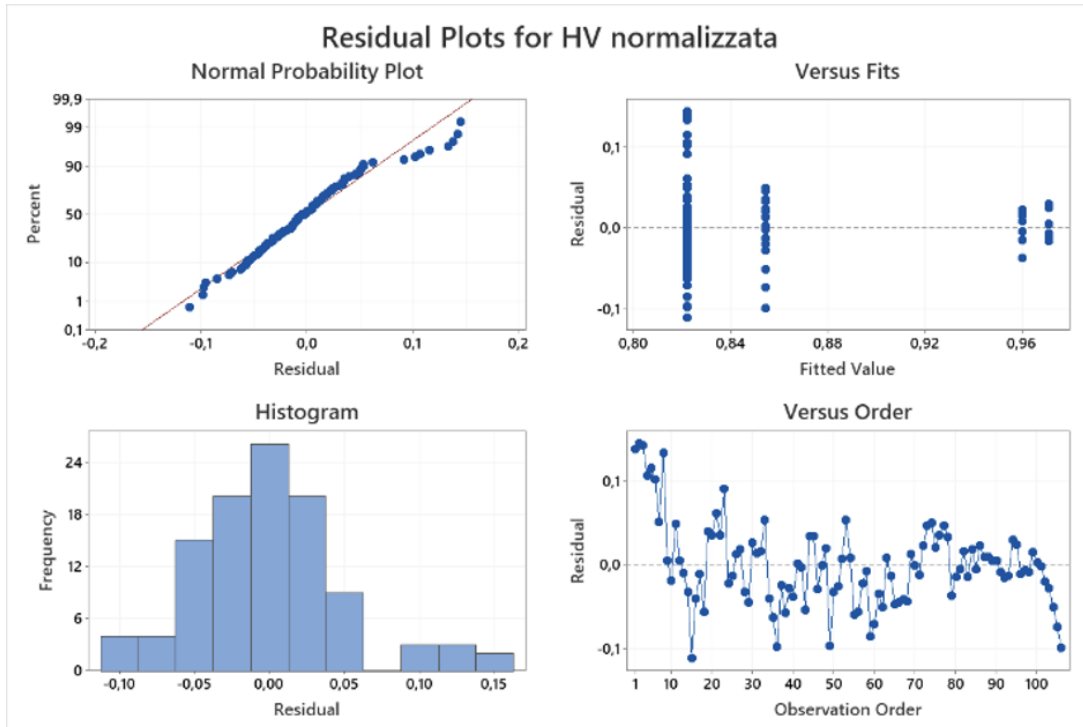


Figura 6.21: Residual plots for HV normalizzata

6.3 Correlazione tra durezza e carico di snervamento

Nel seguente paragrafo si vuole trovare una correlazione tra le proprietà meccaniche ottenute da prove di natura differente, in particolare si vuole trovare una relazione tra i valori di durezza e il carico di snervamento ottenuti sperimentalmente. La correlazione osservata è stata messa in relazione a modelli empirici utilizzati in vari studi proposti in letteratura, in particolare, tra le due proprietà meccaniche analizzate, si attende la relazione lineare riportata nell'equazione 6.14 [54]:

$$HV = \alpha \sigma_y \quad (6.14)$$

Da cui seguono le equazioni 6.15 e 6.16:

$$\sigma_y = \frac{1}{\alpha} HV \quad (6.15)$$

$$\alpha = \frac{HV}{\sigma_y} \quad (6.16)$$

Al fine di determinare il fattore di proporzionalità α , sono stati messi in relazione esclusivamente i valori di durezza HV1 e carico di snervamento σ_y , per i quali era disponibile una corrispondenza diretta tra il provino metallografico e il rispettivo provino ad osso di cane sottoposto a prova di trazione. In base a tale criterio, l'analisi è stata condotta sui seguenti campioni: tre provini trattati termicamente in laboratorio, nelle condizioni no aging_as received, 24 h a 120°C e 72 h a 120°C, e tre campioni returned part, identificati come AG014_25, AG015_25_1 e AG015_25_2. A partire dalla correlazione ottenuta sui campioni selezionati, la relazione riportata in letteratura può essere riscritta secondo l'equazione 6.17 e 6.18:

$$HV = 4,37 \times \sigma_y \quad (6.17)$$

$$\sigma_y = 0,23 \times HV \quad (6.18)$$

Si osserva che i valori ricavati dal coefficiente di proporzionalità risultano in linea con quanto riportato in studi di letteratura [55]. Tuttavia, si sottolinea che l'analisi è stata condotta su un numero limitato di dati sperimentali, dovuto all'impossibilità di avere un numero più ampio di provini di trazione.

Una volta determinato il valore del coefficiente α , è stato possibile aggiornare le quattro mappe di durezza convenzionale HV1 a rispettive mappe di snervamento, con valori normalizzati, riportate in tabella da 6.15 a 6.18, con modalità di lettura analoghe, che consentono di visualizzare l'andamento del carico di snervamento all'interno del materiale, dalla regione bulk alla zona di saldatura. In questo caso i dati sono visualizzati tramite una scala cromatica in cui il rosso indica valori più elevati e l'azzurro i valori più bassi.

Tabella 6.15: Mappa di snervamento per il campione Metallographical_Campione 1, no aging_as received

X\Y\Z	0.327	0.491	0.654	0.818	0.981	1.145	1.308	1.472	1.635	1.799	1.962	2.126	2.289	2.453	2.616	2.780	2.943	3.107	3.270	3.434	3.597	3.761	3.924	4.088	4.251	4.415	4.578	4.742	4.905	5.069	5.232	5.396	5.559	5.723	5.886			
0.327	0.87	0.87	0.88	0.88	0.89	0.89	0.89	0.89	0.89	0.89	0.89	0.90	0.90	0.89	0.89	0.90	0.89	0.89	0.89	0.88	0.88	0.88	0.88	0.88	0.88	0.88	0.88	0.88	0.88	0.88	0.88	0.88	0.88	0.88	0.88	0.88	0.88	
0.610	0.77	0.84	0.90	0.91	0.91	0.91	0.92	0.92	0.92	0.91	0.90	0.90	0.90	0.90	0.90	0.90	0.91	0.90	0.90	0.89	0.89	0.89	0.70	0.71	0.71	0.71	0.71	0.72	0.73	0.73	0.72	0.72	0.72	0.71	0.69	0.73	0.73	
0.893	0.83	0.93	0.94	0.93	0.93	0.93	0.92	0.93	0.94	0.93	0.92	0.93	0.94	0.93	0.93	0.92	0.93	0.93	0.93	0.92	0.92	0.93	0.93	0.93	0.93	0.93	0.92	0.92	0.93	0.93	0.92	0.93	0.92	0.92	0.92	0.92	0.92	
1.177		0.68	0.69	0.73	0.77	0.80	0.83	0.87	0.90	0.92	0.94	0.93	0.93	0.94	0.94	0.94	0.94	0.94	0.94	0.94	0.94	0.94	0.94	0.94	0.94	0.94	0.94	0.94	0.94	0.94	0.94	0.94	0.94	0.94	0.94	0.94	0.94	
1.460		0.61	0.64	0.66	0.66	0.66	0.66	0.66	0.65	0.63	0.64	0.65	0.66	0.67	0.68	0.69	0.69	0.69	0.69	0.69	0.69	0.69	0.69	0.69	0.69	0.69	0.69	0.69	0.69	0.69	0.69	0.69	0.69	0.69	0.69	0.69	0.69	0.69
1.743		0.62	0.66	0.70	0.70	0.70	0.71	0.72	0.70	0.67	0.68	0.69	0.68	0.67	0.68	0.69	0.69	0.69	0.69	0.70	0.71	0.71	0.71	0.71	0.71	0.71	0.71	0.72	0.73	0.73	0.72	0.72	0.72	0.71	0.69	0.73	0.73	
2.026		0.67	0.69	0.72	0.71	0.71	0.71	0.70	0.69	0.68	0.67	0.66	0.67	0.67	0.67	0.67	0.67	0.68	0.68	0.67	0.67	0.67	0.67	0.67	0.67	0.67	0.67	0.67	0.67	0.67	0.67	0.67	0.67	0.67	0.67	0.67	0.67	0.67
2.309					0.70	0.70	0.70	0.69	0.68	0.68	0.68	0.68	0.67	0.65	0.66	0.66	0.66	0.66	0.66	0.66	0.66	0.66	0.66	0.66	0.66	0.66	0.66	0.66	0.66	0.66	0.66	0.66	0.66	0.66	0.66	0.66	0.66	0.66
2.593					0.61	0.64	0.67	0.67	0.66	0.65	0.67	0.69	0.68	0.68	0.65	0.63	0.64	0.64	0.64	0.65	0.65	0.64	0.64	0.64	0.64	0.64	0.64	0.64	0.64	0.64	0.64	0.64	0.64	0.64	0.64	0.64	0.64	0.64
2.876					0.57	0.63	0.69	0.70	0.70	0.68	0.67	0.66	0.66	0.65	0.65	0.65	0.65	0.64	0.63	0.64	0.64	0.64	0.64	0.64	0.64	0.64	0.64	0.64	0.64	0.64	0.64	0.64	0.64	0.64	0.64	0.64	0.64	0.64
3.159					0.65	0.67	0.68	0.67	0.68	0.67	0.65	0.65	0.65	0.65	0.65	0.65	0.65	0.65	0.65	0.65	0.65	0.65	0.65	0.65	0.65	0.65	0.65	0.65	0.65	0.65	0.65	0.65	0.65	0.65	0.65	0.65	0.65	0.65
3.442					0.66	0.67	0.68	0.67	0.67	0.67	0.67	0.67	0.67	0.67	0.67	0.67	0.67	0.67	0.67	0.67	0.67	0.67	0.67	0.67	0.67	0.67	0.67	0.67	0.67	0.67	0.67	0.67	0.67	0.67	0.67	0.67	0.67	0.67
3.725					0.63	0.64	0.65	0.65	0.66	0.66	0.66	0.66	0.66	0.66	0.66	0.66	0.66	0.66	0.66	0.66	0.66	0.66	0.66	0.66	0.66	0.66	0.66	0.66	0.66	0.66	0.66	0.66	0.66	0.66	0.66	0.66	0.66	0.66
4.008					0.67	0.63	0.66	0.66	0.66	0.66	0.66	0.66	0.66	0.66	0.66	0.66	0.66	0.66	0.66	0.66	0.66	0.66	0.66	0.66	0.66	0.66	0.66	0.66	0.66	0.66	0.66	0.66	0.66	0.66	0.66	0.66	0.66	0.66
4.292					0.72	0.74	0.76	0.78	0.78	0.78	0.85	0.81	0.83	0.83	0.84	0.84	0.84	0.84	0.84	0.84	0.84	0.84	0.84	0.84	0.84	0.84	0.84	0.84	0.84	0.84	0.84	0.84	0.84	0.84	0.84	0.84	0.84	0.84
4.575					0.78	0.80	0.83	0.84	0.85	0.87	0.89	0.91	0.93	0.95	0.96	0.96	0.96	0.96	0.96	0.96	0.96	0.96	0.96	0.96	0.96	0.96	0.96	0.96	0.96	0.96	0.96	0.96	0.96	0.96	0.96	0.96	0.96	0.96
4.858					0.78	0.87	0.89	0.90	0.92	0.94	0.93	0.93	0.94	0.95	0.95	0.95	0.95	0.95	0.95	0.95	0.95	0.95	0.95	0.95	0.95	0.95	0.95	0.95	0.95	0.95	0.95	0.95	0.95	0.95	0.95	0.95	0.95	0.95

Tabella 6.16: Mappa di durezza per il campione Metallographical_Campione 2, 24 h 120°C

X\Y\Z	0.327	0.491	0.654	0.818	0.981	1.145	1.308	1.472	1.635	1.799	1.962	2.126	2.289	2.453	2.616	2.780	2.943	3.107	3.270	3.434	3.597	3.761	3.924	4.088	4.251	4.415	4.578	4.742	4.905	5.069	5.232	5.396	5.559	5.723	5.886		
0.327	0.80	0.83	0.86	0.87	0.88	0.88	0.87	0.87	0.85	0.85	0.89	0.89	0.88	0.88	0.88	0.88	0.88	0.88	0.88	0.88	0.88	0.88	0.88	0.88	0.88	0.88	0.88	0.88	0.88	0.88	0.88	0.88	0.88	0.88	0.88	0.88	
0.610		0.87	0.90	0.92	0.91	0.92	0.93	0.91	0.90	0.91	0.91	0.91	0.91	0.91	0.91	0.91	0.91	0.91	0.91	0.91	0.91	0.91	0.91	0.91	0.91	0.91	0.91	0.91	0.91	0.91	0.91	0.91	0.91	0.91	0.91	0.91	
0.893					0.77	0.86	0.94	0.94	0.94	0.94	0.94	0.93	0.93	0.93	0.92	0.92	0.92	0.92	0.92	0.92	0.92	0.92	0.92	0.92	0.92	0.92	0.92	0.92	0.92	0.92	0.92	0.92	0.92	0.92	0.92	0.92	0.92
1.177					0.92	0.92	0.92	0.92	0.92	0.93	0.94	0.93	0.92	0.92	0.92	0.92	0.92	0.92	0.92	0.92	0.92	0.92	0.92	0.92	0.92	0.92	0.92	0.92	0.92	0.92	0.92	0.92	0.92	0.92	0.92	0.92	0.92
1.460					0.73	0.72	0.70	0.72	0.75	0.74	0.74	0.76	0.78	0.79	0.80	0.79	0.77	0.77	0.76	0.75	0.75	0.74	0.73	0.71	0.70	0.70	0.70	0.71	0.72	0.72	0.72	0.72	0.72	0.72	0.72	0.72	0.72
1.743					0.67	0.69	0.72	0.71	0.69	0.68	0.67	0.64	0.62	0.62	0.62	0.63	0.64	0.63	0.63	0.63	0.63	0.63	0.63	0.63	0.63	0.63	0.63	0.63	0.63	0.63	0.63	0.63	0.63	0.63	0.63	0.63	0.63
2.026					0.59	0.62	0.65	0.64	0.63	0.63	0.63	0.63	0.63	0.63	0.63	0.63	0.63	0.63	0.63	0.63	0.63	0.63	0.63	0.63	0.63	0.63	0.63	0.63	0.63	0.63	0.63	0.63	0.63	0.63	0.63	0.63	0.63
2.309					0.64	0.63	0.61	0.62	0.63	0.64	0.65	0.64	0.63	0.63	0.63	0.63	0.63	0.63	0.63	0.63	0.63	0.63	0.63	0.63	0.63	0.63	0.63	0.63	0.63	0.63	0.63	0.63	0.63	0.63	0.63	0.63	0.63
2.593					0.62	0.62	0.62	0.62	0.61	0.61	0.61	0.61	0.61	0.61	0.61	0.61	0.61	0.61	0.61	0.61	0.61	0.61	0.61	0.61	0.61	0.61	0.61	0.61	0.61	0.61	0.61	0.61	0.61	0.61	0.61	0.61	0.61
2.876					0.63	0.62	0.62	0.61	0.60	0.61	0.61	0.62	0.62	0.61	0.60	0.59	0.58	0.58	0.58	0.58	0.58	0.58	0.58	0.58	0.58	0.58	0.58	0.58	0.58	0.58	0.58	0.58	0.58	0.58	0.58	0.58	0.58
3.159					0.59	0.59	0.60	0.61	0.62	0.62	0.62	0.62	0.62	0.62	0.62	0.62	0.62	0.62	0.62	0.62	0.62	0.62	0.62	0.62	0.62	0.62	0.62	0.62	0.62	0.62	0.62	0.62	0.62	0.62	0.62	0.62	0.62
3.442					0.58	0.58	0.58	0.58	0.58	0.58	0.58	0.58	0.58	0.58	0.58	0.58	0.58	0.58	0.58	0.58	0.58	0.58	0.58	0.58	0.58	0.58	0.58	0.58	0.58	0.58	0.58	0.58	0.58	0.58	0.58	0.58	0.58
3.725																																					

6.4 Analisi microstrutturale

L'analisi microstrutturale consente di correlare le caratteristiche morfologiche e composizionali con le proprietà meccaniche del giunto saldato. Infatti, la presenza di seconde fasi può influenzare significativamente parametri come la durezza e la resistenza meccanica. A tal proposito, è stata condotta un'indagine tramite SEM (microscopia elettronica a scansione) ed EDS (spettroscopia a dispersione di energia) per identificare alcune delle possibili seconde fasi presenti ed osservare l'andamento del quantitativo degli elementi muovendosi all'interno di una specifica zona dei campioni analizzati. Le analisi SEM ed EDS sono state eseguite presso un laboratorio esterno all'azienda, nel presente elaborato viene quindi presentata l'interpretazione dei risultati ottenuti. I campioni metallografici analizzati tramite SEM ed EDS sono riportati in tabella 6.19.

Tabella 6.19: Riferimento provini metallografici per le analisi SEM ed EDS

Reference	Temperatura	Tempo
Metallographical_Campione 1	no aging_as received	no aging_as received
Metallographical_Campione 4	returned part	returned part

I campioni sono stati sottoposti ad indagine microstrutturale con particolare attenzione alla zona termicamente alterata, estendendo l'osservazione fino alla zona di interfaccia tra i due pezzi da saldare.

6.4.1 Indagine delle seconde fasi tramite SEM/EDS

Le fasi intermetalliche principali presenti in una lega 7075-T6 sono η ($MgZn_2$), η' ($MgZn_2$), $T(Al_2Mg_3Zn_3)$ e $S(Al_2CuMg)$, poiché sono spesso presenti Si e Fe come impurità, sovente si formano particelle Fe-ricche e Mg_2Si . L'evoluzione della morfologia di queste particelle dipende dai tempi e dalle temperature a cui il materiale viene sottoposto.

Per caratterizzare la microstruttura della ZTA del campione 1 viene analizzata la presenza di seconde fasi, raffigurate in figura 6.22; i quantitativi degli elementi rilevati nei punti di analisi sono riportati in tabella 6.20, la cui formattazione condizionale applicata è da leggere per elemento, seguendo la scala di colori per cui il rosso indica lo spettro in cui l'elemento in questione è presente con quantitativo maggiore. L'indagine è finalizzata all'identificazione delle possibili fasi intermetalliche presenti nella ZTA e ad un'indagine della composizione chimica della matrice. La composizione di quest'ultima, come riportato in figura 6.23, viene rilevata in aree prive di particelle evidenti ed infatti dalla tabella 6.21 si nota una composizione dominata dall'alluminio e una distribuzione omogenea del quantitativo di elementi tipici della lega di alluminio 7075-T6.

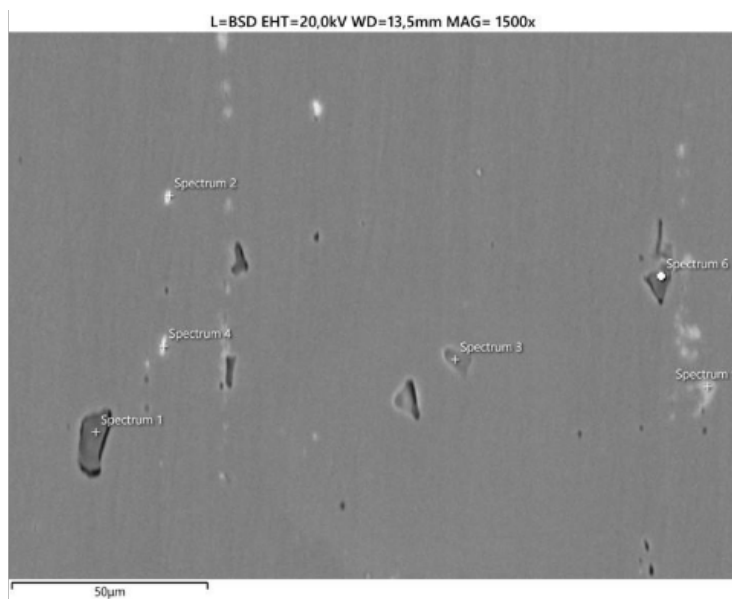


Figura 6.22: SEM-EDS della superficie analizzata per le fasi intermetalliche del campione 1

Tabella 6.20: Analisi EDS delle fasi intermetalliche campione 1

Spectrum Label	Spectrum 1	Spectrum 2	Spectrum 3	Spectrum 4	Spectrum 5	Spectrum 6
C	8.63	0.86	0.52	0.39	1.5	4.41
O	23.00	2.29	1.39	1.05	4.01	11.76
Mg	0.67		2.12	2.34	0.85	1.51
Al	31.41	53.21	87.90	75.78	59.65	64.14
Si	33.37				1.39	12.26
Cr			0.29		4.09	0.16
Mn					1.35	
Fe					12.42	
Cu	0.48	40.72	1.48	15.83	11.7	1.18
Zn	2.44	2.93	6.3	4.59	3.03	4.58
Total	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00

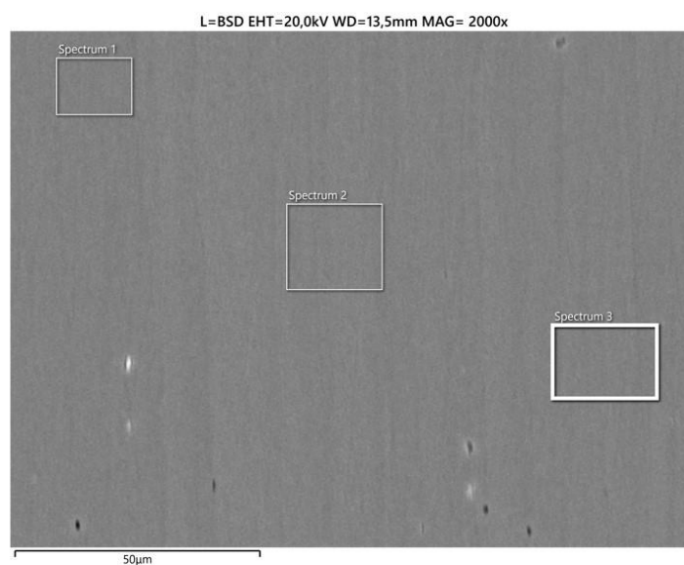


Figura 6.23: SEM-EDS della matrice analizzata per il campione 1

Tabella 6.21: Analisi EDS della matrice campione 1

Spectrum Label	Spectrum 1	Spectrum 2	Spectrum 3
C	0.42		
O	1.13		
Mg	2.21		
Al	89.13	90.16	90.10
Si			
Cr	0.14	0.19	0.15
Mn	0.07	0.07	0.11
Fe	0.05	0.03	0.06
Cu	1.2	1.5	1.36
Zn	5.64	5.72	5.84
Total	100.00	100.00	100.00

L'analisi microstrutturale mediante SEM-EDS ha evidenziato la presenza di una matrice costituita principalmente da Al e da diverse seconde fasi. In accordo a quanto riportato in letteratura per leghe 7075, le fasi principali identificate sono ricche di Zn-Mg-Cu, quindi riconducibili alla fase η , o alla fase quaternaria $Mg(Zn,Cu,Al)_2$. La concentrazione di Fe e Si nella lega 7075 appare spesso elevata, seppure presenti come impurezze, questo porta all'esistenza di particelle ricche in Fe e Si, la cui presenza potrebbe essere critica in quanto sono dei siti preferenziali per l'innesco di cricche, portando ad una riduzione della resistenza a fatica del materiale.[56] Dall'analisi SEM ed EDS condotta sul campione metallografico 1, è possibile proporre un'identificazione delle principali seconde fasi presenti nella microstruttura, riassunte in tabella 6.22.

Tabella 6.22: Analisi delle seconde fasi Metallographical_Campione 1

Spettro	Fase intermetallica
Spettro 1	Mg_2Si
Spettro 2	Al_xCu
Spettro 3	$MgZn_2$
Spettro 4	Al_xCuMg
Spettro 5	$CuFeAl_x$
Spettro 6	Mg_2Si

Allo stesso modo, per il campione Metallographical_Campione 4 si procede con l'analisi della ZTA valutando la presenza di seconde fasi a partire dagli spettri in figura 6.24, le cui composizioni elementari corrispondenti sono riportate in tabella 6.23 e interpretate secondo la medesima scala cromatica dell'analisi sul campione precedente (rosso = contenuto maggiore). Anche in questo caso sono riportati gli spettri della matrice in figura 6.25 a cui corrispondono le composizioni elementari riportate in tabella 6.24.

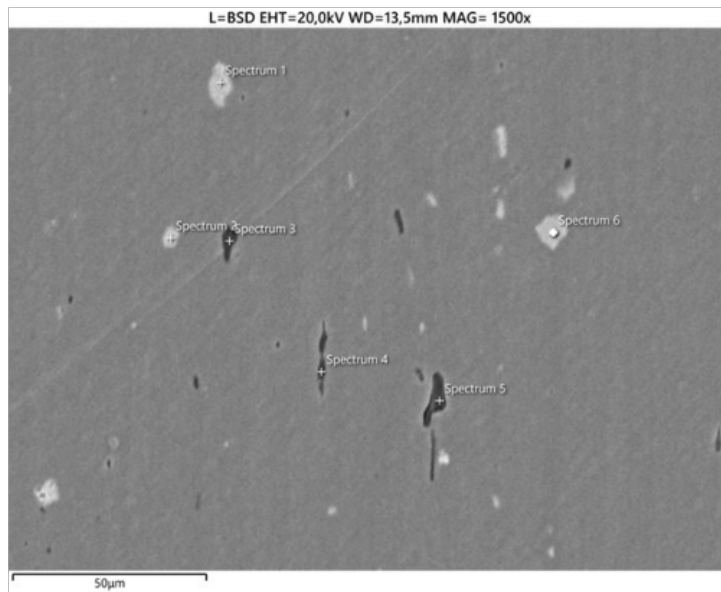


Figura 6.24: SEM-EDS della superficie analizzata per le fasi intermetalliche del campione 4

Tabella 6.23: Analisi EDS delle fasi intermetalliche campione 4

Spectrum Label	Spectrum 1	Spectrum 2	Spectrum 3	Spectrum 4	Spectrum 5	Spectrum 6
C	0.65	0.41	5.27	1.62	6.2	
O	1.74	1.09	14.03	4.31	16.53	
Mg			2.04		1.17	
Al	64.53	64.76	43.80	74.59	43.11	62.17
Si		4.73	28.74	7.93	27.72	4.92
Ti				2.59		
Cr	0.29	4.59	0.32	0.28	0.18	4.99
Mn	1.62	2.92		0.19		3.33
Fe	21.21	17.54	0.41			20.17
Cu	6.22	2.11	1.28	1.65	1.01	2.57
Zn	3.74	1.90	4.11	6.83	4.07	1.84
Total	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00

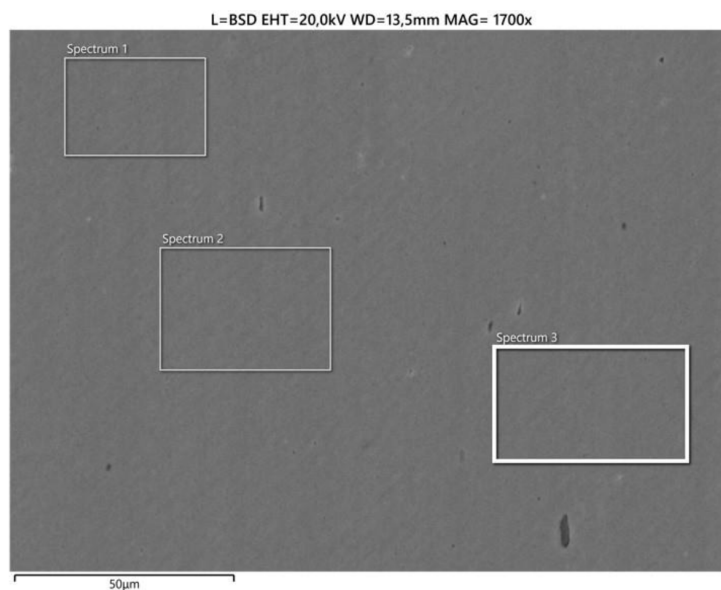


Figura 6.25: SEM-EDS della matrice analizzata per il campione 4

Tabella 6.24: Analisi EDS della matrice campione 4

Spectrum Label	Spectrum 1	Spectrum 2	Spectrum 3
C	0.35	0.38	0.34
O	0.94	1	0.89
Mg	2.35	2.36	2.33
Al	87.68	87.66	87.90
Si	0.07	0.08	0.07
Ti	0.03	0.08	0.00
Cr	0.21	0.28	0.23
Mn	0.13	0.03	0.06
Fe	0.03	0.01	0.03
Cu	1.59	1.52	1.51
Zn	6.60	6.60	6.65
Total	100.00	100.00	100.00

Dall'analisi SEM ed EDS condotte sul Metallographical_Campione 4, le possibili seconde fasi presenti sono riassunte in tabella 6.25.

Tabella 6.25: Analisi seconde fasi provino returned part

Spettro	Fase intermetallica
Spettro 1	$\text{Cu}_x\text{Fe}_x\text{Al}$
Spettro 2	Al_xFe
Spettro 3	Mg_2Si
Spettro 4	$\text{Al}(\text{Ti}, \text{Si})$
Spettro 5	Mg_2Si
Spettro 6	Al_xFe

Nel caso del provino Metallographical_Campione 4 è evidente la presenza di una maggiore quantità di Fe in più punti della area sondata, che verosimilmente porta alla formazione di precipitati ricchi di ferro nella forma Al_xFe . La formazione di questa tipologia di seconde fasi è da associare al fenomeno della nucleazione delle cricche, infatti i precipitati Al_xFe agiscono da concentratori degli sforzi in quanto particolarmente grossolani, solitamente con dimensioni tra i $12\mu\text{m}$ - $22\mu\text{m}$.

Anche le inclusioni caratterizzate da quantitativi elevati di Si sono dannose per la lega. A causa della loro bassa resistenza meccanica e scarsa resistenza a corrosione, agiscono come concentratori degli sforzi, favorendo la nucleazione delle cricche. [57]

6.4.2 Scansioni EDS zona termicamente alterata

Per approfondire la distribuzione degli elementi in lega sono state eseguite analisi EDS in modalità scan line su due differenti zone del materiale. Questa modalità di indagine consente di ottenere il profilo di concentrazione dei principali elementi lungo una linea prestabilita, così da poter evidenziare variazioni associate al ciclo di saldatura.

Le linee di scansione eseguite per ogni provino metallografico sono due e si trovano rispettivamente lungo la saldatura e al di sotto dell'interfaccia tra i due pezzi da saldare.

In figura 6.26 è riportata l'EDS scan line relativa al provino metallografico 1, con l'andamento della concentrazione dei principali elementi lungo le due linee selezionate: a sinistra si fa riferimento alla scan line sopra la saldatura e a sinistra si segue la scan line al di sotto dell'interfaccia tra i due pezzi saldati.

Poiché l'asse delle ascisse relativo all'andamento della concentrazione degli elementi non ha la stessa scala, il confronto tra i profili delle due scan line, è stato effettuato considerando per la "linea di scansione 1" un tratto di circa 3 mm.

Analizzando il trend, il profilo sopra la saldatura mostra una più marcata diminuzione di Mg e Zn, mentre al di sotto questo fenomeno appare più attenuato e al più in corrispondenza di una cricca. Gli altri elementi, caratterizzati da bassa diffusività, non mostrano andamenti di particolare rilievo, ma è evidente il picco del Fe in corrispondenza della cricca, come atteso per quanto riportato nel paragrafo 6.4.1.

L'alterazione di composizione che si osserva nella zona della saldatura è coerente con il decadimento di durezza che si è riscontrato tramite le prove di durezza condotte sul provino metallografico 1 no aging_as received: è infatti noto che la durezza della lega di alluminio 7075-T6 è principalmente attribuibile alla presenza dei precipitati η e η' , costituiti in larga misura da Mg e Zn, ma nel momento in cui si assiste, in seguito a saldatura, ad un decadimento del quantitativo di questi elementi, risulta evidente la diminuzione di durezza.

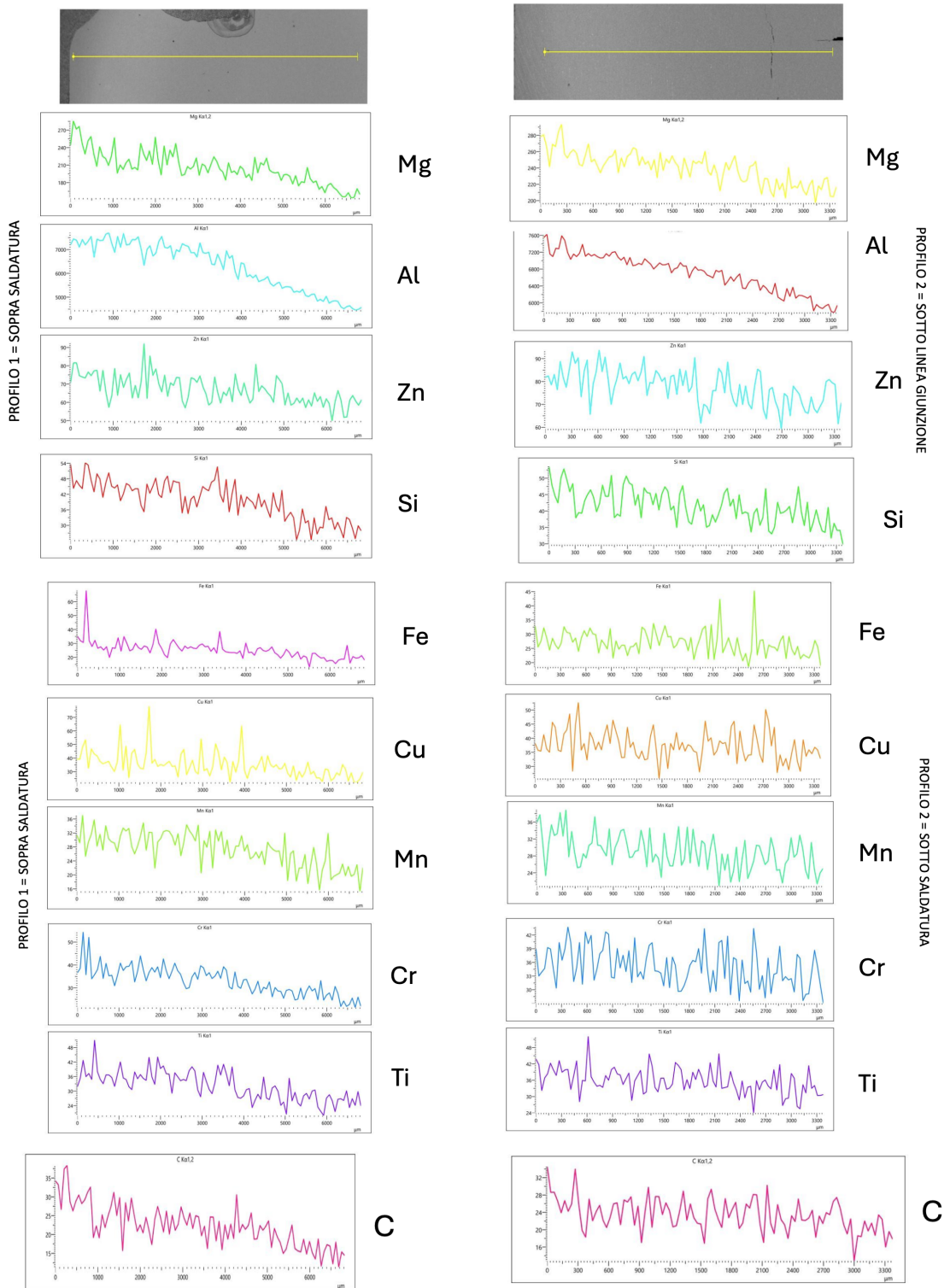


Figura 6.26: EDS scan line campione metallografico as received

In figura 6.27 è riportata l'EDS scan line relativa al provino metallografico 4, con l'andamento della concentrazione dei principali elementi lungo le due linee selezionate.

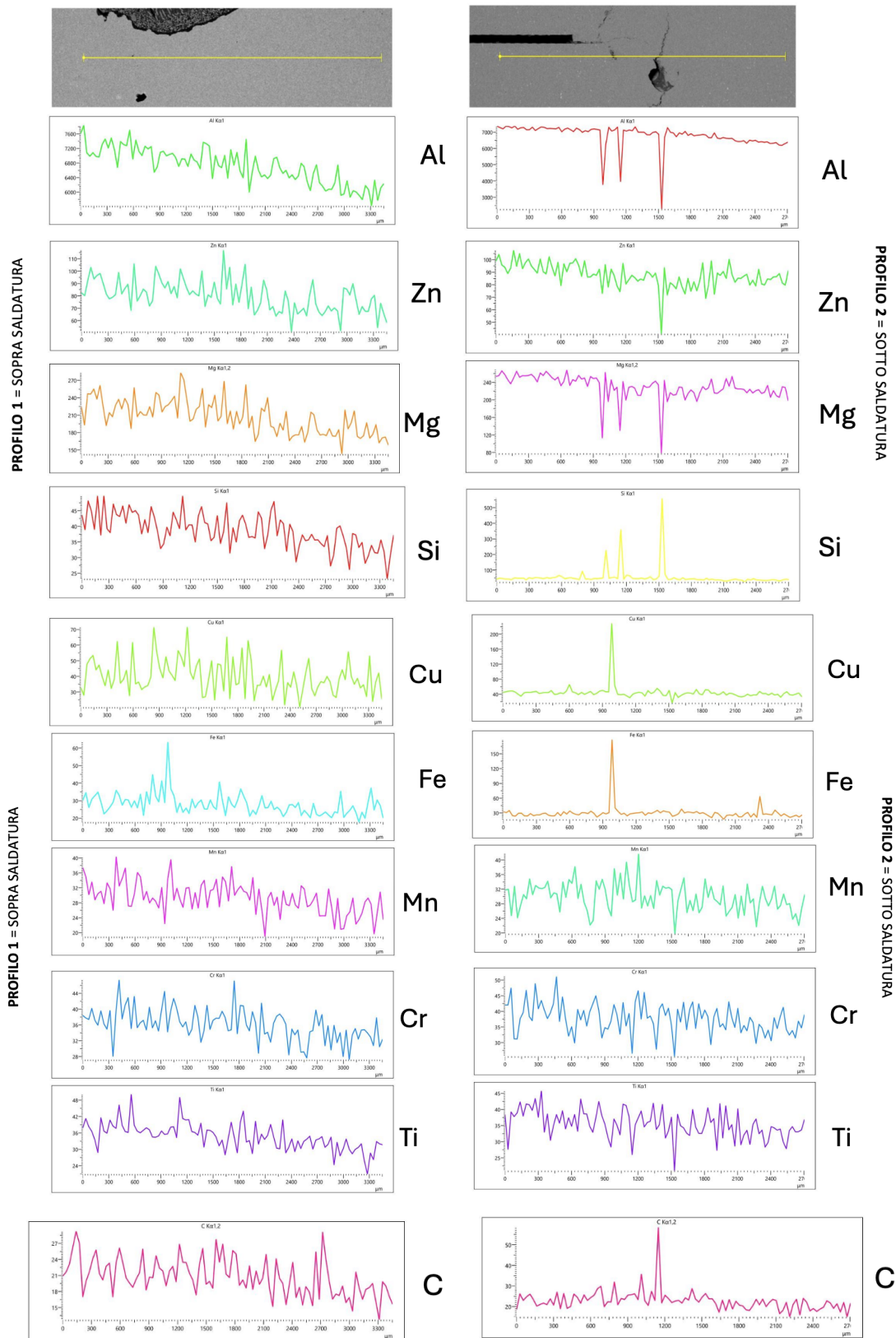


Figura 6.27: EDS scan line campione metallografico returned part

Il confronto tra i profili EDS acquisiti nella zona di saldatura (sinistra) e i profili all'interfaccia tra i due pezzi saldati (destra) mostra che, lungo la scan line tracciata nella saldatura, i segnali dei principali elementi di lega risultano regolari, con un trend pressoché lineare. Al contrario, il profilo ottenuto in prossimità dell'interfaccia, evidenzia maggiori discontinuità: in corrispondenza di cricche e di un poro il segnale relativo all'alluminio, al magnesio e allo zinco diminuisce bruscamente, mentre si hanno dei picchi per Si, Cu e Fe. Quest'ultimo risultato, apparentemente contraddittorio, può essere interpretato considerando che in corrispondenza di questi difetti superficiali ci siano particelle intermetalliche e contaminazioni di vario tipo che la sonda riesce a rilevare.

Le linee EDS nella zona al di sopra della saldatura, evidenziano, per entrambi i campioni, variazioni graduali di Mg, Zn e Cu, compatibili con la diffusione e i fenomeni termici indotti dalla saldatura: tuttavia, non si rilevano differenze nette tra il Campione 1 e il Campione 4 nei profili riportati.

Quanto osservato dall'analisi microstrutturale è coerente con la diminuzione di durezza misurata vicino al cordone di saldatura a causa di fenomeni di dissoluzione e overaging dei precipitati (η , η' , e $S(\text{Al}_2\text{CuMg})$). Il quantitativo di alcuni elementi diminuisce, ad esempio lo Zn, che fonde a 420°C , è un elemento basso-fondente, nel momento in cui si esegue una saldatura, si giunge allo stato fuso, allora la durezza scende a causa della fusione e dell'evaporazione di alcuni elementi che costituiscono il materiale.

6.5 Indentazione strumentata

L'indentazione strumentata (IIT) consente di ricavare accuratamente la durezza H_{IT} e il modulo E_{IT} in un'unica prova, con impronte di dimensioni ridotte e quindi minimamente invasive. A differenza delle prove di durezza convenzionale, non è necessario misurare otticamente l'impronta residua sulla superficie del materiale: l'analisi è automatizzata, ed è basata sui dati acquisiti in continuo dal sistema ed è gestita dal software, che restituisce direttamente i parametri d'interesse.

I risultati ottenuti dal test di nanoindentazione fanno riferimento ai campioni metallografici riportati in tabella 6.26.

Tabella 6.26: Riferimento provini metallografici per prove di nanoindentazione strumentata

Reference	Temperatura	Tempo
Metallographical_Campione 1	no aging_as received	no aging_as received
Metallographical_Campione 4	returned part	returned part

Per il campione metallografico 1, sono state eseguite 108 indentazioni mostrate in figura 6.28, ricavata tramite microscopio ottico. L'area di misura è stata selezionata in modo da corrispondere alla scan line utilizzata per l'analisi SEM/EDS, descritta nel paragrafo 6.4.2.

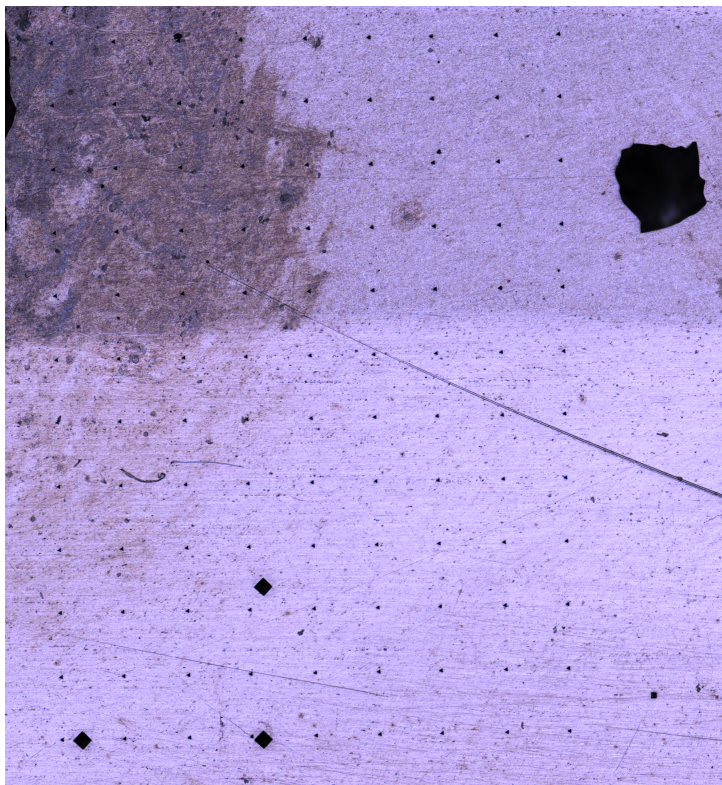


Figura 6.28: Nanoindentazioni eseguite sul campione as received viste con il microscopio ottico

Per ciascuna indentazione, il software ha restituito la curva sforzo-profondità caratteristica. Il punto di zero è stato impostato manualmente per correggere l'origine della misura, evitando contatti falsi, e ciò ha permesso di identificare alcune curve anomale, successivamente escluse per l'elaborazione dati, riducendo il numero di misure considerate valide da 108 a 104. Inoltre, sono state escluse le indentazioni che presentavano ulteriori anomalie in quanto potenzialmente affette da errore per l'effettiva stima della durezza media dell'area del campione analizzata.

Le curve carico-profondità ottenute dalle prove di nanoindentazione rappresentano il principale output della prova e stanno alla base del calcolo delle proprietà meccaniche mediante il metodo Oliver e Pharr. [58]

Questo metodo richiede che le curve ottenute abbiano un comportamento regolare e riproducibile, soprattutto nella fase di scarico, la quale deve mostrare una risposta elastica continua del materiale.

A titolo esemplificativo, in figura 6.29, viene illustrata la curva carico-profondità, relativa all'indentazione numero 85, in cui è possibile osservare i tre tratti principali di carico, mantenimento e scarico.

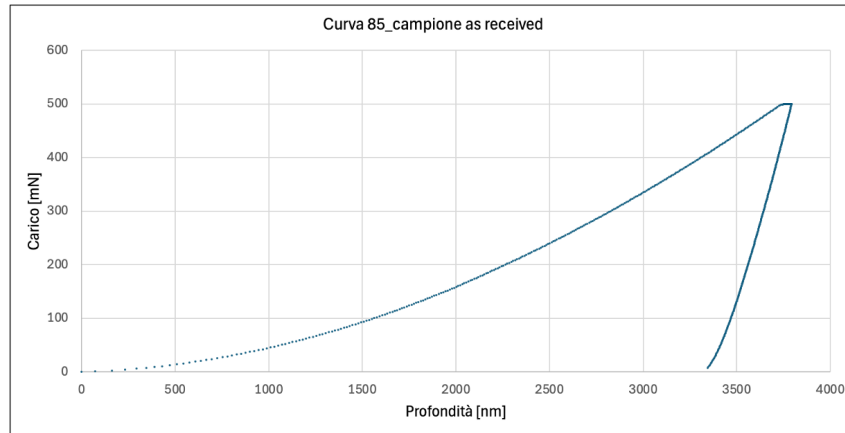


Figura 6.29: Curva Carico[mN]-Profondità[nm] dell'indentazione 85, provino no aging_as received

In figura 6.30 viene invece mostrato un confronto tra tre curve ricavate dalle indentazioni condotte sullo stesso provino. In particolare, le misure selezionate sono relative alle indentazioni 11, nel cuore della saldatura, l'indentazione 25, sempre nella zona di effettiva saldatura e l'indentazione 85 posizionata in prossimità del materiale bulk.

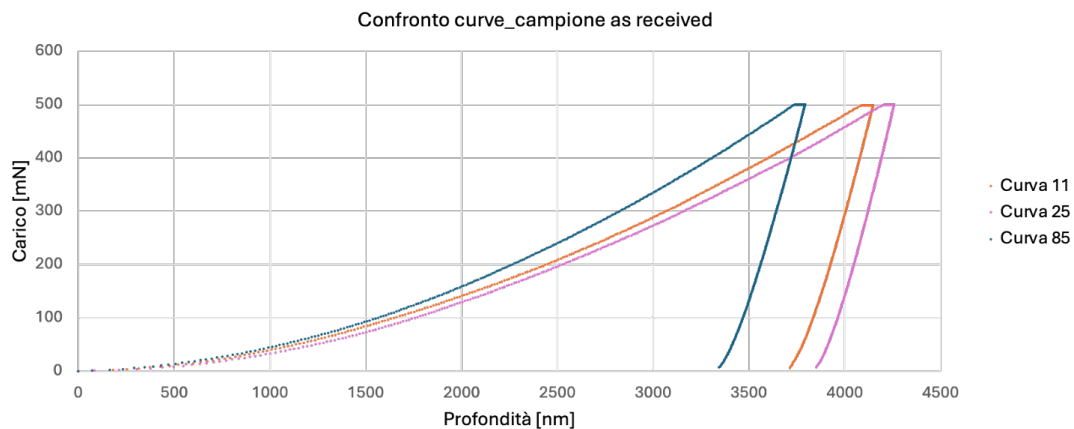


Figura 6.30: Confronto tra curve Carico[mN]-Profondità[nm]

Il confronto tra le curve carico-profondità evidenzia differenze significative tra la zona della saldatura e il materiale bulk, come atteso. A parità di carico massimo, ossia 500 mN, le indentazioni 11 e 25 mostrano una maggiore profondità di penetrazione, rispettivamente di 4149,2 nm e 4259,54 nm, rispetto alla curva 85 che arriva ad un valore massimo di profondità di 3794,75 nm, indicando quindi una minore resistenza alla deformazione plastica.

Da un'analisi puramente grafica i rami di carico delle tre curve hanno una forma analoga e i rami di scarico sono pressoché paralleli, quindi si può ipotizzare un valore simile di modulo ridotto E_r . Questo risultato consente di attribuire eventuali variazioni nei valori di durezza alla tipologia di zona indentata, e non a differenze legate alla risposta elastica del materiale.

Dai valori di durezza strumentata H_{IT} ottenuti in output dal software, è stata costruita la mappa di durezza riportata in tabella 6.27: i dati sono stati normalizzati e rappresentati tramite formattazione condizionale, per evidenziare in modo immediato la variazione di durezza. Come atteso, si hanno valori di durezza inferiori in prossimità del cordone di saldatura (prime 5 righe della tabella) e un incremento a ridosso della stessa e procedendo verso il materiale bulk (dalla sesta riga).

Tabella 6.27: Mappa di durezza H_{IT} , campione metallografico 1, no aging_as received

X→Y ↓ [mm]	126.356	126.756	127.156	127.556	127.956	128.356	128.756	129.156	129.556
94.015	0.81	0.76		0.74	0.65	0.73	0.75	0.74	0.76
93.615		0.78	0.67		0.76	0.66	0.71	0.77	0.74
93.215	0.72	0.75	0.74	0.75	0.75	0.68	0.73	0.76	0.77
92.815	0.74	0.62	0.75	0.71	0.72	0.77	0.73	0.77	0.80
92.415	0.82		0.73	0.76	0.79	0.79	0.76	0.80	0.77
92.015			0.95		0.97	0.96	0.93	0.97	
91.615	0.97		0.95	0.96	0.96	0.99	0.97	0.97	0.96
91.215	0.95	0.94		0.95	0.96	0.97	0.98	0.99	0.99
90.815	0.94	1.00	0.94	0.92	0.93	0.93	0.94	0.95	0.97
90.415	0.93	0.94	0.95	0.95	0.93	0.94	0.94	0.94	0.93
90.015	0.93	0.90	0.96	0.91	0.95	0.97	0.91	0.93	0.89
89.615	0.91	0.92	0.92	0.97	0.92	0.97	0.95	0.98	0.95

Per quantificare il gradiente di durezza evidenziato dalla mappa di durezza, il calo di durezza tra la zona di materiale base e la zona di saldatura è stato valutato utilizzando i valori non normalizzati: si osserva una riduzione percentuale della durezza pari a circa il 21,5%.

Il valore ottenuto dal calcolo della riduzione percentuale tra la zona del materiale bulk e la zona saldata si può ritenere soddisfacente, in quanto risulta coerente e in linea con il valore percentuale ottenuto dalle misure di durezza convenzionale. Infatti, facendo riferimento alla tabella 6.12, per il campione metallografico 1 si era riscontrato un calo di durezza del 23,3%.

Dalle prove di nanoindentazione strumentata un altro parametro fondamentale che si ricava è il modulo di indentazione E_{IT} , utile per caratterizzare le proprietà elastiche del materiale, partendo dalle curve di scarico registrate.

In particolare, il modulo E_{IT} viene calcolato a partire dalla formula 6.19, che segue il modello di Oliver e Pharr.

$$E_{IT} = \frac{1 - (\nu_s)^2}{\frac{1}{E_r} - \frac{1 - (\nu_i)^2}{E_i}} \quad (6.19)$$

I parametri presenti in questa formula sono il modulo E_i , ossia il modulo di Young dell'indentatore in diamante (1140 GPa), ν_s è il coefficiente di Poisson del campione in esame, ν_i il coefficiente di Poisson dell'indentatore in diamante (0,07) ed infine il modulo ridotto E_r , la cui stima è riportata in formula 6.20.

$$E_r = \frac{\sqrt{\pi}}{2 \cdot \sqrt{A_p(h_c)}} \cdot S \quad (6.20)$$

In questo caso, i parametri coinvolti per il calcolo del modulo ridotto E_r sono la rigidità S , calcolata all'inizio della fase di scarico, quindi valutata alla massima profondità di indentazione e $A_p(h_c)$ (vedi tabella 4.7).

Analogamente alla durezza H_{IT} , i valori di modulo E_{IT} sono riportati in tabella 6.28 in forma non normalizzata.

Tabella 6.28: Mappa del modulo E_{IT} , campione metallografico 1, no aging_as received

X→Y ↓ [mm]	126.356	126.756	127.156	127.556	127.956	128.356	128.756	129.156	129.556
94.015	58	62		64	62	65	66	70	69
93.615		63	63		62	64	62	68	69
93.215	61	59	62	61	59	61	64	68	70
92.815	65	56	66	62	63	63	63	68	75
92.415	66		64	66	66	64	65	70	73
92.015			70		68	65	65	70	
91.615	66		69	67	68	67	65	72	74
91.215	66	66		66	68	68	65	75	75
90.815	63	69	66	65	66	66	70	72	73
90.415	62	65	69	67	63	70	73	73	73
90.015	63	64	65	62	58	74	72	73	72
89.615	63	65	65	61	73	72	73	74	75

La mappa dei moduli E_{IT} evidenzia una differenza tra la zona bulk e la zona saldata abbastanza contenuta, pari al 5%. Il risultato è coerente con il fatto che il modulo elastico è una proprietà intrinseca del materiale, legata al legame interatomico e alla struttura cristallina. [59] Quindi, le modifiche microstrutturali indotte dal processo di saldatura non comportano variazioni significative del modulo, e le minime differenze osservate sono pertanto attribuibili a eterogeneità del materiale o effetti legati alla misura.

L'indagine sperimentale ha previsto l'esecuzione di prove di nanoindentazione strumentata sul campione metallografico 4. Tuttavia, sono state eseguite 56 indentazioni, in quanto il provino è risultato in partenza difficoltoso da settare sulla macchina di prova ed inoltre presentava un poro in prossimità dell'area di misura, che ha comportato una riduzione della superficie utile all'indagine.

Le criticità iniziali del provino sono emerse anche in fase di misura, infatti il software non ha rilevato dati utili da molte indentazioni eseguite. Il numero di indentazioni che hanno restituito dei valori è passato da 56 a 25. Inoltre, in questo caso, tutte le indentazioni sono state eseguite in prossimità della saldatura, per cui non si osserva una differenza sostanziale di valori ottenuti tra le zone indentate (bulk e saldatura).

In tabella 6.29 viene riportata la mappa di durezza H_{IT} normalizzata in riferimento al campione metallografico 4.

Tabella 6.29: Mappa di durezza H_{IT} , campione metallografico 4, returned part

X→Y ↓ [mm]	121.123	120.723	120.323	119.923	119.523	119.123
90.863			0.91	0.77	0.87	
91.263	0.91	0.87	0.88	0.84		
91.663						
92.063						
92.463						
92.863						
91.264	0.86	0.86	0.87	0.83	0.94	
91.664	0.81	0.82	0.86	0.86	0.78	
92.464	0.78	0.77	0.88	0.80	0.90	
92.864	0.82	0.86	1.00			

A differenza del caso precedente, non si osserva un calo significativo di valori tra la parte superiore e inferiore della mappa, proprio perché le indentazioni sono eseguite sulla saldatura, infatti il calo percentuale è dello 1,76%, contro il 21,5% riscontrato nel caso del provino metallografico 1.

Analogamente alla durezza H_{IT} , i valori del modulo di indentazione E_{IT} , espresso in GPa, sono riportati in tabella 6.30.

Tabella 6.30: Mappa del modulo E_{IT} , campione metallografico 4, returned part

X→Y↓ [mm]	121.123	120.723	120.323	119.923	119.523	119.123
90.863			79	75	79	
91.263	77	73	82	84		
91.663						
92.063						
92.463						
92.863						
91.264	77	76	73	71	74	
91.664	70	78	72	76	69	
92.464	75	75	78	76	77	
92.864	74	77	78			

Come atteso, il modulo di indentazione ricavato dalle indentazioni eseguite sul campione 4, non mostra differenze sostanziali.

6.5.1 Correlazione tra indentazione strumentata e indentazione convenzionale

Facendo riferimento alla normativa ISO 14577, è possibile ottenere una correlazione tra la durezza convenzionale e la durezza strumentata ottenuta con prove di nanoindentazione.

In particolare, la normativa definisce la durezza di indentazione H_{IT} come il rapporto tra la forza massima applicata F_{max} e l'area di contatto proiettata $A_p(h_c)$, mentre la durezza Vickers convenzionale HV è definita dal rapporto in formula 6.21, dove A_s è l'area di superficie dell'impronta:

$$HV = \frac{1}{g_n} \times \frac{F}{A_s} \quad (6.21)$$

L'allegato F propone una relazione che consente di esprimere la durezza di indentazione H_{IT} in termini di durezza Vickers equivalente, ma è necessario specificare che tale valore non può considerarsi un sostituto diretto della misura di durezza Vickers convenzionale. Nel presente lavoro le prove di nanoindentazione sono state condotte utilizzando un indentatore Berkovich originale, con geometria piramidale a tre facce, mentre le prove di durezza Vickers convenzionale con un penetratore piramidale a base quadrata. La differenza di geometria tra le impronte ottenute viene tenuta in considerazione nella correlazione stessa proposta nell'allegato F, secondo cui il rapporto tra area proiettata di contatto e area di superficie dell'impronta dipende dalla geometria del penetratore selezionato. [39]

A partire dalla relazione geometrica in formula 6.22 per un penetratore Berkovich originale, si può stimare la durezza Vickers equivalente dai valori H_{IT} ottenuti tramite la formula 6.23.

$$\frac{A_p}{A_s} = \frac{23,96}{26,43} = 0,9065 \quad (6.22)$$

$$HV = 10^3 \times \frac{1}{g_n} \times \frac{A_p}{A_s} \times H_{IT} = 92,44H_{IT} \quad (6.23)$$

I risultati ottenuti da tale correlazione sono riportati nella tabella 6.31, presentata in forma normalizzata. Tali valori, non sono da leggere in senso assoluto, ma permettono un confronto di tipo qualitativo tra i valori di durezza strumentata e convenzionale.

Tabella 6.31: Mappa di correlazione HV- H_{IT} , campione metallografico 1, no aging_as received

X→Y↓ [mm]	126.356	126.756	127.156	127.556	127.956	128.356	128.756	129.156	129.556
94.015	0.81	0.76		0.74	0.65	0.73	0.75	0.74	0.76
93.615		0.78	0.67		0.76	0.66	0.71	0.77	0.74
93.215	0.72	0.75	0.74	0.75	0.75	0.68	0.73	0.76	0.77
92.815	0.74	0.62	0.75	0.71	0.72	0.77	0.73	0.77	0.80
92.415	0.82		0.73	0.76	0.79	0.79	0.76	0.80	0.77
92.015			0.95		0.97	0.96	0.93	0.97	
91.615	0.97		0.95	0.96	0.96	0.99	0.97	0.97	0.96
91.215	0.95	0.94		0.95	0.96	0.97	0.98	0.99	0.99
90.815	0.94	1.00	0.94	0.92	0.93	0.93	0.94	0.95	0.97
90.415	0.93	0.94	0.95	0.95	0.93	0.94	0.94	0.94	0.93
90.015	0.93	0.90	0.96	0.91	0.95	0.97	0.91	0.93	0.89
89.615	0.91	0.92	0.92	0.97	0.92	0.97	0.95	0.98	0.95

È evidente come la relazione dell'equazione 6.23 perde di validità nel momento in cui si adottano variabili normalizzate. Tale espressione è strettamente vincolata alle unità di misura originali HV in kgf/mm^2 e H_{IT} in GPa. La normalizzazione, rendendo i termini adimensionali, annulla il significato del coefficiente di correlazione.

Al fine di commentare i risultati di durezza ottenuti mediante prova convenzionale Vickers e prova di nanoindentazione strumentata, la discrepanza tra i valori è da attribuire al diverso livello di profondità raggiunto dai due test.

Nel caso di indentazione convenzionale è stato utilizzato un carico di prova di 1 kgf, pari a circa 9,81 N, contro i 500 mN di carico massimo impostati per la prova di durezza strumentata. Questa differenza di carico, imposta dalla diversa natura delle due prove, rende l'indentazione strumentata sensibile alle eterogeneità microstrutturali riscontrate dall'analisi microstrutturale condotta con SEM/EDS. Infatti, mentre da una prova di durezza convenzionale i valori ottenuti mediano una porzione di materiale in cui rientrano indistintamente matrice e precipitati, da una prova strumentata è molto probabile che la punta dell'indentatore, a contatto con un piccolissimo volume di materiale, interagisca con un precipitato indurente come η e η' nel caso della lega in esame, portando ad un aumento sistematico della durezza.

Capitolo 7

Conclusioni

Il presente lavoro di tesi si è posto l'obiettivo di condurre un'attenta caratterizzazione meccanica della lega di alluminio 7075, finalizzata all'ottimizzazione della produzione dello smorzatore viscoso per Lamborghini Temerario, componente automotive di punta realizzato da AGLA Power Transmission.

La lega di alluminio 7075 è utilizzata in campo aeronautico e automobilistico per applicazioni ad alta resistenza ed alte prestazioni, grazie alle sue eccellenti proprietà meccaniche. Si attesta tra le leghe leggere più resistenti e, la possibilità di sottoporla a trattamenti termici, permette di raggiungere livelli superiori di resistenza e durezza.

Tuttavia, la saldatura laser di questa lega presenta delle criticità, legate alla risposta che il materiale mostra in seguito ad un elevato apporto termico. Se da una parte i principali elementi costituenti, come magnesio e zinco, conferiscono elevata resistenza meccanica, in fase di saldatura, la loro natura volatile compromette la saldabilità dei componenti. Infatti, durante il processo il fascio laser raggiunge temperature così elevate da portare all'evaporazione e all'allontanamento di elementi alliganti che solitamente fungono da rinforzanti della matrice metallica.

La perdita di elementi rinforzanti, comporta un'alterazione della microstruttura ed una conseguente riduzione di resistenza meccanica della giunzione. Tale fenomeno, congiuntamente a parametri di processo non ottimizzati, come ad esempio la velocità di saldatura, possono portare ad un tensionamento del materiale con formazione di cricche, in particolare nella zona termicamente alterata (ZTA).

L'indagine condotta tramite SEM/EDS conferma che il calore generato dalla saldatura porta alla dissoluzione o all'ingrossamento dei principali precipitati rinforzanti (fasi η e η'). Questo fenomeno è la causa e la spiegazione del gradiente di durezza, ottenuto in seguito alla realizzazione di mappe di durezza. In particolare, il lavoro sperimentale ha posto attenzione su quale fosse l'effetto dei trattamenti termici sulla lega di alluminio 7075-T6, quindi sono state realizzate delle mappe di durezza per analizzare l'evoluzione dei valori di durezza in prossimità delle tipiche zone che si formano in seguito al processo di saldatura. Dall'analisi è emerso che, indipendentemente dal trattamento termico applicato, persiste un gradiente di durezza, in cui i valori minimi si registrano nel cordone di saldatura e aumentano progressivamente verso il materiale base. Tale fenomeno, trova riscontro nell'indagine microstrutturale condotta tramite SEM/EDS, è noto infatti che le elevate prestazioni della lega in esame siano attribuibili alla presenza di fasi rinforzanti quali η e η' . Tuttavia, in prossimità della zona saldata, l'individuazione di questi precipitati risulta complessa, annullando l'efficacia come rinforzo alla matrice metallica. Di contro, l'analisi microstrutturale ha evidenziato la formazione di particelle ricche in ferro, silicio e rame che agendo come inquinanti della lega, unitamente ai parametri non ottimizzati e alle elevate temperature che si generano, contribuiscono all'indebolimento localizzato del giunto.

Per quantificare l'effetto del trattamento termico sui valori di durezza è stata condotta un'analisi

statistica mediante ANOVA (analisi della varianza). Infatti, avendo a disposizione provini di varia natura è stato uno strumento utile per capire, in base ai numerosi dati raccolti, se ad influenzare la diversità tra i risultati fosse il trattamento termico o se ci fossero altri fattori, quali ad esempio la forma e la tipologia di provino.

Nella fase preliminare, l'impiego dei boxplot ha permesso di visualizzare qualitativamente come si distribuivano i set di dati a disposizione, suggerendo di scegliere il tipo di trattamento termico come unica variabile comparativa. Infatti, l'analisi ha evidenziato che i risultati ottenuti in riferimento alla geometria del provino testato, fossero alterati da criticità riscontrate in fase di misura. L'applicazione dell'ANOVA ha permesso di affermare che il trattamento termico applicato sui vari campioni rappresenta la variabile statisticamente dominante che influenza i valori di durezza e da questo risultato si è ritenuta trascurabile l'influenza della tipologia dei provini.

Il confronto tra i risultati sperimentali ha evidenziato che le condizioni operative reali che si applicano su banco prova motore inducono a evoluzioni microstrutturali tipiche dell'overaging. Tempi di esposizione prolungati ad elevate temperature portano ad un calo di durezza molto più accentuato rispetto a quello registrato per i campioni di laboratorio.

Da ciò si evince come le prove di laboratorio, condotte in condizioni statiche e controllate, non siano sufficienti a simulare il comportamento del materiale messo in opera. Sebbene l'obiettivo iniziale prevedesse l'individuazione di uno specifico trattamento termico che potesse affermarsi come test "speculare" alle prove condotte su banco prova, la complessità dei fenomeni che si sviluppano in esercizio non sono replicabili direttamente su scala ridotta. In laboratorio, il fenomeno viene necessariamente semplificato per essere analizzato, così da potersi concentrare su determinate variabili. Al contrario, le sollecitazioni in opera includono stress termo-meccanici e di natura dinamica, parzialmente riproducibili in sede di laboratorio; inoltre, durante il funzionamento il componente è sottoposto a fatica derivante da urti e sollecitazioni assiali, radiali e flessionali, impartite direttamente dall'albero motore. Da queste considerazioni discende la conferma che la risposta del materiale in esercizio è il risultato di un'interazione complessa tra stress dinamici, meccanici e termici, che un'analisi statica in laboratorio non può esaurire.

Parallelamente, i test di trazione hanno permesso di determinare le principali proprietà meccaniche del materiale base, come allungamento a rottura, limite di snervamento e resistenza a rottura. Tuttavia, l'obiettivo centrale è lo sviluppo di una correlazione tra i dati di trazione e le mappe di durezza realizzate, al fine di stimare le proprietà del giunto saldato per cui un test di trazione convenzionale risulterebbe infattibile. L'analisi è stata allora condotta tramite una correlazione tra snervamento e durezza Vickers sul materiale base.

Sulla base degli studi condotti in letteratura, secondo cui sussiste una relazione di proporzionalità diretta tra carico di snervamento e durezza Vickers, è stato possibile convertire le mappe di durezza in mappe di snervamento. Il cordone di saldatura presenta una microstruttura differente rispetto al materiale base, ma questa tecnica permette di mappare il gradiente delle proprietà meccaniche stimando il decadimento della resistenza meccanica nella zona termicamente alterata e nella zona fusa del campione.

Naturalmente, questa metodologia non sostituisce un test di trazione, che richiederebbe dei provini ad hoc del solo cordone di saldatura, ma ha il vantaggio di essere una tecnica non distruttiva e poco invasiva, oltre che meno onerosa per la validazione dei componenti prodotti in azienda.

Per approfondire ed estendere i risultati ottenuti dalle prove di microdurezza Vickers, si è ritenuto opportuno integrare tali risultati con delle prove di nanoindentazione strumentata, una tecnica di caratterizzazione meccanica non convenzionale che fa riferimento alle curve carico-profondità rilevate durante la fase di carico e scarico sull'area indentata.

L'integrazione di questa analisi ha permesso di determinare non solo la durezza H_{IT} , ma anche il

modulo elastico E_{IT} . Rispetto alla microdurezza Vickers tradizionale, questa tecnologia garantisce una maggiore accuratezza dei dati in quanto non si ha un errore sistematico attribuibile alla lettura manuale dell'impronta da parte dell'operatore. Infatti, i dati vengono restituiti direttamente dal software collegato alla macchina in base alla profondità di penetrazione registrata. I risultati ottenuti confermano che in corrispondenza del cordone di saldatura si ha softening del materiale in quanto si osserva una maggiore profondità di indentazione, attribuibile al fatto di avere meno fasi indurenti (η e η').

È stato possibile stabilire un rapporto diretto tra la durezza strumentata e quella convenzionale. Sebbene la correlazione sia di natura semi-empirica, rappresenta uno strumento efficace per risalire rapidamente dai dati di durezza di Vickers a quelli di durezza strumentata e viceversa.

In conclusione, il lavoro svolto ha permesso di percorrere una caratterizzazione completa per la lega di alluminio 7075-T6, integrando prove meccaniche e microstrutturali con l'approccio statico. Sebbene si siano riscontrati dei risultati positivi in seguito a specifici trattamenti termici in laboratorio, il processo di saldatura resta una criticità interna del materiale: attualmente, lo studio si è concentrato sulla saldatura laser autogena, senza materiale d'apporto, ma l'insorgenza dei principali difetti è collegata all'allontanamento di alcuni elementi principali in fase di saldatura. Di conseguenza, uno sviluppo futuro di interesse potrebbe risiedere nell'utilizzo di un metallo d'apporto, arricchito all'occorrenza con gli elementi che durante la saldatura potrebbero essere persi. Questo approccio potrebbe essere combinato con un'ottimizzazione dei parametri di processo al fine di prevenire l'insorgenza di tensioni residue, stabilizzando al contempo la microstruttura finale del materiale. Oltre all'ottimizzazione produttiva del giunto metallico, un ulteriore sviluppo futuro riguarda l'evoluzione delle metodologie adoperate durante i test. L'obiettivo potrebbe essere la progettazione di un banco prova dedicato che permetta di sollecitare il componente in condizioni dinamiche, così da superare il limite di staticità. Si propone dunque di sottoporre il pezzo a prove di fatica ad alta temperatura, accoppiando un forno con uno shaker torsionale.

L'approccio proposto basato sulla correlazione tra la durezza Vickers e i risultati delle prove di trazione, ha aperto la strada ad un rapido strumento di monitoraggio che non prevede test distruttivi per indagare sulle tensioni di snervamento locali del materiale. Tuttavia, per affinare tale metodo sarebbe opportuno ampliare il set di dati sperimentali, tramite un maggior numero di correlazioni incrociate tra provini di trazione e provini metallografici, potendo così affinare il coefficiente di proporzionalità utilizzato tenendo in conto un maggior numero di variabili, tra cui le condizioni di trattamento termico.

Bibliografia

- [1] LBN Ricerca S.r.l. *Il Laboratorio e la sua Storia*. Consultato in data: 21 gennaio 2026. URL: <https://www.lbnricerca.com/il-laboratorio-e-la-sua-storia/>.
- [2] AGLA Corporation. *AGLA Power Transmission*. Consultato in data: 21 gennaio 2026. URL: <https://www.aglacorporation.com/agla-power-transmission>.
- [3] CiAl - Consorzio Imballaggi Alluminio. *Storia dell'alluminio*. Consultato in data: 27 ottobre 2025. URL: <https://www.cial.it/storia-alluminio/>.
- [4] Marco V Boniardi e Andrea Casaroli. «L'alluminio e le sue leghe». In: *Dispensa* (2011).
- [5] *Aluminium and aluminium alloys — Chemical composition and form of wrought products — Part 1: Numerical designation system*. ISO 573-1. European Committee for Standardization. 2004.
- [6] *Aluminium and aluminium alloys — Wrought products — Temper designations*. ISO 515. European Committee for Standardization. 2017.
- [7] Flake C Campbell. *Elements of metallurgy and engineering alloys*. ASM international, 2008. Cap. 9, pp. 135–151.
- [8] ASM International. *Aluminum and Aluminum Alloys Subject Guide*. Consultato in data: 2 novembre 2025. URL: <https://www.asminternational.org/aluminum-and-aluminum-alloys-subject-guide/>.
- [9] European Aluminium. *The Aluminium Automotive Manual: Materials - Alloy Constitution*. Consultato in data: 2 novembre 2025. European Aluminium Association. 2011. URL: <https://european-aluminium.eu/wp-content/uploads/2022/11/aam-materials-2-alloy-constitution.pdf>.
- [10] Flake C Campbell. *Elements of metallurgy and engineering alloys*. ASM international, 2008. Cap. 26.
- [11] *Aluminium and aluminium alloys — Extruded rod/bar, tube and profiles*. ISO 755-2. European Committee for Standardization. 2016.
- [12] *Aluminium and aluminium alloys — Chemical composition and form of wrought products*. ISO 573-3. European Committee for Standardization. 2019.
- [13] The Aluminum Association. *The Aluminum Association - Official Website*. Consultato in data: 10 novembre 2025. URL: <https://www.aluminum.org/>.
- [14] Statista. *Aluminum share of passenger car curb weight in Western Europe from 1990 to 2019*. Consultato in data: 1 Novembre 2025. 2018. URL: <https://www.statista.com/statistics/897794/western-europe-aluminum-as-share-of-car-curb-weight/>.
- [15] Marco Traverso. *Audi A8 - Progettazione di telai Spaceframe in alluminio*. Consultato in data: 12 Novembre 2025. 2010. URL: <https://www.marcotraverso.it/spaceframe/it/1-2-3.htm>.
- [16] Miklos Tisza e Imre Czinege. «Comparative study of the application of steels and aluminium in lightweight production of automotive parts». In: *International Journal of Lightweight Materials and Manufacture* 1.4 (2018), pp. 229–238.

- [17] Daniele Ugues. «Strategie di sviluppo dei materiali». Slide del corso di Ingegneria dei Materiali per l'industria 4.0. 2024.
- [18] Automobili Lamborghini S.p.A. *Lamborghini Temerario*. Consultato in data: 15 novembre 2025. URL: <https://www.lamborghini.com/it-en/modelli/temerario>.
- [19] Agla Power Transmission. *Torsional Vibration Dampers*. Consultato in data: 15 novembre 2025. URL: <https://aglapowertransmission.com/portfolio-item/torsional-vibration-dampers/>.
- [20] L Quintino et al. «Laser welding of structural aluminium». In: *Structural connections for lightweight metallic structures*. Springer, 2011, pp. 33–57.
- [21] Orazio Svelto, David C Hanna et al. *Principles of lasers*. Vol. 4. Springer, 1998.
- [22] X Cao et al. «Research and progress in laser welding of wrought aluminum alloys. I. Laser welding processes». In: *Materials and Manufacturing Processes* 18.1 (2003), pp. 1–22.
- [23] Seiji Katayama. *Handbook of laser welding technologies*. Elsevier, 2013.
- [24] Alexander Grant Paleocrassas e JF Tu. «Feasibility investigation of laser welding aluminum alloy 7075-T6 through the use of a 300 W, single-mode, ytterbium fiber optic laser». In: *International Congress on Applications of Lasers & Electro-Optics*. Vol. 2005. 1. Laser Institute of America. 2005, p. 503.
- [25] JM Sánchez Amaya, MR Amaya-Vázquez e FJ Botana. «Laser welding of light metal alloys: aluminium and titanium alloys». In: *Handbook of laser welding technologies*. Elsevier, 2013, pp. 215–254.
- [26] E Schubert et al. «Light-weight structures produced by laser beam joining for future applications in automobile and aerospace industry». In: *Journal of Materials processing technology* 115.1 (2001), pp. 2–8.
- [27] European Aluminium. *The Aluminium Automotive Manual: Joining - Beam Welding*. Consultato in data: 3 dicembre 2025. European Aluminium Association. 2015. URL: https://european-aluminium.eu/wp-content/uploads/2022/11/4-beam-welding_2015.pdf.
- [28] H Sakamoto, K Shibata e F Dausinger. «Effect of alloying elements on weld properties in CO2 laser welding of aluminium alloys». In: *Welding international* 17.7 (2003), pp. 509–513.
- [29] M Holzer et al. «Change of hot cracking susceptibility in welding of high strength aluminum alloy AA 7075». In: *Physics Procedia* 83 (2016), pp. 463–471.
- [30] *Welding — Electron and laser-beam welded joints — Requirements and recommendations on quality levels for imperfections — Part 2: Aluminum and its alloys*. ISO 13919-2:2021. International Organization for Standardization. 2021.
- [31] Instron. *Cos'è una prova di trazione?* Consultato in data: 26 novembre 2025. URL: <https://www.instron.com/it/resources/test-types/tensile-test/>.
- [32] Step-Lab. *Prova di Trazione: in cosa consiste e come si esegue*. Consultato in data: 26 novembre 2025. URL: <https://step-lab.com/it/prova-trazione/>.
- [33] *Metallic materials — Tensile testing — Part 1: Method of test at room temperature*. ISO 6892-1:2019. International Organization for Standardization. 2019.
- [34] Evident Scientific. *What Is Microhardness Testing? Comparing Vickers and Knoop*. Consultato in data: 3 dicembre 2025. URL: <https://evidentscientific.com/it/insights/what-is-microhardness-testing-comparing-vickers-and-knoop>.
- [35] *Metallic materials — Vickers hardness test — Part 1: Test method*. ISO 6507-1:2023. International Organization for Standardization. 2023.

- [36] *Metallic materials — Vickers hardness test — Part 2: Verification and calibration of testing machines*. ISO 6507-2:2018. International Organization for Standardization. 2018.
- [37] Wenbo Zhu et al. «Effects of residual stress and surface roughness on measurement of mechanical properties of IN718 by instrumented indentation testing». In: *Journal of Materials Research and Technology* (2025).
- [38] Jennifer L. Hay e George M. Pharr. «Instrumented Indentation Testing». In: *ASM Handbook, Volume 8: Mechanical Testing and Evaluation*. ASM International, 2000, pp. 232–243.
- [39] *Metallic materials — Instrumented indentation test for hardness and materials parameters — Part 1: Test method*. ISO 14577-1:2015. International Organization for Standardization. 2015.
- [40] L Leng et al. «Improving the fatigue strength of 7075 alloy through aging». In: *Materials Science and Engineering: A* 738 (2018), pp. 24–30.
- [41] N Mahathaninwong et al. «T6 heat treatment of rheocasting 7075 Al alloy». In: *Materials Science and Engineering: A* 532 (2012), pp. 91–99.
- [42] MTS Systems Corporation. *Criterion Electromechanical Static Materials Test Systems*. Consultato in data: 9 febbraio 2026. URL: <https://www.mts.com/en/products/materials/static-materials-test-systems/criterion-electromechanical>.
- [43] Bresser IT. *Bresser Science ETD-201 8-50x Trino*. Consultato in data: 10 febbraio 2026. URL: <https://www.bresser.it/p/5806200>.
- [44] Anton Paar. *Nanoindentation Tester NHT³*. Consultato in data: 6 febbraio 2026. URL: <https://www.anton-paar.com/corp-en/products/details/nanoindentation-tester-nht3/>.
- [45] Minitab. *Interpret the key results for Boxplot - Minitab Help*. Consultato in data: 5 gennaio 2026. Minitab Support. 2024. URL: <https://support.minitab.com/en-us/minitab/help-and-how-to/graphs/boxplot/interpret-the-results/key-results/>.
- [46] Atlassian. *Box Plot: A Complete Guide*. Consultato in data: 6 febbraio 2026. URL: <https://www.atlassian.com/data/charts/box-plot-complete-guide>.
- [47] Minitab. *Dotplot Overview - Minitab Help*. Consultato in data: 5 gennaio 2026. Minitab Support. 2024. URL: <https://support.minitab.com/en-us/minitab/help-and-how-to/graphs/dotplot/before-you-start/overview/>.
- [48] National Institute of Standards and Technology (NIST). *Grubbs' Test for Outliers*. Consultato in data: 6 febbraio 2026. URL: <https://www.itl.nist.gov/div898/handbook/eda/section3/eda35h1.htm>.
- [49] Minitab. *Outlier Test – Methods and Formulas*. Consultato in data: 6 febbraio 2026. Minitab Support. 2024. URL: <https://support.minitab.com/en-us/minitab/help-and-how-to/statistics/basic-statistics/how-to/outlier-test/methods-and-formulas/methods-and-formulas/>.
- [50] Grazia Vicario e Raffaello Levi. *Metodi statistici per la sperimentazione*. Società Editrice Esculapio, 2009.
- [51] National Institute of Standards and Technology (NIST). *One-Factor ANOVA*. Consultato in data: 9 febbraio 2026. URL: <https://www.itl.nist.gov/div898/handbook/eda/section3/eda354.htm>.
- [52] Douglas C Montgomery. *Statistical quality control*. Vol. 4. John Wiley & Sons New York, 2012.

- [53] Minitab. *What is ANOVA? - Minitab Help*. Consultato in data: 5 gennaio 2026. Minitab Support. 2024. URL: <https://support.minitab.com/en-us/minitab/help-and-how-to/statistical-modeling/anova/supporting-topics/basics/what-is-anova/>.
- [54] Javad Falsafi e Emrah Demirci. «Micro-indentation based study on steel sheet degradation through forming and flattening: Toward a predictive model to assess cold recyclability». In: *Materials & Design* 109 (2016), pp. 456–465.
- [55] M Tiryakioğlu et al. «Hardness–strength relationships in the aluminum alloy 7010». In: *Materials Science and Engineering: A* 631 (2015), pp. 196–200.
- [56] Ju-fu Jiang et al. «Microstructure and mechanical properties of 7075 aluminum alloy parts formed by semi-solid thixoextrusion». In: *Transactions of Nonferrous Metals Society of China* 33.11 (2023), pp. 3235–3249.
- [57] JW Jin et al. «Effects of microstructure on the fatigue crack initiation and propagation behavior of 7075 aluminum alloy». In: *Materials Characterization* 220 (2025), p. 114682.
- [58] Warren Carl Oliver e George Mathews Pharr. «An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments». In: *Journal of materials research* 7.6 (1992), pp. 1564–1583.
- [59] William D. Callister e David G. Rethwisch. *Scienza e ingegneria dei materiali*. EdiSES, 2019. ISBN: 978-88-3319-046-4.