



UNIVERSITÀ DEGLI STUDI DI PADOVA

DIPARTIMENTO DI INGEGNERIA INDUSTRIALE

Corso di Laurea Magistrale in Ingegneria Aerospaziale

FORMATURA A TEMPERATURE SOTTO ZERO DI LAMIERE IN
LEGA DI ALLUMINIO 7075-T6
SUB-ZERO FORMING OF 7075-T6 ALUMINUM ALLOYS SHEETS

Laureando

Stiven Gavasso

Matricola

1183106

Relatrice

Prof.ssa Stefania Bruschi

Correlatore

Ing. Enrico Simonetto

Ing. Rachele Bertolini

ABSTRACT

Aluminum is a material used in all segments of the aerospace industry: from aircraft, to spacecraft, from missile industry to carrier rockets.

7000 series aluminum is an alloy consisting of a Al matrix, reinforced through the use of Zn. Thanks to its reduced density, equal to a – third of a typical steel, this material is able to guarantee a high strength – to – weight ratio allowing a significant saving of fuel in aircraft, satellites and cars.

In this project, the properties of a AA7075 – T6 series aluminum has been researched at different forming temperatures, the objective is to find out if at sub-zero conditions there is an improvement of the overall material properties.

Laboratory tests allowed to quantify the mechanical performances developed at -100°C , -50°C , 25°C , 100°C , 200°C and 300°C and to analyze the variation of the internal microstructure through the study of grains and precipitates. The effect of these elements on the mechanical properties was therefore researched.

In the primary phase, monoaxial tensile tests were carried out on specimens cutted from aluminium sheet, it was possible to obtain the experimental Stress – Strain curves of the material.

The secondary phase involved an advanced analysis of the internal microstructure: through the use of optical and electron scanning microscopes (SEM), the dimension of grain size and the area of the precipitates were analyzed. EDS probe, allowed to study elementary chemical composition of the precipitates, than reconfirmed by XRD.

Further tests at the DSC allowed to verify the sequence of formation of the precipitates and, nano – indentation tests allowed to ascertain the effect of dislocations and precipitates on the hardness of the material. Finally, the corrosion resistance of the metal was analyzed.

The last phase allowed the creation of a numerical model based on FE simulation carried out by LS – DYNA environment: it was possible to achieve the triaxiality values at UTS useful for a comparison between the different temperatures.

SOMMARIO

L'alluminio è un materiale utilizzato in tutti i settori dell'industria aerospaziale: dagli aeromobili, ai veicoli spaziali, dall'industria missilistica ai razzi vettore.

L'alluminio serie 7000 è una lega costituita da una matrice di Al e rinforzata attraverso l'uso di Zn. Grazie alla sua ridotta densità, pari ad un – terzo di quella dell'acciaio, tale materiale riesce a garantire un elevato rapporto resistenza – peso permettendo un risparmio significativo di carburante negli aeromobili, satelliti e automobili.

In questo progetto, si vogliono analizzare le proprietà di una lega di alluminio serie AA7075 – T6 formata a diverse temperature, l'obiettivo è quello di determinare un aumento delle proprietà meccaniche quando l'alluminio è formato a temperature sotto zero.

I test eseguiti in laboratorio, hanno permesso di quantificare le prestazioni meccaniche sviluppate a -100°C , -50°C , 25°C , 100°C , 200°C e 300°C e di analizzare la variazione della microstruttura interna attraverso lo studio dei grani e dei precipitati. È stato quindi ricercato l'effetto che tali elementi hanno sulle proprietà meccaniche del metallo in base alla temperatura di formatura.

Nella fase primaria sono state svolte delle prove di trazione monoassiale su dei provini ricavati dalla lamiera di alluminio, è stato possibile ottenere le curve sperimentali tensione – deformazione del materiale.

La fase secondaria ha previsto un'analisi avanzata della microstruttura: attraverso l'uso di microscopi ottici e a scansione elettronica (SEM) sono state analizzate le dimensioni dei grani, l'area dei precipitati e la composizione chimica elementare di quest'ultimi attraverso la sonda EDS. La composizione chimica effettiva è stata poi confermata dall'XRD.

Ulteriori test al DSC hanno permesso di verificare la sequenza di formazione dei precipitati; i test di nano – indentazione hanno consentito di accertare l'effetto delle dislocazioni e dei precipitati sulla durezza del materiale. Infine, è stata analizzata la resistenza a corrosione del metallo.

L'ultima fase ha permesso la creazione di un modello numerico FEM attraverso il *software* LS – DYNA, da cui è stato possibile ottenere i valori di triassialità a UTS utili per un confronto tra le varie temperature.

INDICE

1	L'Alluminio nell'industria	19
1.1	Proprietà meccaniche dell'alluminio	20
1.2	Leghe di Alluminio	20
1.3	Stato fisico di fornitura	21
1.4	L'alluminio nell'industria edile	24
1.5	L'alluminio nell'industria alimentare	25
1.6	L'alluminio nell'industria dei beni di consumo	25
1.7	L'alluminio nell'industria <i>Aerospace</i>	25
1.8	L'alluminio nell'industria <i>Automotive</i>	28
1.9	Leghe di Alluminio serie 7000	31
2	Stato dell'arte	35
2.1	Temperatura omologa	35
2.2	Struttura cristallina dei metalli	35
2.3	Grano e bordo grano	37
2.4	Prova di trazione monoassiale	38
2.5	Curva Tensione-Deformazione ingegneristica	39
2.6	Curva Tensione-Deformazione reale	40
2.7	Tracciamento della curva Tensione-Deformazione	41
2.8	Effetto della velocità di deformazione	42
2.9	Effetto della Temperatura	43
2.10	Stato tensionale triassiale	43
2.10.1	Tensore degli sforzi	44
2.10.2	Tensore delle deformazioni	45
2.10.3	Criteri di snervamento	46
2.10.4	La strizione nella prova di trazione monoassiale	49
2.11	Frattura del materiale	51
2.12	La geometria del provino nella prova di trazione monoassiale	54
2.12.1	Provini smooth	55
2.12.2	Influenza dell'anisotropia sui provini smooth	56
2.12.3	Provini notch	57
2.12.4	Provini shear	60
2.13	Calcolo della dimensione dei grani	61
2.14	Relazione di Hall-Petch	61
2.15	Irregolarità dei cristalli	62
2.16	La corrosione nell'alluminio	64
2.16.1	Reazioni elettrochimiche elementari nel processo di corrosione	65
2.16.2	Tipologie di corrosione nell'alluminio	66
2.17	Analisi della lega AA7075	68
2.17.1	Proprietà dell'alluminio lavorato a caldo	68
2.17.2	Proprietà dell'alluminio lavorato a freddo	68
2.17.3	Analisi microstrutturali	71
2.17.4	Formazione e composizione dei precipitati	74
2.18	Test di corrosione	76
3	Approccio sperimentale	79
3.1	Obiettivi della sperimentazione	79
4	Modello numerico	81
4.1	Grafico UTS – locus	81
4.2	Ipotesi del modello numerico	81
4.3	Unità di misura del modello	82
4.4	Sviluppo del modello	82
5	Equipaggiamento	89
5.1	MTS 322 Load Frame	89
5.2	Camera climatica	89

5.3	Microscopio digitale	91
5.4	Microscopio ottico	92
5.5	Microscopio a scansione elettronica - SEM	93
5.5.1	SEM - EDS	94
5.6	Diffrazione a Raggi-X - XRD	94
5.7	Calorimetria a scansione a differenziale - DSC	94
5.8	Test di Nanodurezza - Berkovich	94
6	Sviluppo delle prove e analisi dei risultati	99
6.1	Prove di Trazione	99
6.2	Analisi al microscopio digitale	111
6.3	Caratterizzazione microstrutturale	115
6.4	Calcolo della dimensione dei grani	119
6.5	Composizione dei precipitati	125
6.5.1	Analisi dei precipitati con SEM - EDS	125
6.5.2	Analisi dei precipitati con l'XRD	126
6.6	Calcolo della dimensione dei precipitati	127
6.6.1	Calcolo delle aree dei precipitati attraverso le micrografie ottiche	127
6.6.2	Calcolo delle aree dei precipitati attraverso il SEM	131
6.6.3	Confronto tra le dimensioni dei precipitati	133
6.7	Nanodurezze	134
6.8	Analisi termica al DSC	135
6.9	Frattografie al SEM	137
6.10	Prove di corrosione	138
6.11	Risultati delle simulazioni	140
7	Conclusioni	151
8	Ringraziamenti	153

ELENCO DELLE FIGURE

Figura 1.0.1	Prodotti in alluminio.	19
Figura 1.0.2	Produzione dell'alluminio mediante processo <i>Hall Heroult</i> . . .	19
Figura 1.2.1	Classificazione leghe di alluminio	22
Figura 1.3.1	Analisi settoriale nell'uso dell'alluminio	24
Figura 1.7.1	Le forze agenti su un aereo	26
Figura 1.7.2	Materiali usati negli aerei Boeing	26
Figura 1.7.3	Classificazione leghe di alluminio	27
Figura 1.7.4	Impieghi delle leghe di alluminio sul vettore Ariane IV [5]. . .	27
Figura 1.8.1	Struttura Audi A8 in alluminio	28
Figura 1.8.2	Utilizzi principali delle leghe di alluminio nel settore <i>automo-</i> <i>tive</i>	30
Figura 1.9.1	Alluminio serie 7000	31
Figura 2.1.1	Effetto della temperatura nella struttura dei grani.	36
Figura 2.2.1	Reticolo cubico a corpo centrato	36
Figura 2.2.2	Reticolo cubico a facce centrate	36
Figura 2.2.3	Reticolo esagonale compatto	37
Figura 2.3.1	Formazione dei grani	37
Figura 2.4.1	Risultati ottenibili dalla prova di trazione monoassiale	38
Figura 2.4.2	Prova di trazione	38
Figura 2.4.3	Caratteristiche della curva ($\sigma - \epsilon$)	39
Figura 2.7.1	Costruzione della curva stress – deformazione	41
Figura 2.8.1	Effetto della velocità di deformazione	42
Figura 2.9.1	Effetto della temperatura sui parametri principali	43
Figura 2.9.2	Effetto della temperatura sulla curva $\sigma - \epsilon$	43
Figura 2.10.1.1	Visualizzazione delle tensioni agenti sulle facce di un cubetto elementare.	44
Figura 2.10.2.1	Visualizzazione delle deformazioni agenti sulle facce di un cubetto elementare.	46
Figura 2.10.3.1	Rappresentazione del criterio di Tresca mediante cerchi di Mohr.	47
Figura 2.10.3.2	Criterio di Tresca rappresentato in condizione di stato tensio- nale piano.	47
Figura 2.10.3.3	Confronto tra VonMises e Tresca	49
Figura 2.10.4.1	Localizzazione della zona di strizione nel grafico tensione – deformazione.	50
Figura 2.11.1	Tipologie di fratture osservabili da una prova di trazione . . .	51
Figura 2.11.2	Fasi che portano alla formazione di una frattura duttile di tipo cono-coppa.	52
Figura 2.11.3	Confronto tra rottura fragile e duttile.	53
Figura 2.11.4	Esempi di rottura duttile e fragile.	53
Figura 2.12.1	Provini tagliati al laser da una lamiera AA7075	54
Figura 2.12.2	I 7 provini impiegati per questo studio	54
Figura 2.12.1.1	Provino liscio ad osso di cane.	55
Figura 2.12.1.2	Provino piatto standardizzato in 3 categorie differenti secon- do la norma <i>ASTM E8-04</i>	55
Figura 2.12.1.3	Distribuzione degli sforzi su un provino standardizzato . . .	55
Figura 2.12.1.4	Dimensioni del provino ad osso di cane liscio.	56
Figura 2.12.2.1	Provino tagliato da una lamiera	57
Figura 2.12.3.1	Manifestazione della strizione su un provino <i>smooth</i> sottopo- sto a trazione monoassiale.	58
Figura 2.12.3.2	Stress radiali, tangenziali e longitudinali presenti sul provino con notch a V.	59
Figura 2.12.3.3	Dimensioni dei provini intagliati.	59
Figura 2.12.4.1	Dimensioni del provino shear.	60

Figura 2.13.1	Calcolo della dimensione media del grano	61
Figura 2.15.1	Difetti puntuali di tipo vacanza e autointestiziale.	63
Figura 2.15.2	Impurezza di tipo sostituzionale e interstizionale.	63
Figura 2.15.3	Le principali tipologie di dislocazione.	63
Figura 2.16.1	Reazione elettrochimica all'interfaccia metallo-soluzione.	64
Figura 2.16.1	Curve di polarizzazione anodica (A) e catodica (K).	66
Figura 2.16.1	Tipologie di corrosione principali nell'alluminio.	67
Figura 2.17.2.1	Grafico tensione-deformazione riportato dal <i>Material Data Handbook</i> per prove ad elevata temperatura	70
Figura 2.17.2.2	Grafico tensione-deformazione riportato dal <i>Material Data Handbook</i> per prove a temperatura criogenica	71
Figura 2.17.2.3	Curve tensione-deformazione - <i>K. Mohan</i>	72
Figura 2.17.2.4	Curve tensione-deformazione reali <i>Lee-Lin</i>	72
Figura 2.17.3.1	Microstruttura AA7075-T6 - <i>K. Mohan</i> osservato con 200x di ingrandimento: (a) Tal quale, (b) -80°C	73
Figura 2.17.3.2	Microstruttura AA7075-T6 - <i>K. Mohan</i> osservato con 500x di ingrandimento: (a) Tal quale, (b) -80°C	73
Figura 2.17.3.3	Microstruttura AA7075-T6 ortogonale <i>Lee-Lin</i>	73
Figura 2.17.4.1	Osservazione dei precipitati sulla sezione ortogonale - <i>Lin-Lee</i>	74
Figura 2.17.4.2	Analisi eseguita al calorimetro a scansione differenziale - <i>Jung</i>	75
Figura 2.17.4.3	XRD eseguito sui precipitati della lega 7075-T6 - <i>K. Mohan</i>	76
Figura 2.18.0.1	Effetti della corrosione nella lega AA7075	76
Figura 3.1	Flow Chart riassuntivo di tutte le prove sperimentali eseguite sulla lamiera.	80
Figura 4.4.1	Importazione della curva, calcolo della retta tangente al tratto elastico, calcolo del punto di snervamento attraverso il metodo dello 0.2%, ottenimento della curva plastica reale e conversione da MPa in GPa.	83
Figura 4.4.2	Interpolazione delle curve attraverso <i>spline</i>	83
Figura 4.4.3	Calcolo dei parametri di K e n utili per la simulazione numerica attraverso il <i>tool</i> di Matlab <i>Curvefit</i>	84
Figura 4.4.4	Provini <i>meshati</i> in <i>LS-DYNA</i>	84
Figura 4.4.5	Sviluppo del modello numerico.	85
Figura 5.1.1	Pressa servo idraulica MTS 322 Load Frame.	89
Figura 5.2.1	Macchina servo idraulica accessoriata di camera climatica	90
Figura 5.2.2	Interno della camera climatica. Un provino è stato agganciato alla morsa inferiore.	90
Figura 5.2.3	Presso servo-idraulica accessoriata di camera climatica e bombola di azoto liquido.	91
Figura 5.3.1	Microscopio digitale DinoCapture e provino fratturato bloccato mediante due blocchi in metallo.	91
Figura 5.4.1	Microscopio ottico.	92
Figura 5.4.2	Provini inglobati	93
Figura 5.5.1	Microscopio a scansione elettronica.	93
Figura 5.5.2	Posizionamento dei campioni all'interno del carrello del SEM.	94
Figura 5.7.1	Calorimetro a scansione differenziale modello Q200, prodotto da TA instruments.	95
Figura 5.8.1	Macchinario impiegato per i test di Nanodurezza.	95
Figura 6.1.1	Alcuni provini fotografati durante varie fasi del test di trazione.	99
Figura 6.1.2	Curve Force – Stroke ottenute dai provini Shear orientati a 0° rispetto alla RD.	100
Figura 6.1.3	Curve tensione – deformazione ingegneristiche ottenute dai provini Smooth orientati a 0° rispetto alla RD.	101
Figura 6.1.4	Curve tensione – deformazione reali ottenute dai provini Smooth orientati a 0° rispetto alla RD.	101

Figura 6.1.5	Curve tensione – deformazione ingegneristiche ottenute dai provini Smooth orientati a 45° rispetto alla RD.	102
Figura 6.1.6	Curve tensione – deformazione reali ottenute dai provini Smooth orientati a 45° rispetto alla RD.	102
Figura 6.1.7	Curve tensione – deformazione ingegneristiche ottenute dai provini Smooth orientati a 90° rispetto alla RD.	103
Figura 6.1.8	Curve tensione – deformazione reali ottenute dai provini Smooth orientati a 90° rispetto alla RD.	103
Figura 6.1.9	Curve tensione – deformazione ingegneristiche ottenute dai provini Notched R2 orientati a 0° rispetto alla RD.	104
Figura 6.1.10	Curve tensione – deformazione reali ottenute dai provini Notched R2 orientati a 0° rispetto alla RD.	104
Figura 6.1.11	Curve tensione – deformazione ingegneristiche ottenute dai provini Notched R5 orientati a 0° rispetto alla RD.	105
Figura 6.1.12	Curve tensione – deformazione reali ottenute dai provini Notched R5 orientati a 0° rispetto alla RD.	105
Figura 6.1.13	Curve tensione – deformazione ingegneristiche ottenute dai provini Notched R10 orientati a 0° rispetto alla RD.	106
Figura 6.1.14	Curve tensione – deformazione reali ottenute dai provini Notched R10 orientati a 0° rispetto alla RD.	106
Figura 6.1.15	Confronto a UTS dei provini smooth, tali percentuali sono riferite rispetto al caso a 25°C.	108
Figura 6.1.16	Confronto a UTS dei provini notched, tali percentuali sono riferite rispetto al caso a 25°C.	108
Figura 6.1.17	Valore di deformazione ingegneristica corrispondente a UTS dei provini smooth, tali percentuali sono riferite rispetto al caso a 25°C.	109
Figura 6.1.18	Valore di deformazione ingegneristica corrispondente a UTS dei provini notched, tali percentuali sono riferite rispetto al caso a 25°C.	109
Figura 6.1.19	Ultimo valore di deformazione ingegneristico corrispondente al punto di rottura dei provini smooth, tali percentuali sono riferite rispetto al caso a 25°C.	110
Figura 6.1.20	Ultimo valore di deformazione ingegneristico corrispondente al punto di rottura dei provini notched, tali percentuali sono riferite rispetto al caso a 25°C.	110
Figura 6.2.1	Frattografie dei provini smooth in direzione RD fatte mediante microscopio digitale.	111
Figura 6.2.2	Frattografie dei provini notched R2 fatte mediante microscopio digitale.	111
Figura 6.2.3	Area di frattura calcolata mediante microscopio digitale per provini smooth, tali percentuali sono riferite rispetto al caso a 25°C.	112
Figura 6.2.4	Area di frattura calcolata mediante microscopio digitale per provini notched, tali percentuali sono riferite rispetto al caso a 25°C.	112
Figura 6.2.5	Valore di deformazione reale ottenuto dal calcolo con l'area di frattura da provini smooth, tali percentuali sono riferite rispetto al caso a 25°C.	113
Figura 6.2.6	Valore di deformazione reale ottenuto dal calcolo con l'area di frattura da provini notched, tali percentuali sono riferite rispetto al caso a 25°C.	113
Figura 6.3.1	Assi di riferimento per lo studio delle micrografie	115
Figura 6.3.2	A <i>sx</i> è riportato il sistema di riferimento, a <i>dx</i> la micrografia del campione <i>Tal quale</i>	116
Figura 6.3.3	Micrografie dei campioni trazionati a -100°C, -50°C e 25°C.	116

Figura 6.3.4	Micrografie dei campioni trazionati a 100°C, 200°C e 300°C.	116
Figura 6.3.5	Micrografie lungo il piano longitudinale dei campioni trazionati a -100°C, 250°C e 300°C.	117
Figura 6.3.6	Micrografie lungo il piano ortogonale dei campioni trazionati a -100°C, 250°C e 300°C.	117
Figura 6.3.7	Micrografie lungo il piano longitudinale del campione <i>Tal quale</i> e quelli trazionati a -50°C, 100°C e 200°C.	118
Figura 6.3.8	Micrografie lungo il piano ortogonale del campione <i>Tal quale</i> e quelli trazionati a -50°C, 100°C e 200°C.	118
Figura 6.4.1	Distribuzioni di frequenza dei grani lungo la superficie longitudinale e ortogonale del campione <i>Tal quale</i>	119
Figura 6.4.2	Distribuzioni di frequenza dei grani lungo la superficie longitudinale.	120
Figura 6.4.3	Distribuzioni di frequenza dei grani lungo la superficie ortogonale.	121
Figura 6.4.4	Dimensioni medie dei grani analizzati lungo il piano longitudinale.	122
Figura 6.4.5	Dimensioni medie dei grani analizzati lungo il piano ortogonale.	122
Figura 6.4.6	Analisi della ricristallizzazione statica durante la prova di trazione a 300°C.	124
Figura 6.4.7	Confronto della dimensione grani tra il <i>Tal quale</i> e il caso a 300°C	125
Figura 6.5.1	Composizione elementare dei precipitati.	126
Figura 6.5.1	Disposizione spaziale degli atomi per i due precipitati.	126
Figura 6.5.2	Le due tipologie di precipitati osservati dal microscopio ottico e al SEM.	127
Figura 6.6.1.1	Operazioni preliminari da svolgere per l'utilizzo dello strumento <i>analisi delle particelle</i> in <i>ImageJ</i>	128
Figura 6.6.1.2	Distribuzione della dimensione dei precipitati analizzati dalle micrografie longitudinali a seconda della temperatura del test di trazione.	130
Figura 6.6.1.3	Distribuzione della dimensione dei precipitati analizzati dalle micrografie ortogonali a seconda della temperatura del test di trazione.	130
Figura 6.6.2.1	Analisi dei precipitati bianchi e neri nel caso a 300°C.	131
Figura 6.6.2.2	Immagini catturate attraverso il <i>SEM</i> per i campioni ortogonali a -100°C, 25°C e 300°C. Gli ingrandimenti usati sono stati X200 e X500.	131
Figura 6.6.2.3	Distribuzione della dimensione dei precipitati bianchi analizzati dalle micrografie ortogonali a seconda della temperatura del test di trazione.	132
Figura 6.6.2.4	Distribuzione della dimensione dei precipitati neri analizzati dalle micrografie ortogonali a seconda della temperatura del test di trazione.	132
Figura 6.7.1	Indentazioni lasciate dall'indentatore. Sono stati eseguiti 25 test per campione.	134
Figura 6.7.2	Test di nanodurezza sui vari campioni trazionati a temperature differenti.	134
Figura 6.8.1	Risultati dei test DSC eseguiti sui campioni a -100°C, 25°C e 300°C.	136
Figura 6.8.2	Risultati dei test DSC eseguiti sui campioni a -50°C, 100°C, 200°C e <i>Talquale</i>	136
Figura 6.9.1	Frattografie al <i>SEM</i> dei campioni <i>smooth</i> a 0° trazionati alle temperature -100°C, -50°C, 25°C.	137

Figura 6.9.2	Frattografie al SEM dei campioni <i>smooth</i> a 0° trazionati alle temperature 100°C, 200°C, 300°C.	138
Figura 6.10.1	Test di corrosione eseguito sui campioni <i>smooth</i> trazionati a -100°C, 100°C, 200°C e 300°C	138
Figura 6.11.1	Un esempio di matching tra curva sperimentale e curva FEM.	140
Figura 6.11.2	Valutazione della triassialità sui provini a -100° all'istante temporale corrispondete a UTS.	141
Figura 6.11.3	Valutazione della triassialità sul provino <i>Notched R2</i> a -100° all'istante temporale corrispondete a UTS.	141
Figura 6.11.4	Valutazione della triassialità sul provino <i>Notched R5</i> a -100° all'istante temporale corrispondete a UTS.	142
Figura 6.11.5	Valutazione della triassialità sul provino <i>Notched R10</i> a -100° all'istante temporale corrispondete a UTS.	142
Figura 6.11.6	Grafico Triassialità (η) e Deformazione (ϵ) <i>Smooth</i>	143
Figura 6.11.7	Grafico Triassialità (η) e Deformazione (ϵ) <i>Notched R2</i>	144
Figura 6.11.8	Grafico Triassialità (η) e Deformazione (ϵ) <i>notched R5</i>	145
Figura 6.11.9	Grafico Triassialità (η) e Deformazione (ϵ) <i>Notched R10</i>	146
Figura 6.11.10	Valori di triassialità a UTS in funzione del tipo di provino e della temperatura.	147
Figura 6.11.11	Valori di deformazione a UTS in funzione del tipo di provino e della temperatura.	148
Figura 6.11.12	148

ELENCO DELLE TABELLE

Tabella 1.3.1	Proprietà di alcune leghe di alluminio	23
Tabella 1.9.1	Proprietà termiche-meccaniche-elettriche di una lega AA7075-T6	32
Tabella 2.12.2.1	Valori di Anisotropia normale media per alcuni metalli.	57
Tabella 2.17.2.1	Valori UTS ottenuti dalle prove di trazione a differenti temperature - [ASM International]	68
Tabella 2.17.2.2	Valori di servamento σ_y ottenuti dalle prove di trazione a differenti temperature - [ASM International]	69
Tabella 2.17.2.3	Proprietà della lega di alluminio 7075 – T6 ottenute dalle prove di trazione a differenti regimi di temperature - [ASM International]	69
Tabella 5.1.1	Caratteristiche della pressa servo idraulica MTS	89
Tabella 6.1.1	Caratteristiche geometriche dei vari campioni AA7075	100
Tabella 6.4.1	Dimensione media dei grani calcolata tramite <i>Line Cut</i>	123
Tabella 6.4.2	Calcolo della temperatura omologa	123
Tabella 6.6.1.1	Dimensione dei precipitati $MgZn_2$ al microscopio ottico.	129
Tabella 6.6.3.1	Precipitati al microscopio ottico (Neri)	133
Tabella 6.6.3.2	Precipitati al SEM	133
Tabella 6.6.3.3	Confronto precipitati Ottico - SEM	133
Tabella 6.10.1	Test di corrosione svolti sui provini trazionati a differenti temperature.	139
Tabella 6.11.1	Valori di K e n ottenuti attraverso il processo di ottimizzazione	140
Tabella 6.11.2	Parametri di Deformazione (ϵ) e Triassialità (η) ricavati dalle simulazioni.	142

1 L'ALLUMINIO NELL'INDUSTRIA

L'alluminio è uno dei materiali più usati nell'industria meccanica e strutturale; i motivi di tale scelta ricadono sulle proprietà in suo possesso: ampia duttilità, elevato rapporto resistenza-peso, durabilità contro agenti corrosivi, alta conducibilità elettrica e termica, riciclabilità. Tutto ciò è accompagnato dall'economicità il che, insieme alle caratteristiche sopracitate, lo rende molto versatile per un ampio range di applicazioni, dall'industria aeronautica e spaziale a quella automobilistica.



Figura 1.0.1: Prodotti in alluminio.

La produzione di questo metallo si basa sul processo Hall – Heroult, processo industriale da cui l'alluminio viene estratto a partire da un bagno chimico, si veda fig.1.0.2. L'ossido di alluminio (allumina), raffinata dalla bauxite, viene sciolto in un bagno di criolite con varie aggiunte di sale di fluoro per controllarne la temperatura, la densità, la resistività e la solubilità dell'allumina. Una corrente elettrica viene fatta circolare con lo scopo di elettrolizzare l'ormai disciolto ossido di alluminio con l'ossigeno presente. La reazione di quest'ultimi con l'anodo di carbonio permette all'alluminio di depositarsi come un cuscinetto di metallo liquido sul catodo. Il metallo sedimentato viene periodicamente rimosso mediante sifone o metodi sottovuoto in crogioli, che vengono quindi trasferiti in strutture di colata dove sono poi trasformati in lingotti.

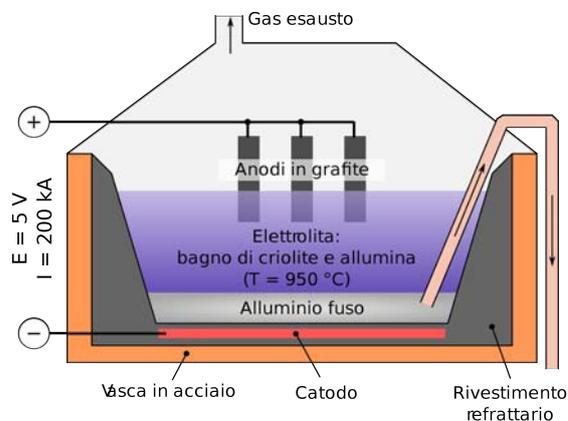


Figura 1.0.2: Produzione dell'alluminio mediante processo *Hall Heroult*

1.1 Proprietà meccaniche dell'alluminio

L'alluminio ha una densità di 2.7 g/cm^3 , circa un-terzo di quella dell'acciaio (7.83 g/cm^3) il che lo rende ideale per strutture che richiedono pesi minimi come aerei e satelliti.

La duttilità permette un'ampia lavorabilità del materiale che ne consente di assumere un elevato numero di forme geometriche, dalle più semplici alle più complesse. Inoltre può essere forgiato, estruso, trafilato e laminato.

Può essere anche riciclato con un costo energetico pari ad un ventesimo di quello necessario per la sua prima fusione.

La superficie esterna dell'alluminio a contatto con l'ossigeno forma una patina protettiva di ossido molto sottile e trasparente (invisibile all'occhio umano) in grado di bloccare agenti corrosivi come acqua, sale e altri fattori ambientali inclusi un ampio range di altri agenti chimici. Inoltre se la patina protettiva si dovesse graffiare questa si riformerebbe istantaneamente.

Le ottime caratteristiche di conducibilità termica ed elettrica lo rendono molto importante nella costruzione di motori elettrici e anche nella realizzazione di conduttori elettrici necessari per il trasporto di energia elettrica.

L'alluminio inoltre è un materiale non-ferromagnetico, non-piroforico e non-tossico. [1]

1.2 Leghe di Alluminio

Risulta utile dividere le leghe di alluminio in due categorie, le prime sono definite leghe di fonderia e le seconde sono leghe da lavorazione plastica. Le prime sono destinate alla produzione di getti per fonderia, mentre le seconde vengono utilizzate sotto forma di semi-lavorati, quali profili o lastre. Per aumentare le proprietà dell'alluminio oggi giorno lo si combina ad altri elementi come rame, zinco, manganese, silicio, o magnesio. Tali combinazioni sono distinte in 9 serie.

Per le leghe di alluminio da lavorazione plastica è possibile definire le seguenti famiglie [1]:

- **1xxx:** Alluminio puro (> 99%) con eccellente resistenza alla corrosione, alta capacità termica ed elettrica, buona lavorabilità, bassa resistenza e non trattato termicamente. Viene impiegato nell'industria elettrica e chimica.
- **2xxx:** Lega costituita da alluminio e rame, avente alto rapporto resistenza-peso, bassa resistenza alla corrosione ed è trattato termicamente. Molto usato negli aerei a causa della elevata tensione di snervamento (~ 455MPa).
- **3xxx:** Lega costituita da alluminio e manganese. Ha una buona lavorabilità, resistenza moderata e generalmente non è sottoposto a trattamento termico. Usato generalmente per applicazioni architettoniche.
- **4xxx:** Lega costituita da alluminio e silicio, possiede un punto di fusione inferiore, forma uno strato di ossido sottile grigio chiaro e può tendere al color carboncino, di solito non è sottoposto a trattamenti termici. Usato per bacchette per la saldatura e fogli di brasatura.
- **5xxx:** Lega costituita da alluminio e magnesio con buona resistenza alla corrosione e buona saldabilità, alta resistenza, non è trattato termicamente. È impiegato per applicazioni marine e nautiche.
- **6xxx:** Lega costituita da alluminio, magnesio e silicio, possiede una media resistenza, buona formabilità, lavorabilità alle macchine utensili e saldabilità, può essere trattato termicamente. Viene utilizzato nel settore automobilistico.

- **7xxx:** Lega costituita da alluminio e zinco (possono essere aggiunti altri elementi secondari), possiede un'elevata resistenza ed è impiegato per la costruzione di componenti strutturali nell'industria aeronautica. La serie 7xxx è la lega di alluminio più forte, con una tensione di snervamento oltre i 500MPa.
- **8xxx:** Leghe che sono caratterizzate da varie composizioni. Le leghe della serie 8xxx possono contenere quantità apprezzabili di stagno, litio e/o ferro.
- **9xxx:** Riservato per uso futuro.

Il codice identificativo della lega è costituito da 4 cifre (xxxx). La prima cifra identifica la famiglia di appartenenza, la seconda indica eventuali modifiche nella lega. Per la serie 1xxx, la terza e la quarta cifra indicano la percentuale minima di alluminio. Per esempio, 1050 indica una percentuale minima del 99.50% di Al, invece 1090 indica la presenza del 99.90% di Al.

Nelle altre serie, la terza e la quarta cifra non hanno nessun significato.

Per le leghe di alluminio di fonderia è possibile definire le seguenti famiglie:

- **1xx.x:** Alluminio puro (> 99%), utilizzato nella costruzione di rotor.
- **2xx.x:** Lega costituita da alluminio e rame, possono essere specificati altri elementi.
- **3xx.x:** Lega costituita da alluminio e silicio, può essere specificata anche la presenza di rame e magnesio. Questa serie comprende circa il 90% di tutti i prodotti ottenuti per fonderia.
- **4xx.x:** Lega costituita da alluminio e silicio.
- **5xx.x:** Lega costituita da alluminio e magnesio.
- **6xx.x:** Non usata.
- **7xx.x:** Lega costituita da alluminio e zinco, possono essere aggiunti altri elementi secondari come rame e magnesio.
- **8xx.x:** Lega costituita da alluminio e stagno.
- **9xx.x:** Non usata.

Prendendo in esame la serie 1xx.x, la seconda e la terza cifra indicano la quantità minima di alluminio presente nella lega. Per le altre serie, tali cifre non hanno nessun significato, invece la quarta indica la forma del prodotto.

1.3 Stato fisico di fornitura

Le leghe di alluminio possono essere rese più resistenti mediante il trattamento di solubilizzazione e invecchiamento. Lo scopo è quello di andare ad ottimizzare le caratteristiche meccaniche del materiale.

Lo stato di fornitura viene identificato attraverso una lettera che ne indica lo stato metallurgico seguita da una o più cifre:

- **F:** Grezzo di laminazione. Definisce il materiale uscente dal ciclo di produzione, le proprietà meccaniche non sono garantite. Non è seguito da nessuna cifra.
- **O:** Ricotto, cristallizzato. Definisce la qualità più dolce dei prodotti semilavorati. Non è seguito da nessuna cifra.
- **H:** Incrudito, le proprietà meccaniche sono state aumentate per deformazione plastica a freddo. È seguita da una o più cifre:

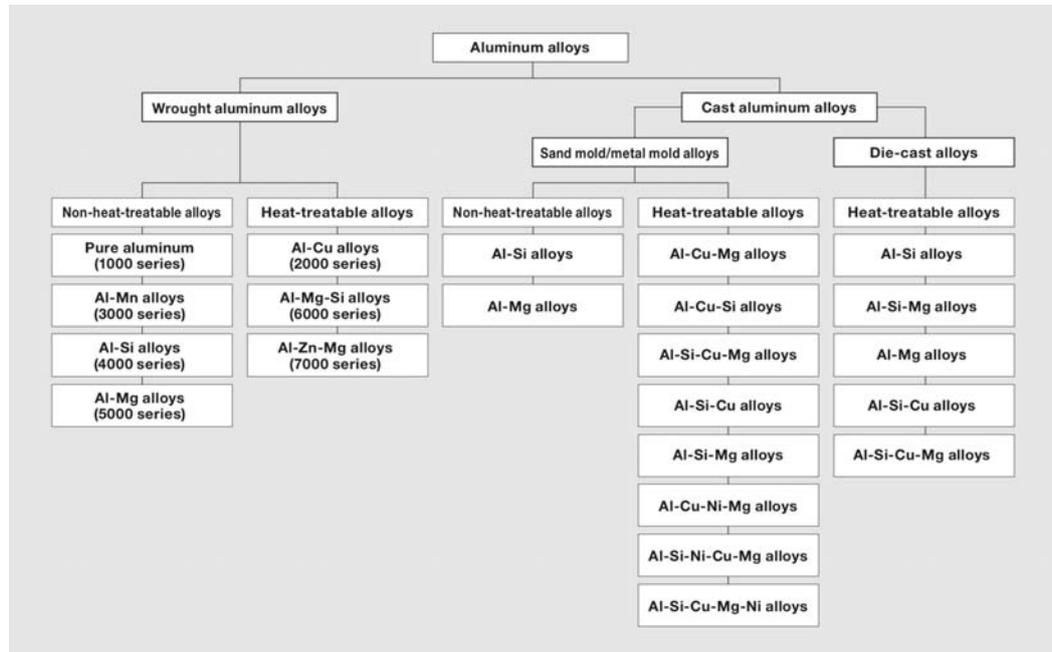


Figura 1.2.1: Rappresentazione schematica delle varie categorie di leghe di alluminio. Nella casella di sinistra si trovano le leghe da lavorazione plastica mentre a destra sono raggruppate le leghe da fonderia.

- H1: Leghe incrudite, può essere aggiunta una cifra successiva a 1 che ha il compito di indicare il grado di deformazione plastica a freddo.
 - * 9: extra incrudimento.
 - * 8: massimo incrudimento.
 - * 6: 3/4 di incrudimento.
 - * 4: semi incrudimento.
 - * 2: 1/4 di incrudimento.
 - * Può essere aggiunta una terza cifra per indicare il grado di controllo della lavorazione o per identificare una combinazione di altre proprietà.
- H2: Leghe incrudite e parzialmente ricotte. Si applica ai materiali di massimo incrudimento, portati poi al livello voluto di proprietà meccaniche con un trattamento termico di ricristallizzazione parziale. Il grado residuo di incrudimento è indicato con la stessa cifra da 1 a 9 vista prima.
- H3: Incrudite e stabilizzate. Questo si applica solo alle leghe Al-Mg deformate e successivamente riscaldate a bassa temperatura per stabilizzare le proprietà. Il grado di incrudimento dopo la stabilizzazione viene indicato con una o più cifre.
- **W**: Temprato e invecchiato naturalmente a temperatura ambiente in seguito ad una tempra di solubilizzazione.
- **T**: Applicato a materiali trattati termicamente, incruditi o meno.
 - T1: Lega raffreddata e invecchiata naturalmente.
 - T2: Lega raffreddata, incrudita e invecchiata naturalmente.
 - T3: Lega solubilizzata, temprata, incrudita e invecchiata naturalmente.
 - T4: Lega solubilizzata, temprata e invecchiata naturalmente.
 - T5: Lega raffreddata dopo lavorazione a caldo e invecchiato artificialmente.

- T6: Lega solubilizzata, temprata e invecchiata artificialmente.
- T7: Lega solubilizzata, temprata e stabilizzata.
- T8: Lega solubilizzata, temprata, incrudita e invecchiata artificialmente.
- T9: Lega solubilizzata, temprata, invecchiata artificialmente e incrudita.
- T10: Lega raffreddata dopo lavorazione a caldo, incrudita e invecchiata artificialmente.

Principalmente si possono fare due distinzioni:

- Leghe da incrudimento: serie 1000, 3000, 5000 e possono avere uno stato di fornitura O,F o H.
- Leghe da tempra: serie 2000, 6000, 7000 e possono avere uno stato di fornitura di tipo O, F o T.

Nella tab.1.3.1 vengono mostrati alcuni esempi di leghe di alluminio con differenti stati di fornitura, interessante notare come a seconda delle serie cambi la tensione di snervamento e la tensione ultima a trazione, ciò rende ogni famiglia utile per uno scopo diverso.

Tabella 1.3.1: Proprietà di alcune leghe di alluminio

Leghe di alluminio a temperatura ambiente				
Lega	Tempra	UTS (Mpa)	Snervamento (Mpa)	Elongazione in 50mm (%)
1100	O	90	35	35-45
1100	H14	125	120	9-20
2024	O	190	75	20-22
2024	T4	470	325	19-20
3003	O	110	40	30-40
3003	H14	150	145	8-16
5052	O	190	90	25-30
5052	H34	260	215	10-14
6061	O	125	55	25-30
6061	T6	310	275	12-17
7075	O	230	105	16-17
7075	T6	570	500	11

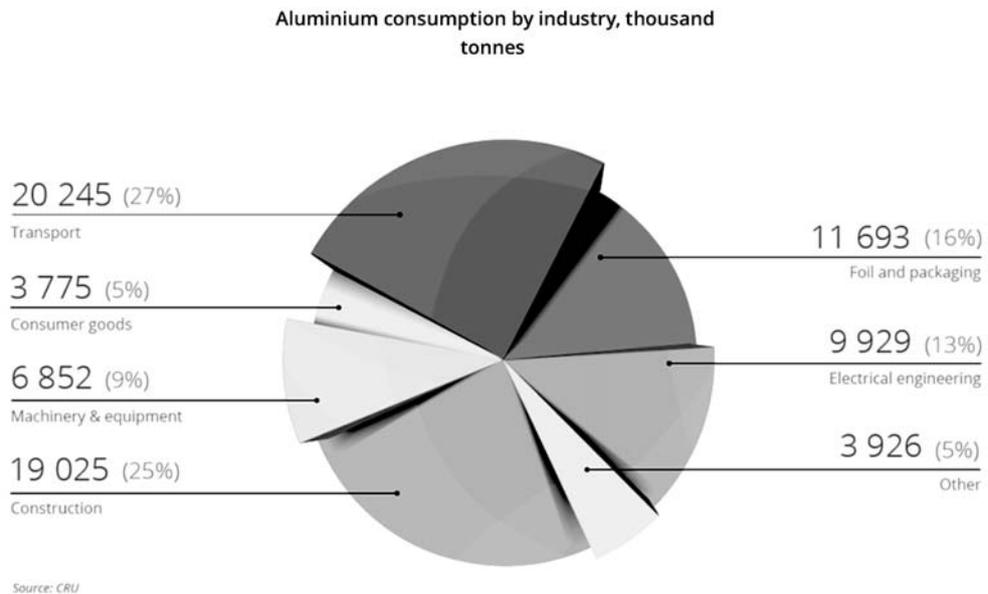


Figura 1.3.1: Consumo di alluminio nel 2014. Il settore dei trasporti, che comprende l'industria *aerospace* e *automotive*, è al primo posto seguito dal settore delle costruzioni.

1.4 L'alluminio nell'industria edile

Come è possibile vedere dalla fig.1.3.1, l'alluminio trova principale impiego anche nella costruzione di edifici, ponti, torri e contenitori. Grazie alle sue uniche caratteristiche di resistenza/peso, l'adozione di questo materiale riesce a tenere confronto con il più economico acciaio. Si analizzano ora i principali settori [7].

STRUTTURE STATICHE La progettazione e la fabbricazione di strutture statiche in alluminio differisce poco dalle pratiche utilizzate con l'acciaio. Il modulo elastico dell'alluminio è un terzo di quello dell'acciaio e richiede una particolare attenzione agli elementi di compressione. Tuttavia, offre vantaggi in presenza di carichi shock e in caso di piccoli disallineamenti. Se progettato correttamente, l'alluminio scelto, permette di risparmiare in genere oltre il 50% del peso quando confrontato con la medesima struttura in acciaio a basso tenore di carbonio; risparmi simili possono essere possibili in ponti a lunga portata o mobili. I risparmi derivano anche da bassi costi di manutenzione e dalla resistenza alla corrosione atmosferica o ambientale.

EDIFICI I prodotti in lamiera ondulata o altamente rigida, vengono utilizzati per coperture e rivestimenti per l'edilizia industriale e agricola. Ventilatori, stecche di drenaggio, bidoni di stoccaggio, telai di finestre, porte e altri componenti si rivelano essere applicazioni tipiche per questo settore.

Prodotti in alluminio come coperture, scossaline e grondaie, sono utilizzati in case, ospedali, scuole, edifici commerciali e uffici. Pareti esterne, facciate continue, cablaggi, condutture, tubazioni e ringhiere utilizzano l'alluminio in molte forme e finiture diverse.

L'alluminio è utilizzato anche nei ponti e accessori autostradali come ringhiere, guardrails per autostrade, illuminazione, torri di controllo del traffico, segnali stradali e recinzioni. La costruzione di ponti militari mobili e ponti di cavalcavia autostradali si è sempre più affidata a elementi di questo materiale. Inoltre, i serbatoi di stoccaggio dell'acqua sono spesso costruiti con leghe di alluminio per migliorare la resistenza alla corrosione e offrire un aspetto attraente.

1.5 L'alluminio nell'industria alimentare

Le industrie alimentari e farmaceutiche usano ampiamente l'alluminio perché è atossico, non assorbente e non scheggia. Riduce inoltre al minimo la crescita batterica, forma sali incolori e può essere pulito a vapore. La proprietà anti-macchia dell'alluminio è preziosa nei mulini e in altri impianti soggetti a rischi di incendio e esplosione. La resistenza alla corrosione è importante nella spedizione di merci fragili, sostanze chimiche di valore e cosmetici. I contenitori in alluminio sigillati, progettati per spedizioni aeree, navali, ferroviarie o via autocarro, vengono utilizzati per prodotti chimici non adatti per la spedizione all'ingrosso. Il packaging è stato uno dei mercati in più rapida crescita per l'alluminio. I prodotti includono involucri per la casa, imballaggi flessibili e contenitori per alimenti, tappi per bottiglie, tubi pieghevoli e lattine per bevande. Le lattine per bevande sono state la più grande storia di successo dell'industria dell'alluminio. La birra alla spina viene spedita in botti di alluminio *alclad*. L'alluminio è ampiamente utilizzato in tubi pieghevoli per dentifrici, unguenti, alimenti e vernici.

1.6 L'alluminio nell'industria dei beni di consumo

ELETTRODOMESTICI Leggerezza, aspetto eccellente, adattabilità a tutte le forme di fabbricazione e basso costo di produzione sono le ragioni dell'ampio utilizzo dell'alluminio in questo settore. La leggerezza è una caratteristica importante negli aspirapolvere, ferri da stiro, lavastoviglie, robot da cucina e frullatori. I bassi costi di fabbricazione dipendono da diverse proprietà, tra cui l'adattabilità alla pressofusione e la facilità di finitura. Gli utensili da cucina possono essere fusi o trafilati, invece le maniglie vengono spesso unite all'utensile mediante rivettatura o saldatura a punti. In alcuni utensili, un esterno in alluminio è legato a un interno in acciaio inossidabile; in altri, l'interno è rivestito in porcellana o teflon.

MOBILIO Leggerezza, bassa manutenzione, resistenza alla corrosione, durata e aspetto attraente sono i principali vantaggi dell'alluminio nei mobili. Le basi della sedia, i telai dei sedili e i braccioli sono realizzati in tubo, trafilato o estruso (tondo, quadrato o rettangolare), lamiera o barra. Spesso, queste parti sono formate a partire da tempere ricotte o parzialmente trattate termicamente, successivamente al processo, queste sono ritratte termicamente e invecchiate.

1.7 L'alluminio nell'industria *Aerospace*

L'alluminio viene utilizzato praticamente in tutti i segmenti dell'industria aeronautica, missilistica e dei veicoli spaziali, aeromobili, motori, accessori e serbatoi per combustibile liquido e ossidanti. L'alluminio è ampiamente utilizzato a causa del suo elevato rapporto resistenza/peso, resistenza alla corrosione ed efficienza in termini di peso, specialmente nelle applicazioni in grado di mettere in compressione il materiale.

Il principale obiettivo dell'industria *aerospace* è sempre stato quello di diminuire il peso degli aeromobili mantenendo un alto valore resistenziale. Riuscendo ad impiegare materiali leggeri si hanno molteplici vantaggi: si riesce ad avere un consumo di carburante ridotto, a parità di carburante invece si ha la possibilità di aumentare il peso del proprio payload, il che significa essere in grado di trasportare più merci e/o più persone o riuscire ad aumentare la propria autonomia di volo. Inoltre, l'ottimizzazione delle proprietà meccaniche del materiale può aumentare il periodo tra una manutenzione e l'altra e garantire costi di riparazione inferiori.

$$\text{Autonomia} = \frac{\eta_0 H_u L / D}{g} \ln\left(\frac{m_{\text{totale}}}{m_{\text{aereo}}}\right) \quad (1.7.1)$$

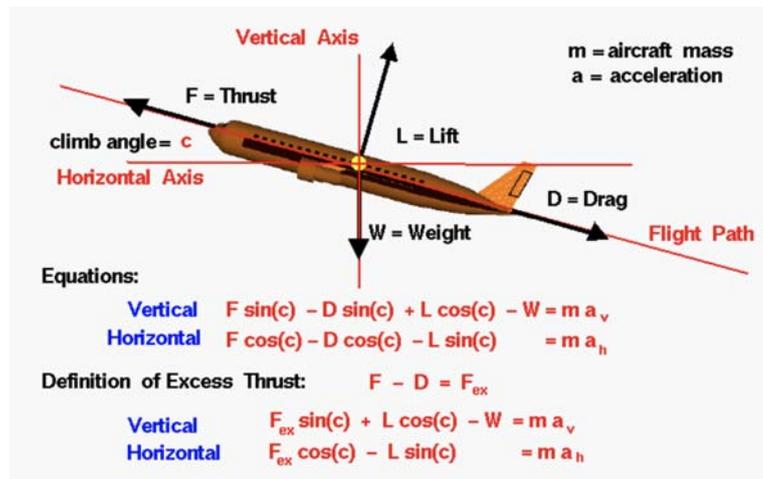


Figura 1.7.1: Le 4 forze fondamentali agenti su un aereo.

$$m_{\text{totale}} = m_{\text{fuel}} + m_{\text{aereo}} \quad (1.7.2)$$

Dalle equazioni sopracitate è possibile interpretare quanto detto precedentemente [4]; η_0 rappresenta il rendimento complessivo del motore aeronautico, H_u il potere calorifico superiore, L/D è l'efficienza aerodinamica, g la gravità e con m sono indicate le masse totali del sistema comprensive di massa di carburante e la massa dell'aereo priva del carburante.

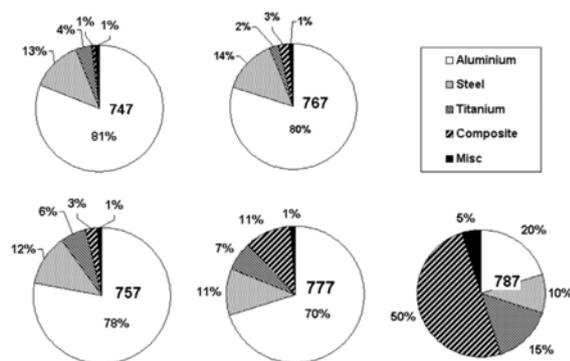


Figura 1.7.2: Sono illustrate le varie composizioni dei materiali di diversi aerei Boeing: 747, 767, 757, 777, 787, si noti come i modelli più recenti impieghino una maggior quantità di materiale composito rispetto al passato [2].

Nel corso degli ultimi 80 anni, le leghe di alluminio sono stati i materiali più usati per la realizzazione di aerei, questo a causa delle sue ben note caratteristiche meccaniche. Nell'ultimo decennio però, i materiali compositi hanno iniziato ad avere un margine commerciale sempre più grande perché questi godono di rapporti resistenza-peso maggiori, alta resistenza a fatica e a corrosione riuscendo a sostituire l'alluminio nella realizzazione di fusoliere, ali e altri componenti strutturali [2].

Sebbene l'utilizzo dei materiali compositi abbia ridotto l'utilizzo delle leghe di alluminio, queste risultano ancora molto importanti per la realizzazione delle parti strutturali degli aerei. L'alluminio ha da sempre un costo relativamente basso e un processo di produzione più semplice, può essere trattato termicamente e può supportare alti livelli di stress.

Nonostante questo, le ricerche nell'ambito della lega di alluminio sono continuate riuscendo a farla competere con i materiali compositi moderni e addirittura con le leghe di titanio.

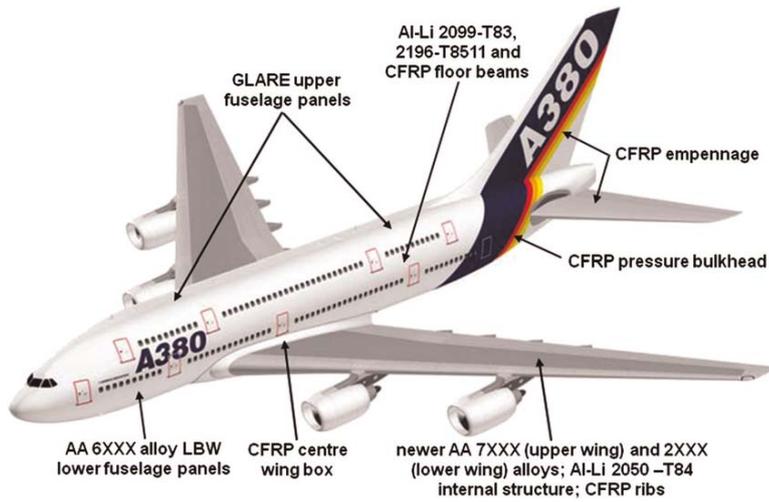


Figura 1.7.3: Leghe di alluminio nella costruzione dell'Airbus A380.

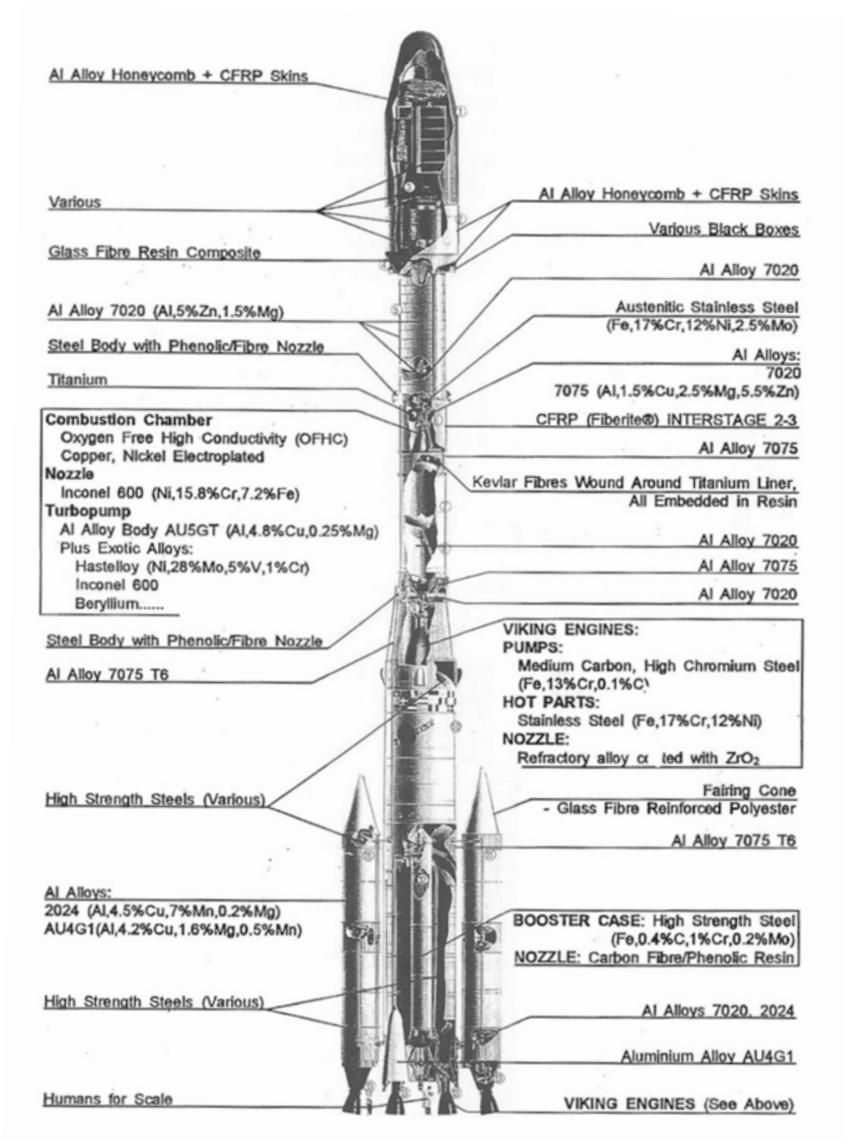


Figura 1.7.4: Impieghi delle leghe di alluminio sul vettore Ariane IV [5].

1.8 L'alluminio nell'industria *Automotive*

Nel tentativo di ridurre i consumi delle macchine e di diminuire le emissioni di CO₂ è stato necessario ricercare un materiale in grado di assicurare un buon rapporto resistenza-peso mantenendo un basso costo di produzione. Vista la loro facilità nell'assumere forme anche complesse, le leghe di alluminio sono impiegate per la costruzione dei telai delle automobili e di molte altre parti meccaniche.

Facendo riferimento alla fig.1.8.1 si può notare come l'alluminio sia essenziale nella costruzione delle strutture di un macchina.

L'Audi A8 è stata la prima macchina prodotta per un mercato di massa ad avere uno *chassis* in alluminio [6].

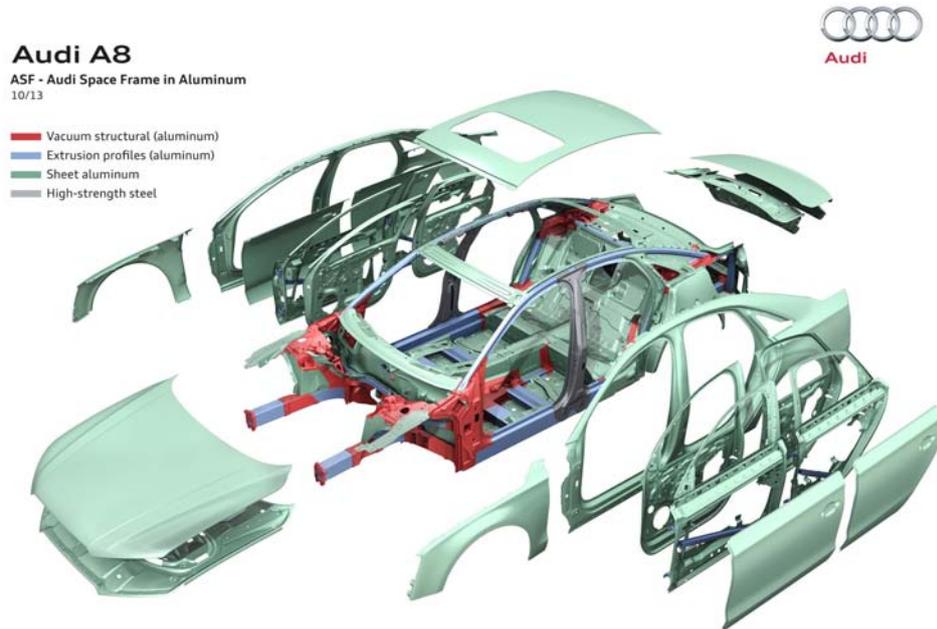


Figura 1.8.1: Materiali utilizzati per la costruzione della struttura di un'Audi A8.

- La lega di alluminio serie 6000 laminata, color verde in fig.1.8.1, viene impiegata per le pannellature della carrozzeria, il tettuccio e le porte, questo a causa dell'alta formabilità e la bassa tensione di snervamento disponibile durante il processo di formatura. Infine tramite un processo di ricottura il materiale acquisisce una tensione di snervamento maggiore.
- L'alluminio ottenuto da processo di estrusione, color blu in fig.1.8.1, viene impiegato per le parti che richiedono una sezione geometrica uniforme, un'alta resistenza, un'alta rigidità, ad esempio per parti come paraurti e le parti laterali della struttura. Vengono impiegate principalmente leghe di alluminio serie 5000, serie 6000 e le serie 7000 quando si richiede più resistenza.
- L'alluminio ottenuto da colata, color rosso in fig.1.8.1, viene impiegato per formare blocchi cilindrici, *case* per la trasmissione e le ruote. Si utilizza anche la pressocolata per ottenere oggetti di geometria più complessa che richiedono alti livelli di resistenza.

L'alluminio non viene utilizzato solamente per la parte strutturale, ma trova un particolare riscontro anche in quasi tutti i componenti del motore, freni, pistoni, palette rotoriche dei compressori, sospensioni e tanti altre applicazioni. Vengono mostrate qui di seguito le principali applicazioni delle varie leghe di alluminio nell'industria automobilistica.

Aluminum usage guidelines

The table on this page explains the characteristics of the different alloys types and what automobile components they are used in.

	Alloy denomination		Characteristics	Use in automobiles
	AA	UACJ		
1000 Al	1050	A50	Excellent processability and surface treatability. The most corrosion-resistant of all aluminum alloys.	Heat insulators
	1100	A30	General-purpose aluminum with over 99.0% purity. Surface appears slightly white after anodizing.	Heat insulators, license plates
	1200	A0		Heat insulators
2000 Al-Cu	2014	14S	Very strong alloy used for structural components. Because of relatively higher copper content, inferior corrosion resistance.	Motorbike handles, ABS
	2017	17S		Shock absorbers, handles, spokes, conrods
	2024	24S		
	2219	B19S	High-strength, excellent properties at high and low temperatures, superior weldability, but inferior corrosion resistance.	Rotors, brake components
		CG29	Higher strength at elevated temperatures than that of 2618.	Conrods, pistons
		CB156 CB256 KS26	Lead-free highly-machinable alloys.	AT valves
3000 Al-Mn	3003	303S D3S	10% stronger than 1100. Good processability and corrosion resistance.	Piping
	3004	304S 4S	Stronger than 3003. Excellent deep-drawability, and good corrosion resistance.	Cowl grilles, heat insulators
4000 Al-Si	4032	32S	Excellent heat and abrasion resistance. Low thermal expansion coefficient.	Pistons
		SC100	Excellent abrasion resistance and forgability. Stronger than 4032.	Power steering housing, compressor scrolls, valve lifters
		SC300	A stronger version of SC100.	
		TF06B TF08 TF10B	Excellent abrasion resistance and forgability. Stronger than 4032.	
		SC150 TF12B	A hypereutectic alloy with enhanced forgability.	Compressor rotors
5000 Al-Mg	5052	52S	A medium-strength alloy. Good corrosion resistance and formability. High fatigue strength.	Meter display panels, AT drums, air bag inflators, covers
	5454	D54S	20% stronger than 5052. Good corrosion resistance.	Wheel rims, suspension components
	5083	183S	An alloy for use in welded structures. The strongest of the non-thermally treated alloys.	Tanks, gas cylinders
		383S	A high formability version of 183S. Excellent superplastic properties.	
		483S NP5/6	An extrusion alloy version of 183S.	Lashing rails
	5182	A82S	Nearly as strong as 5083. Good processability and corrosion resistance.	Dust covers, seat frames, air cleaner cases, spring sheets
		GM145	Good formability and stress corrosion cracking performance.	Body panels (interior)
	5154	A154S	20% stronger than 5052. Good formability.	Wheels, underbody components, drivetrain components, suspension components
		A254S	20% stronger than 5052. Good stress corrosion cracking performance.	
		GC32	Good formability and stress corrosion cracking performance.	

Alloy denominations: "AA" means the denominations used by the Aluminum Association.

	Alloy denomination		Characteristics	Use in automobiles
	AA	UACJ		
5000 Al-Mg	5022	GC45 TG19	High-strength, high-formability body panel material. Low coat-baking proof stress reduction.	Bonnets, roofs, doors, pillars, oil pans, floors, rear fenders, air cleaner housings
		GC150	A slightly stronger alloy than GC45.	Body panels
	5023	GC55 TG25	Body panel material with further enhanced formability.	Bonnets, roofs, trunk lids, instrument panels, seat buckets, knee protectors
	5110A	257S	A high brightness alloy with the same strength as 3003. Good deep-drawability and corrosion resistance.	Moldings, trims, reflective panels, headlamp bulb shades
	5056	356S	A non-heat-treatable alloy for welded structures. Excellent seawater resistance.	Brake pistons, fuel delivery pipes, airbag inflators
6000 Al-Mg-Si		SG112 SG212 TM30 TM55	Body panel alloy with high bake hardenability, formability, and high-hemability.	Bonnets, rear fenders, front fenders, pillars, wheel housings, roofs, doors
		SG312 TM66 TM67	BH type body panel alloy. Even stronger than SG112 with good formability.	
	6061	61S 161S	Heat-treatable alloys with good corrosion resistance.	ABS, crossmembers, wheels, propeller shafts, arms, links, air bags, joists, receiver tanks
		561S		Power plant frames
	6013	SG210	High-strength aluminum alloy for forging.	Suspension arms
	6063	63S 163S Y63	Typical extrusion alloys. Lower strength than 6061, but superior extrusion properties.	Moldings, seat frames, truck bed gates, roof railings, piping
	6005C	465S L55	Intermediate strength between 6061 and 6063. Good corrosion resistance and weldability.	Bumpers, space frames, engine brackets, seat frames, ABS, side sills, shock absorbers
		SG109	High-strength alloy with good bendability and corrosion resistance. Hollow extrusion is possible.	Bumper reinforcement, space frames
		SG310	The strongest of the 6000 series alloys.	Wheels, propeller shafts, arms, links
		GT209 KS69S	Lead-free high-machinability alloy.	AT valves
7000 Al-Zn-Mg	7075	75S	Typical high-strength alloy for use in aircraft manufacture.	Seatbelt hinges, links, bobbins, retractors
	7178	A78S	The strongest aluminum alloy.	Keys
	7003	ZK60 K73	An extrusion alloy for welded structures. Better extrusion properties than 7204.	Bumper reinforcement, seat sliders, motorbike frames, door impact beams, motorbike rims
	7204	ZK141 K70	Alloys for welded structures. The strength at the welded part recovers almost to the same as that of the raw material by natural aging.	Steering components, crossmembers, brake pedals
	7204	ZK147 K70Y		Jacks
		ZK55	Even stronger than 7204. Welding and hollow extrusion is possible.	Bumper reinforcement, impact beams, motorbike frames and rims
	7046	ZK170		
	7050	ZG62	High-strength aluminum alloys.	Motorbike front forks
		ZC88		

Figura 1.8.2: Utilizzi principali delle leghe di alluminio nel settore *automotive*.

1.9 Lega di Alluminio serie 7000

L'alluminio serie 7000 è una lega che contiene al proprio interno una quantità principale di zinco, essa può variare dal'1% fino all'8% ma possono essere aggiunti, in quantità assai inferiori, altri elementi come magnesio, silicio, cromo, manganese, titanio, rame e ferro. Quando la lega viene accoppiata con del magnesio, ne risulta in un prodotto che diventa trattabile termicamente e che acquisisce un alto valore resistenziale. Tali leghe però sono soggette ad una inferiore resistenza a corrosione per cui si rende opportuno andarle a trattare termicamente in modo da acquisire una maggiore resistenza all'insorgere di fratture [1].

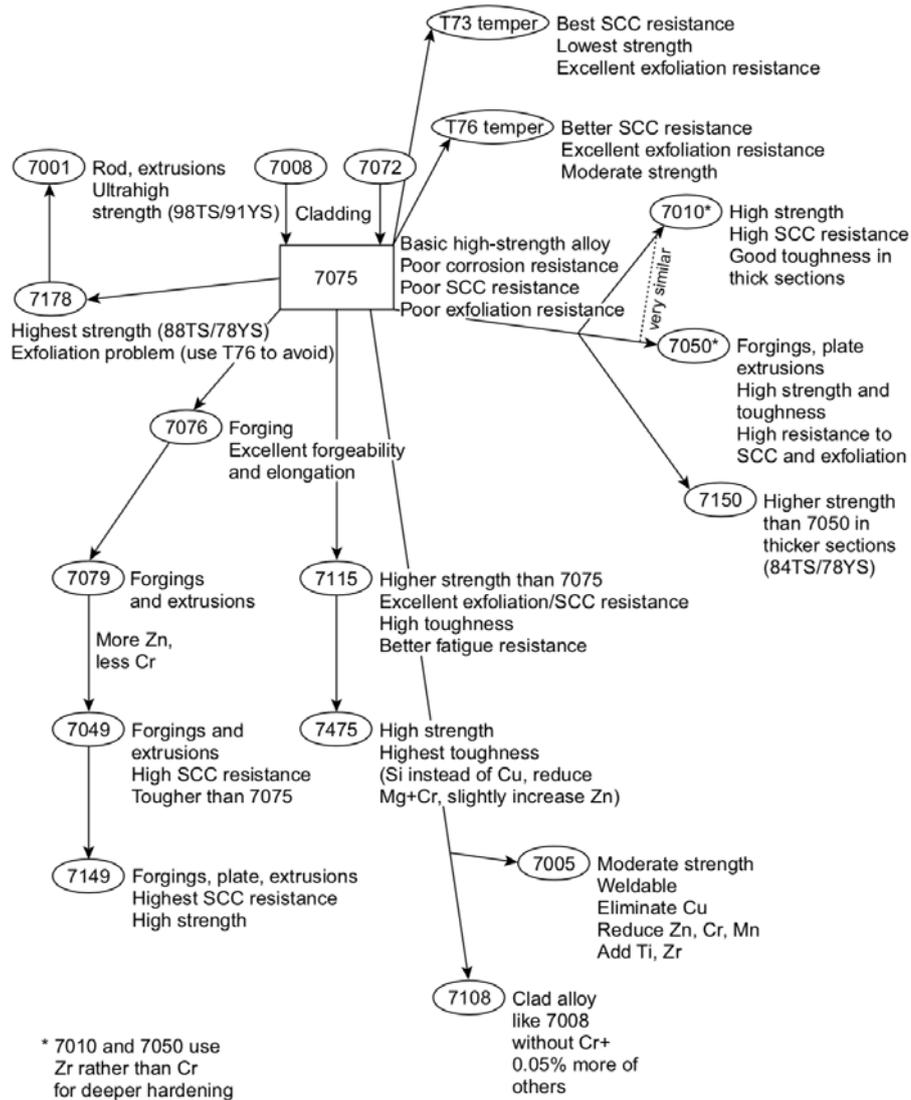


Figura 1.9.1: Relazioni tra le leghe di alluminio serie 7000 più comuni (Al-Zn-Cu-Mg-Cr). Tensione ultima a trazione (TS) e le tensioni di snervamento sono definite in ksi.

Nella realizzazione di questa tesi, si prevede lo studio di una particolare lega di alluminio AA7075 avente la seguente composizione chimica:

- 2.1-2.3% Mg
- $\leq 0.4\%$ Si
- 0.18-0.28 % Cr
- $\leq 0.3\%$ Mn
- $\leq 0.2\%$ Ti
- 1.2-2% Cu
- 5.1-6.1% Zn
- $\leq 0.5\%$ Fe
- T6, ovvero lega solubilizzata, temprata e invecchiata artificialmente.

Dalla fig.1.8.2 è possibile vedere come la lega di alluminio 7075 trovi applicazioni sia nell'industria aeronautica che in quella automobilistica. Questa lega leggera è spesso impiegata per pannellature e strutture fortemente sollecitate, possiede un'ottima lavorabilità alle macchine utensili, scarsa anodizzabilità e una sufficiente resistenza alla corrosione in ambiente normale.

Questo materiale può essere fornito in lamiere, piatti e barre estruse solitamente allo stato T6.

Altre proprietà del materiale sono riportate nella seguente tabella [7]:

Tabella 1.9.1: Proprietà termiche-meccaniche-elettriche di una lega AA7075-T6

Caratteristiche meccaniche	
Densità	2.80 g/cm ³ @20°C
Modulo elastico - Tensione	71.0 GPa
Modulo elastico - Taglio	26.9 GPa
Modulo elastico - Compressione	72.4 GPa
Resistenza a Fatica - T6	159MPa @ 5x10 ⁸ cycles R.R. Moore
Caratteristiche Termiche	
Temperatura Liquidus	635°C
Temperatura Solidus	477°C eutectic temperature
Temperatura di fusione incipiente	532°C for homogenised wrought material
Coefficiente di espansione termica	Linear
Calore specifico	960 J/Kg K @ 100°C
Conducibilità termica - T6	130 W/m @20°C
Proprietà Elettriche	
Conducibilità elettrica - T6	Volumetric, 33% IACS @20°C
Resistenza elettrica - T6	52.2 nΩ · m @20°C

RIFERIMENTI BIBLIOGRAFICI

- [1] J.R. Davis (2001).
Alloying: Understanding the Basics, ASM International; [pag.351 – 416], Prima edizione.
- [2] Tolga Dursun & Costas Soutis (2013).
Recent developments in advanced aircraft aluminium alloys, Aselsan Inc, Ankara 06750, Turkey & Aerospace Research Institute, University of Manchester, Manchester M13 9PL, UK.
- [3] Kalpakjian, S., & Schmid, S. R. (2003).
Manufacturing processes for engineering materials, Upper Saddle River, N.J: Prentice Hall; APA, Sesta edizione.
- [4] Ernesto Benini (2005).
Propulsione Aerea, CLEUP, Padova, Italia.
- [5] Barrie D. Dunn (2016).
Materials and Processes for Spacecraft and High Reliability Applications, Springer Praxis Books, Chichester, UK.
- [6] UACJ Corporation
Motor Fan illustrated: Aluminium Automobile Technology, San'ei Shobo Publishing, CO. LTD; JP.
- [7] ASM International, (1990).
Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials. VOL.2, ASM International, Seconda edizione.

2 STATO DELL'ARTE

I materiali metallici possono essere molto diversi tra loro, ad esempio, variano in durezza, fragilità, duttilità, formabilità o sono più o meno soggetti alla temperatura. Il motivo di tale differenza la si può comprendere andando a studiare opportunamente le proprietà intrinseche della struttura atomica in quanto, questa permette di influenzare le proprietà e i comportamenti finali del materiale.

2.1 Temperatura omologa

Prima di procedere con l'analisi strutturale dei materiali, è importante distinguere le categorie di lavorazione a seconda del rapporto tra la temperatura di lavoro e la temperatura di fusione (T_m) espresse in Kelvin, tale rapporto prende il nome di temperatura omologa:

- **Lavorazioni a freddo** $T/T_m < 0.3$
 - si richiede una maggiori forze ed energie in grado di deformare il materiale;
 - le proprietà meccaniche sono migliori;
 - aumento della precisione dimensionale;
 - miglior finitura superficiale;
- **Lavorazioni a tiepido** $0.3 < T/T_m < 0.5$
- **Lavorazioni a caldo** $T/T_m > 0.6$
 - minor forze ed energie richieste per la deformazione;
 - diminuzione delle proprietà meccaniche;
 - calo della precisione dimensionale;
 - livello di finitura superficiale inferiore;

La differenza è data principalmente dalla temperatura di ricristallizzazione del grano. Facendo riferimento alla fig.2.1.1, quando il materiale raggiunge la temperatura di ricristallizzazione, i grani diventano più fini e tondeggianti e lo scorrimento intergranulare ne è favorito. Se la temperatura va oltre a quella di ricristallizzazione, i grani ricominciano a crescere [1]. Si vedrà in seguito come l'effetto della temperatura sia correlato anche alla velocità di deformazione.

2.2 Struttura cristallina dei metalli

Quando un materiale passa dallo stato liquido a quello solido, gli atomi all'interno hanno la tendenza nel disporsi in varie configurazioni dette **cristalli**; la disposizione degli atomi in determinate configurazioni prende nome di **struttura cristallina**. Le tre principali configurazioni atomiche dei metalli sono riportate qui di seguito:

- **Cubico a corpo centrato (ccc):** è tipica dei ferro alpha, cromo, molibdeno, tantalio e tungsteno. Fig.2.2.1.
- **Cubico a facce centrate (cfc):** come alluminio, ferro gamma, rame, nickel, piombo, argento, oro e platino. Fig.2.2.2.
- **Esagonale compatto (ec):** berilio, zinco, zirconio, cobalto e magnesio. Fig.2.2.3.

La ragione per cui ogni metallo è in grado di formare una struttura diversa, risiede nel fatto che gli atomi cercano di risolvere un problema di minimizzazione, ciò significa riempire tutto lo spazio disponibile utilizzando il minimo livello di

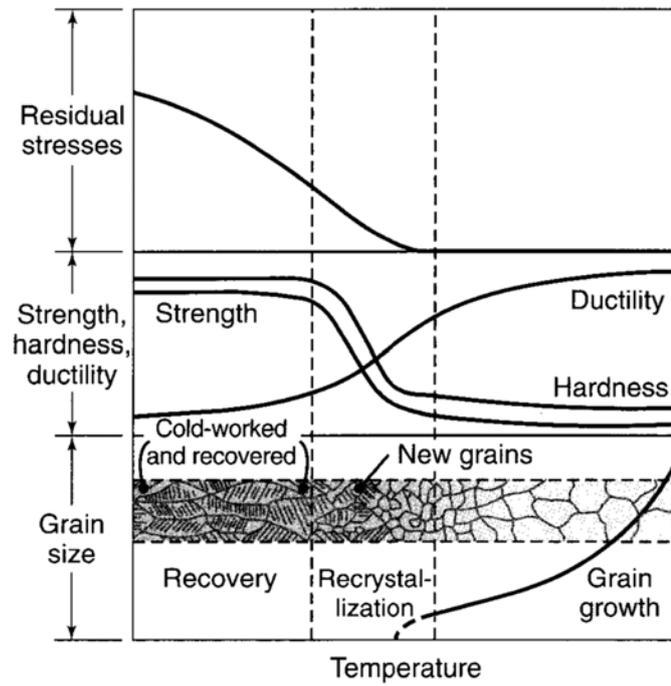


Figura 2.1.1: Effetto della temperatura nella struttura dei grani.

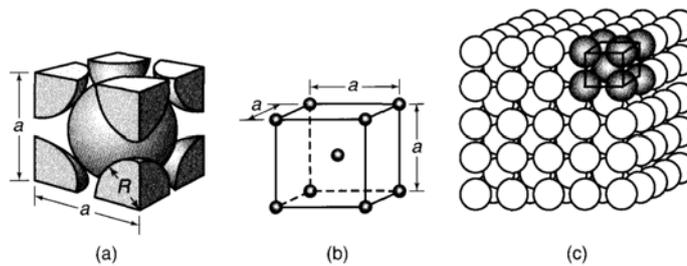


Figura 2.2.1: Reticolo cubico a corpo centrato: (a) modello a sfere rigide, (b) disposizione degli atomi in una cella elementare, (c) singolo cristallo con tante celle elementari.

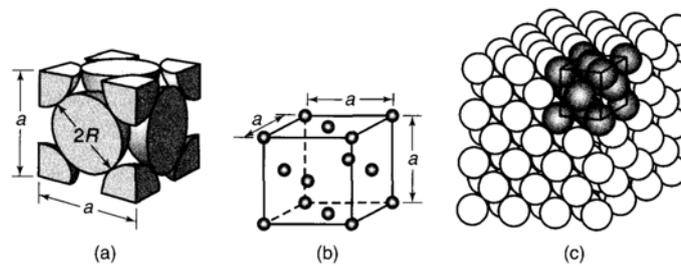


Figura 2.2.2: Reticolo cubico a facce centrate: (a) modello a sfere rigide, (b) disposizione degli atomi in una cella elementare, (c) singolo cristallo con tante celle elementari.

energia. Ad esempio, l'alluminio tenderà a formare un reticolo cubico a facce centrate perché questa è la disposizione che richiede il livello minimo di energia, si noti però come al variare della temperatura il materiale possa a sua volta modificare la propria struttura cristallina adattandola ad una nuova configurazione in grado di richiedere un'energia inferiore, un'esempio ne è il ferro che è capace di formare una

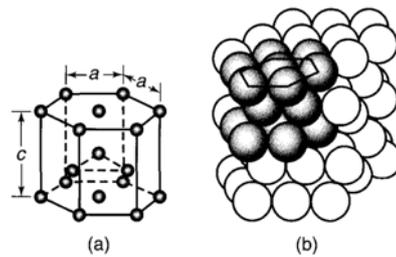


Figura 2.2.3: Reticolo esagonale compatto: (a) disposizione degli atomi in una cella elementare, (b) singolo cristallo con tante celle elementari.

struttura a corpo centrato solo quando la temperatura è inferiore ai 912°C o superiore ai 1394°C , questa configurazione prende il nome di ferro alpha; invece quando la temperatura è compresa in questo range termico il ferro forma una struttura a facce centrate e questo prende nome di ferro gamma.

2.3 Grano e bordo grano

Quando il materiale cambia la propria fase da liquida a solida si ha la formazione, in posizioni casuali e non correlate, di cristalli; ciascuno di questi cresce fino a diventare un reticolo cristallino o grano. Nel caso di metalli puri si può dire che ogni grano consiste in un singolo cristallo mentre quando si parla di leghe ci si riferisce ad un policristallo.

Il numero e la dimensione di ogni grano dipende dalla velocità di nucleazione, ovvero dallo stage iniziale di formazione del cristallo; ragionando a unità di volume, quando questa velocità è alta, il numero di grani sarà elevato e quindi la dimensione di ciascuno sarà ridotta, invece se la velocità di accrescimento del grano è alta (comparata con la velocità di nucleazione) cala la quantità di grani e di conseguenza la dimensione del grano sarà più larga.

In generale è possibile dire che processi di raffreddamento più rapidi portano alla formazione di grani di dimensione inferiore rispetto a processi di raffreddamento più lenti. Si tende a preferire dimensioni di grano ridotto quando si vuole un metallo più duro, invece una dimensione più elevata quando si desidera una migliore duttilità del materiale.

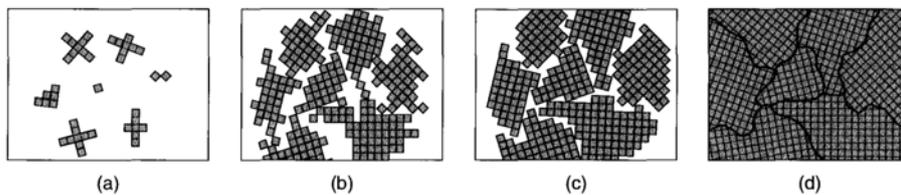


Figura 2.3.1: Passaggio di fase da liquida a solida e processo di formazione dei grani. (a) Nucleazione di cristalli in posizioni random del metallo fuso. Ogni cristallo ha una direzione di cristallizzazione diversa. (b) e (c) mostrano la crescita dei cristalli man mano che il materiale solidifica. (d) Metallo è in fase solida e il grano ora presenta una struttura di bordo.

Facendo riferimento alla fig.2.3.1(d), è possibile notare come l'accrescimento di ogni grano possa interferire con quelli adiacenti andando a creare dei punti di contatto. Le superfici che separano i grani individuali sono definite bordi di grano. Si noti come la direzione di cristallizzazione di ogni grano cambi in modo netto prima e dopo i bordi. La grande concentrazioni di grani aventi orientazioni di cristalliz-

zazione casuali fanno sì che il comportamento del materiale sia di tipo isotropo e quindi le sue proprietà non varino con la direzione di analisi.

2.4 Prova di trazione monoassiale

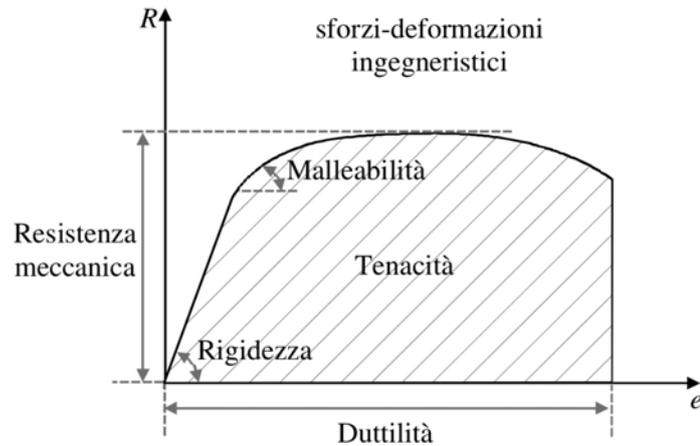


Figura 2.4.1: Risultati ottenibili dalla prova di trazione monoassiale

La prova di trazione è il metodo più comune per determinare le proprietà meccaniche dei materiali come resistenza, duttilità, modulo elastico, deformazione e incrudimento. Tale prova necessita dell'utilizzo di un provino che dovrà essere fissato adeguatamente alle ganasce della macchina; agendo a velocità di tiro costante, in direzione ortogonale alla sezione del provino, una cella di carico avrà il compito di determinare il valore della forza in funzione della corsa sviluppata mentre un estensometro misurerà la deformazione corrente. Il test si conclude quando si arriva alla rottura del provino.

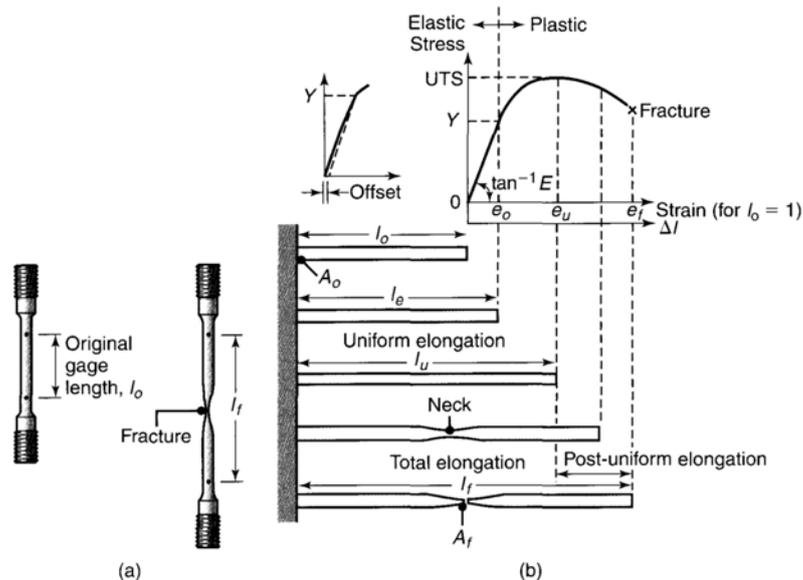


Figura 2.4.2: (a) Provino standard prima e dopo la prova di trazione. (b) Comportamenti del provino durante la prova di trazione.

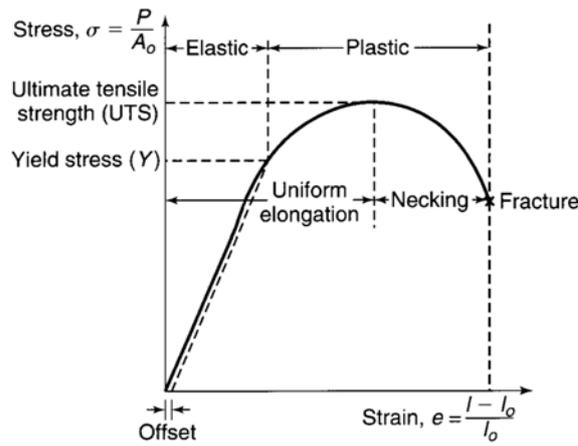


Figura 2.4.3: Caratteristiche della curva (σ - e)

In fig.2.4.2(b) e fig.2.4.3 si può esaminare il grafico tensione-deformazione (σ - e) di un provino generico sottoposto a prova di trazione. La curva mostrata è composta da vari tratti:

- Tratto elastico ($0 - Y$), corrisponde ad un tratto lineare in cui il materiale può ritornare alle condizioni di partenza a meno di un *offset*. Solo in questa regione, lo stress obbedisce alla legge di Hooke: $\sigma = E\epsilon$.
- Tratto plastico ($Y - Frattura$), qui la deformazione non è reversibile e il materiale cambia in modo permanente le sue caratteristiche. Si mettono in luce le seguenti zone:
 - Snervamento (σ_y): primo luogo della curva in cui il materiale inizia a deformarsi plasticamente.
 - UTS: luogo della curva in cui si ha il massimo valore di tensione, è definito come tensione ultima a trazione.
 - Necking: tratto post UTS in cui la deformazione non è più omogenea a causa della variazione della sezione del provino. Ha luogo uno stato tensionale triassiale, le formule monoassiali devono essere corrette per tenere conto di tale fenomeno.
 - Frattura: Si ha la rottura del provino, il test si conclude.

2.5 Curva Tensione-Deformazione ingegneristica

Si definisce curva ingegneristica quando i parametri di stress e deformazione sono calcolati rispettivamente nel modo seguente:

$$\sigma = \frac{F}{A_0} \quad (2.5.1)$$

con F il carico applicato e A_0 la sezione del provino prima della deformazione.

$$e = \frac{l - l_0}{l_0} \quad (2.5.2)$$

con l la lunghezza istantanea del provino e l_0 la lunghezza prima della deformazione. Si noti come lo stato di tensione non tenga conto di un possibile cambiamento di sezione A che si può manifestare durante la prova di trazione.

2.6 Curva Tensione-Deformazione reale

Come è stato visto, la curva ingegneristica di trazione fornisce i valori caratteristici di tensione di rottura, di snervamento e UTS che vengono utilizzati per la verifica e la progettazione. Tale curva però non permette di descrivere, in modo adeguato, cosa accade dopo aver raggiunto la tensione di snervamento: la formulazione adottata per il calcolo di stress e deformazione fa riferimento a grandezze nominali non capaci di variare nel tempo. Se lo scopo della prova è quello di descrivere con maggiore precisione il comportamento del materiale, è necessario utilizzare i valori istantanei di lunghezza e sezione del materiale. Vengono introdotte le equazioni reali:

$$\sigma_t = \frac{F}{A} \quad (2.6.1)$$

con F il carico applicato e A la sezione istantanea del provino. È possibile correlare il valore di σ_{true} con il valore ingegneristico moltiplicando e dividendo la formula precedente per il valore della sezione originaria:

$$\sigma_t = \frac{F}{A} * \frac{A_0}{A_0} = \frac{F}{A_0} * \frac{A_0}{A} \quad (2.6.2)$$

sapendo inoltre che il volume del materiale rimane costante prima e dopo la deformazione:

$$A_0 l_0 = A l \quad (2.6.3)$$

è possibile definire il rapporto d'area come:

$$\frac{A_0}{A} = \frac{l}{l_0} = \frac{l_0 + (l - l_0)}{l_0} = 1 + \frac{l - l_0}{l_0} = 1 + e \quad (2.6.4)$$

che permette di correlare la tensione reale alla tensione e deformazione ingegneristica:

$$\sigma_t = \frac{F}{A_0} * \frac{A_0}{A} = \sigma(1 + e) \quad (2.6.5)$$

La deformazione reale viene espressa mediante l'integrale:

$$\epsilon = \int \frac{dl}{l} = \ln\left(\frac{l}{l_0}\right) \quad (2.6.6)$$

con l la lunghezza istantanea del provino e l_0 la lunghezza prima della deformazione. Anche in questo caso è possibile avere una correlazione con il valore di deformazione ingegneristico:

$$\epsilon = \ln\left(\frac{l}{l_0}\right) = \ln\left(\frac{l_0 + (l - l_0)}{l_0}\right) = \ln\left(1 + \frac{l - l_0}{l_0}\right) = \ln(1 + e) \quad (2.6.7)$$

Infine è possibile ottenere i seguenti legami:

$$\sigma_t = \sigma * (1 + e) \quad (2.6.8)$$

$$\epsilon = \ln(1 + e) \quad (2.6.9)$$

Per piccoli valori di deformazione le equazioni di e ed ϵ portano a risultati simili ma per grandi deformazioni i risultati divergono rapidamente.

Si prenda per esempio un campione alto 50mm e lo si comprima fino ad una altezza pari a 0, le due equazioni ci permettono di dire come si comporta la deformazione:

$$e = \frac{l - l_0}{l_0} = \frac{0 - 50}{50} = -1 \quad (2.6.10)$$

$$\epsilon = \ln\left(\frac{l}{l_0}\right) = \ln\left(\frac{0}{50}\right) = -\infty \quad (2.6.11)$$

È possibile dire che le equazioni reali sono più attinenti con la fisica del problema.

2.7 Tracciamento della curva Tensione-Deformazione

Una volta eseguita la prova di trazione è possibile ricavare il diagramma tensione – deformazione ingegneristico partendo dal diagramma forza – corsa restituito dalla macchina: si divide la F istantanea per la sezione originaria A_0 e si determina il valore della deformazione rapportando la differenza di lunghezza con la lunghezza originaria l_0 . Avendo rapportato le due equazioni con delle grandezze costanti, il grafico tensione – deformazione avrà lo stesso andamento di quello precedente, si veda fig.2.7.1(a) e fig.2.7.1(b).

Se si vuole determinare la curva reale sarà fondamentale dividere la forza per la sezione del provino istantanea A e impiegare il logaritmo naturale per il calcolo della deformazione, fig.2.7.1(c).

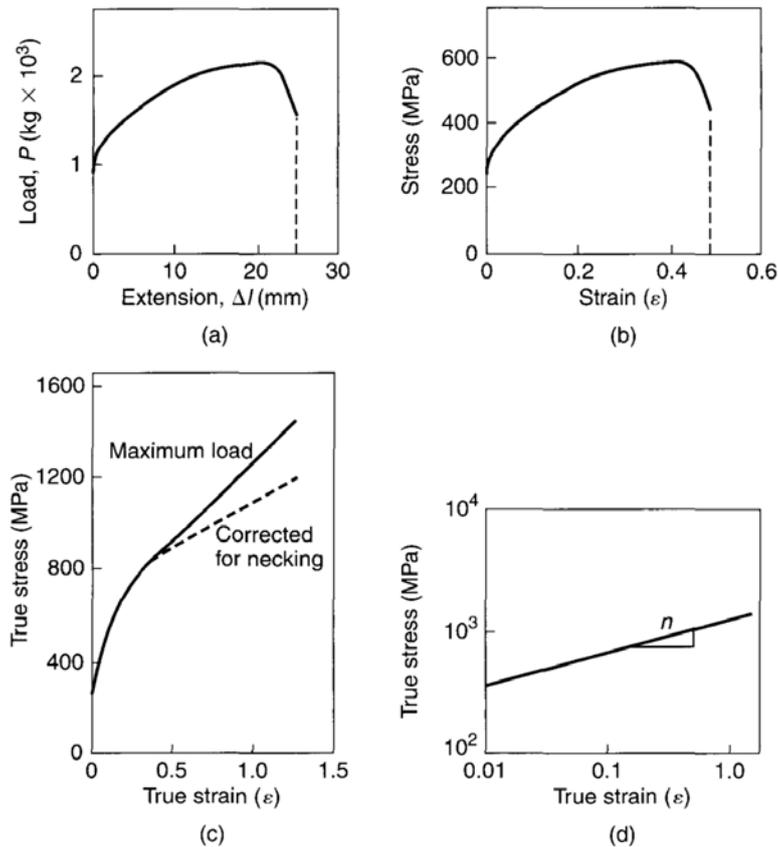


Figura 2.7.1: (a) Curva forza-allungamento. (b) Curva ingegneristica. (c). Curva reale. (d) Curva reale in scala log – log con fattore correttivo dovuto dal fatto che in prossimità di strizione (necking) si ha la presenza di uno stato di tensione triassiale.

Quando la lavorazione è svolta a freddo è possibile identificare un legame tra σ e ϵ mediante la legge di *Hollomon*:

$$\sigma = K\epsilon^n \quad (2.7.1)$$

- ϵ è la deformazione plastica.
- σ è la tensione nella direzione corrispondente. ($\sigma \geq \sigma_{\text{snervamento}}$)
- K è una costante del materiale che dipende anche dalla temperatura, questa coincide con σ quando $\epsilon = 1$, varia tra 400 – 1000 MPa.
- n è l'esponente di incrudimento del materiale dipendente dalla temperatura.

- vale se il processo avviene a freddo.

Quando la lavorazione è svolta a caldo, ovvero quando il processo di deformazione avviene ad una temperatura superiore a quella di ricristallizzazione del materiale, si usa la seguente legge di flusso plastico:

$$\sigma = C\dot{\epsilon}^m \quad (2.7.2)$$

Con C ed m dipendenti dal materiale e dalla temperatura, invece $\dot{\epsilon}$ rappresenta la velocità di deformazione.

2.8 Effetto della velocità di deformazione

Tale velocità è definita come il rapporto tra la deformazione sul tempo. Per la deformazione ingegneristica si ha:

$$\dot{\epsilon} = \frac{de}{dt} = \frac{d\left(\frac{l-l_0}{l_0}\right)}{dt} = \frac{1}{l_0} \frac{dl}{dt} = \frac{v}{l_0} \quad (2.8.1)$$

Invece per la deformazione reale:

$$\dot{\epsilon} = \frac{d\epsilon}{dt} = \frac{d\left(\ln\left(\frac{l}{l_0}\right)\right)}{dt} = \frac{1}{l} \frac{dl}{dt} = \frac{v}{l} \quad (2.8.2)$$

Solo le lavorazioni a caldo, $\sigma = C\dot{\epsilon}^m$, sono funzione della velocità di deformazione. Ciò ne consegue che basse velocità di deformazione permettono un abbassamento della curva $\sigma - \epsilon$ mentre al contrario, un aumento della velocità di deformazione porta ad un innalzamento di tale curva. Vedere fig.2.8.1 per un confronto diretto tra σ e $\dot{\epsilon}$.

Un processo a freddo invece, $\sigma = K\epsilon^n$, non è interessato dalla velocità di deformazione permettendo così di diminuire il tempo di produzione e aumentare la produttività.

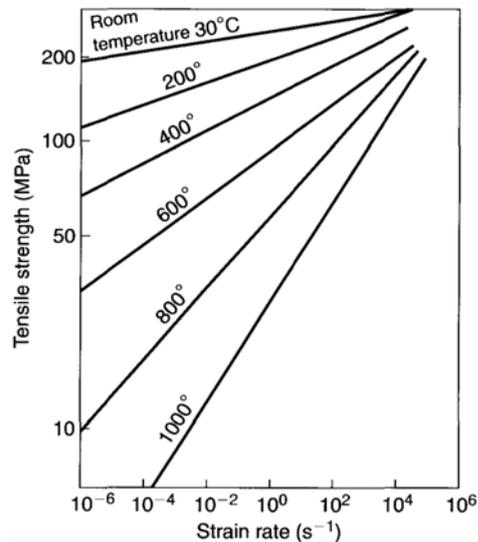


Figura 2.8.1: Esempio generico di un materiale soggetto ad una variazione di velocità di deformazione e ad una variazione di temperatura

2.9 Effetto della Temperatura

All'aumentare della temperatura si nota un aumento nella duttilità, inoltre la tensione di snervamento e il modulo elastico decrescono.

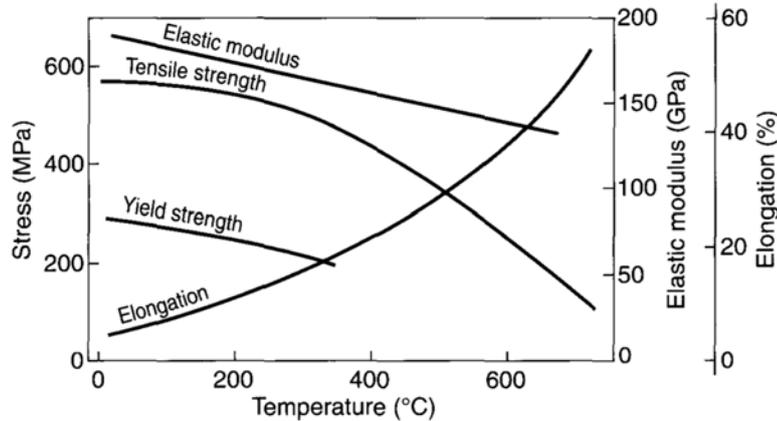


Figura 2.9.1: Esempio generico di un materiale soggetto ad una variazione di temperatura

Analizzando il diagramma tensione-deformazione, a parità di materiale, è possibile vedere come l'incremento della temperatura porti ad avere grafici diversi a seconda della tipologia di reticolo cubico. La tensione ultima a trazione decresce all'aumentare della temperatura.

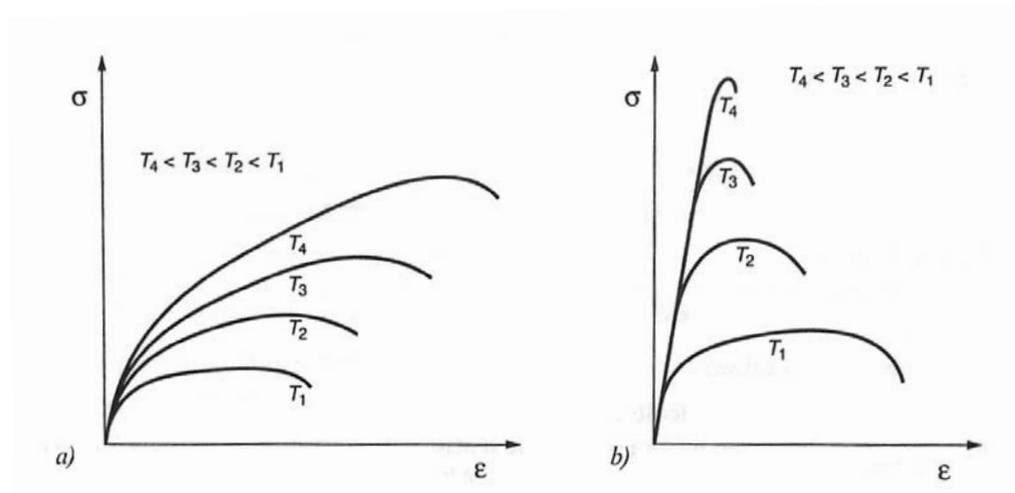


Figura 2.9.2: Comportamento della curva $\sigma - \epsilon$ in funzione della temperatura: (a) caso generico per metalli con reticolo cubico a facce centrate. (b) caso generico per metalli a reticolo cubico a corpo centrato.

2.10 Stato tensionale triassiale

Fino a questo momento, è stato trattato il comportamento meccanico dei materiali soggetti ad una sollecitazione univocamente monoassiale. Tale considerazione però, non si appresta ad essere sempre verificata nel processo di lavorazione scelto. Ad esempio, nella prova di trazione monoassiale, era stato osservato come in presenza di strizione (necking), la sezione del provino subisse una deformazione non più omogenea in grado di non rispettare le formulazioni adottate nel calcolo del grafico tensione – deformazione. Anche nelle lavorazioni di trafilatura, estrusione o im-

bottitura si riscontra uno stato tensionale multiassiale.

A seguito di tale fenomeno non più omogeneo, si rende opportuno identificare [2]:

- un criterio per trasformare un generico stato di sollecitazione multiassiale in uno monoassiale equivalente;
- un criterio per la valutazione di quando il materiale inizia a deformarsi plasticamente;
- una formulazione tra sforzo e deformazione agente nel tratto plastico: determinato l'inizio del tratto plastico termina la validità della legge elastica di Hooke, è necessario trovare una nuova relazione;
- se si è in presenza di pareti che confinano il materiale, è necessario considerare l'attrito sviluppato tra essi.

Il parametro di sforzo equivalente (flow stress), è identificato da $\bar{\sigma}$.

2.10.1 *Tensore degli sforzi*

Si prendano ora in considerazione le 9 componenti del tensore degli sforzi ottenute tramite l'analisi del tetraedo di Cauchy:

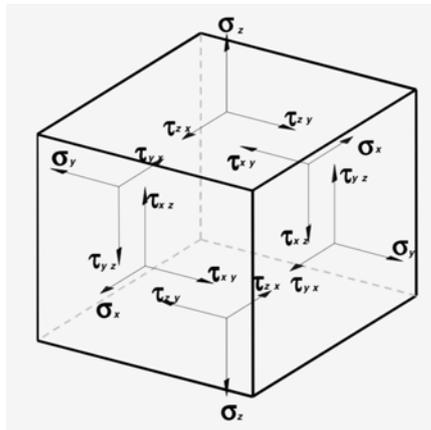


Figura 2.10.1.1: Visualizzazione delle tensioni agenti sulle facce di un cubetto elementare.

In notazione matriciale è possibile definire tale tensore come:

$$\mathbf{T} = \begin{pmatrix} \sigma_x & \tau_{xy} & \tau_{xz} \\ \tau_{xy} & \sigma_y & \tau_{yz} \\ \tau_{xz} & \tau_{yz} & \sigma_z \end{pmatrix} \quad (2.10.1.1)$$

Considerando le ipotesi di isotropia e omogeneità del materiale, il tensore degli sforzi è simmetrico e i suoi autovalori sono reali. È possibile calcolare il tensore \mathbf{T} in un sistema di assi principali:

$$\mathbf{T} = \begin{pmatrix} \sigma_1 & 0 & 0 \\ 0 & \sigma_2 & 0 \\ 0 & 0 & \sigma_3 \end{pmatrix} \quad (2.10.1.2)$$

dove $\sigma_1 > \sigma_2 > \sigma_3$ e le componenti di taglio (τ) sono nulle.

Nel caso in cui una tensione principale è nulla si parla di stato tensionale piano, mentre se due tensioni principali sono nulle si parla di stato tensionale monoassiale. Si calcola il determinante:

$$\det[\mathbf{T}] = \sigma_1 \sigma_2 \sigma_3 \quad (2.10.1.3)$$

è possibile vedere che la condizione di stato tensionale piano o monoassiale risulta valida se e solo se il determinante di \mathbf{T} è nullo.

Si definisce la sollecitazione idrostatica come la media delle componenti di stress principali:

$$\sigma_{idr} = \frac{1}{3}(\sigma_x + \sigma_y + \sigma_z) = \frac{1}{3}(\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3) \quad (2.10.1.4)$$

mentre la componente deviatorica è espressa dalla relazione:

$$\sigma'_x = \sigma_1 - \sigma_{idr} \quad (2.10.1.5)$$

tali valori possono essere combinati in modo da scomporre il tensore degli sforzi:

$$\begin{pmatrix} \sigma_x & \tau_{xy} & \tau_{xz} \\ \tau_{xy} & \sigma_y & \tau_{yz} \\ \tau_{xz} & \tau_{yz} & \sigma_z \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} \sigma'_x & \tau_{xy} & \tau_{xz} \\ \tau_{xy} & \sigma'_y & \tau_{yz} \\ \tau_{xz} & \tau_{yz} & \sigma'_z \end{pmatrix} + \begin{pmatrix} \sigma_{idr} & 0 & 0 \\ 0 & \sigma_{idr} & 0 \\ 0 & 0 & \sigma_{idr} \end{pmatrix} \quad (2.10.1.6)$$

Si vuole ora capire il significato della siffatta scomposizione, in particolare è possibile analizzare la prima componente tensoriale:

$$\begin{pmatrix} \sigma'_x & \tau_{xy} & \tau_{xz} \\ \tau_{xy} & \sigma'_y & \tau_{yz} \\ \tau_{xz} & \tau_{yz} & \sigma'_z \end{pmatrix} \quad (2.10.1.7)$$

questa contiene al proprio interno le componenti deviatoriche responsabili del cambio della geometria, ovvero sono responsabili dell'effettiva deformazione plastica.

Il secondo tensore invece:

$$\begin{pmatrix} \sigma_{idr} & 0 & 0 \\ 0 & \sigma_{idr} & 0 \\ 0 & 0 & \sigma_{idr} \end{pmatrix} \quad (2.10.1.8)$$

è costituito dalle componenti medie o idrostatiche, poiché queste corrispondono esattamente allo stato di sforzo cui è soggetto un corpo immerso in un fluido ad una data pressione. Tale componente non può essere responsabile di deformazione plastica poiché non genera sforzi di taglio e quindi non permette lo scorrimento tra i piani cristallini. Le componenti medie sono solo in grado di causare contrazioni o espansioni del volume, che restano però in campo elastico.

2.10.2 *Tensore delle deformazioni*

Si vuole ora analizzare il tensore delle deformazioni, questo è definito come:

$$\epsilon = \begin{pmatrix} \epsilon_{xx} & \frac{1}{2}\gamma_{xy} & \frac{1}{2}\gamma_{xz} \\ \frac{1}{2}\gamma_{xy} & \epsilon_{yy} & \frac{1}{2}\gamma_{yz} \\ \frac{1}{2}\gamma_{xz} & \frac{1}{2}\gamma_{yz} & \epsilon_{zz} \end{pmatrix} \quad (2.10.2.1)$$

dove le componenti miste del tensore sono state essere espresse come deformazioni angolari.

Si continua ora con l'analogia col tensore degli sforzi, anche in questo caso è possibile dimostrare che, sempre nel caso di materiale isotropo e omogeneo, esistono tre assi linearmente indipendenti dove le componenti di deformazione angolare sono nulle:

$$\epsilon = \begin{pmatrix} \epsilon_1 & 0 & 0 \\ 0 & \epsilon_2 & 0 \\ 0 & 0 & \epsilon_3 \end{pmatrix} \quad (2.10.2.2)$$

Dalla fig.2.10.2.1 è possibile vedere come i termini di ϵ_1 , ϵ_2 e ϵ_3 rappresentano la variazione di volume che un cubo generico subisce in seguito all'azione di deformazione principale.

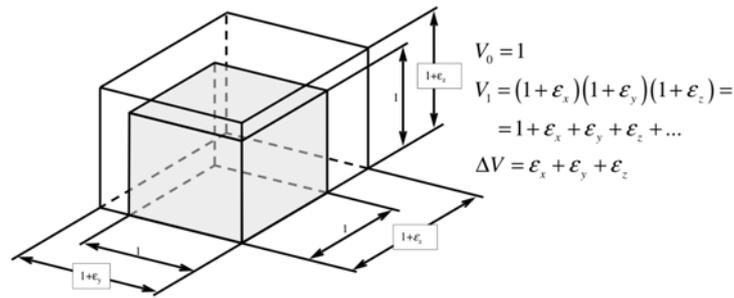


Figura 2.10.2.1: Visualizzazione delle deformazioni agenti sulle facce di un cubetto elementare.

Quando la deformazione raggiunge il campo plastico, la deformazione complessiva risulta essere pari al contributo di deformazione elastica più quella plastica:

$$\varepsilon = \varepsilon^{el} + \varepsilon^{pl} \quad (2.10.2.3)$$

In campo plastico vige la condizione di incomprimibilità, ovvero si mantiene la costanza del volume:

$$\varepsilon_1^{pl} + \varepsilon_2^{pl} + \varepsilon_3^{pl} = 0 \quad (2.10.2.4)$$

2.10.3 Criteri di snervamento

La verifica di resistenza ha lo scopo di stabilire se lo stato tensionale dell'elemento analizzato è tale da provocarne il cedimento inteso come rottura o snervamento. Lo scopo è quello di mettere in relazione, la tensione di snervamento σ_y , ottenuta dalla prove di trazione monoassiale, con la resistenza dell'elemento soggetto a uno stato di tensione in genere biassiale o triassiale. A questo scopo, in base all'osservazione sperimentale del meccanismo fisico con cui il materiale giunge allo stato limite, sono state sviluppate diverse teorie che prendono il nome di criteri di resistenza. Analizzato il comportamento del tensore degli sforzi, si vuole ora comprendere come si può ricondurre uno stato tensionale multiassiale ad uno equivalente, in grado di essere confrontato con uno stato tensionale monoassiale.

In letteratura esistono molteplici criteri, alcuni di questi, riportati da *Petrucci* [3] sono:

- Criterio della massima tensione positiva (*Gallileo*)
- Criterio della massima tensione normale (*Rankine-Navier*)
- Criterio della massima tensione tangenziale (*Tresca*)
- Equivalenza dell'energia di distorsione (*Von Mises-Hencky*)
- Equivalenza dell'energia di deformazione (*Beltrami-Haig*)

In seguito verranno illustrati i criteri più importanti.

CRITERIO DELLA MASSIMA TENSIONE TANGENZIALE - TRESCA Il criterio sviluppato da Tresca, permette di affermare che lo snervamento ha luogo quando il massimo valore di tensione tangenziale raggiunge o supera la massima tensione tangenziale in grado di provocare l'inizio dello snervamento in un provino dello stesso materiale soggetto ad una prova di trazione monoassiale.

Si consideri un provino soggetto a prova di trazione. La sua tensione tangenziale massima allo snervamento è data da:

$$\tau_y = \frac{1}{2}(\sigma_y - 0) = \frac{1}{2}\sigma_y \quad (2.10.3.1)$$

Per uno stato tensionale generico, le tensioni di taglio massime agenti nei piani principali sono:

$$\tau_{ij} = \frac{1}{2}(\sigma_i - \sigma_j) \quad (2.10.3.2)$$

con $i, j = 1, 2, 3; i \neq j$

Lo snervamento ha luogo quando $\tau_{\max} = \tau_y$ ovvero:

$$\max\left[\frac{1}{2}|\sigma_i - \sigma_j|\right] = \frac{1}{2}\sigma_y \quad (2.10.3.3)$$

Infine, la tensione equivalente è possibile confrontarla con il valore di tensione ammissibile:

$$\sigma_{amm} = \frac{\sigma_s}{n} \quad (2.10.3.4)$$

dove n rappresenta un coefficiente di sicurezza.

Se si applica tale criterio sul piano di Mohr è possibile vedere:

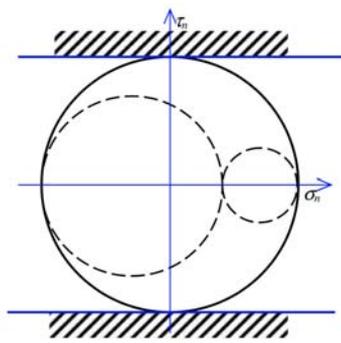


Figura 2.10.3.1: Rappresentazione del criterio di Tresca mediante cerchi di Mohr.

Gli stati di tensione limite sono rappresentati da cerchi tangenti alla retta superiore $\tau = +\sigma_y$ e quella inferiore $\tau = -\sigma_y$. Per evitare lo snervamento, il cerchio di Mohr principale deve rimanere entro i limiti appena definiti.

Il criterio di Tresca, è in grado di considerare solo le tensioni massime e minime, trascurando la presenza di tensioni intermedie. Sapendo inoltre che lo snervamento nei materiali duttili è causato dallo scorrimento dei piani cristallini lungo le superfici di massimo sforzo tangenziale, tale criterio trova perfetta valenza solo per materiali dal comportamento simmetrico e duttile.

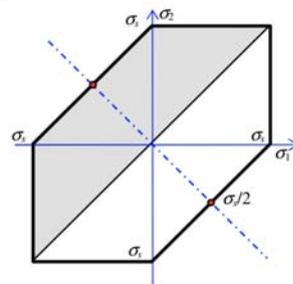


Figura 2.10.3.2: Criterio di Tresca rappresentato in condizione di stato tensionale piano. σ_s sono le tensioni di snervamento.

Nel piano delle sollecitazioni principali, il criterio della massima tensione tangenziale definisce un dominio di resistenza di forma esagonale i cui punti caratteristici corrispondono alla sollecitazione di snervamento. Tale criterio non è utilizzabile per prevedere la rottura.

EQUIVALENZA DELL'ENERGIA DI DISTORSIONE - VON MISES-HENCKY L'idea di tal criterio poggia le proprie basi sul fatto che ogni corpo, soggetto a sollecitazione elastica, subisce un cambio di forma e/o di volume.

L'energia necessaria a portare ad una variazione delle caratteristiche geometriche è accumulata nel corpo sotto forma di energia elastica:

$$U_e = \frac{1}{2} \sigma \epsilon = \frac{1}{2} E \sigma^2 \quad (2.10.3.5)$$

ciò nonostante, esiste un limite tale per cui il materiale non è più in grado di assorbire tale energia di distorsione; questa sarebbe in grado di modificare solo la forma e non il volume. Superato tale valore limite, il corpo è soggetto a snervamento.

Il criterio della massima energia di distorsione afferma che lo snervamento avviene quando l'energia di distorsione, uguaglia od oltrepassa la soglia energetica in grado di snervare lo stesso materiale quando questo è soggetto ad una prova di trazione monoassiale.

L'energia di deformazione totale data dalle componenti di sforzo principali è:

$$U = U_1 + U_2 + U_3 = \frac{1}{2E} [\sigma_1^2 + \sigma_2^2 + \sigma_3^2 - 2\nu(\sigma_1\sigma_2 + \sigma_1\sigma_3 + \sigma_2\sigma_3)] \quad (2.10.3.6)$$

Si riprendono in considerazione le componenti idrostatiche σ_{idr} del tensore degli sforzi, infatti era stato osservato come tali sollecitazioni fossero responsabili della sola variazione di volume all'interno del corpo. Invece, le componenti deviatoriche σ' erano state ritenute responsabili della distorsione della forma del cubetto.

Sostituendo:

$$\sigma_{idr} = \frac{1}{3}(\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3) \quad (2.10.3.7)$$

all'equazione dell'energia di deformazione totale, si ottiene l'energia di deformazione dovuta alla sola variazione volumetrica:

$$U_v = \frac{1}{2E} [3\sigma_{idr}^2 - 6\nu\sigma_{idr}^2] = \frac{(1-2\nu)}{2E} 3\sigma_{idr}^2 = \frac{(1-2\nu)}{6E} (\sigma_1^2 + \sigma_2^2 + \sigma_3^2)^2 \quad (2.10.3.8)$$

ovvero:

$$U_v = \frac{1-2\nu}{6E} [\sigma_1^2 + \sigma_2^2 + \sigma_3^2 + 2(\sigma_1\sigma_2 + \sigma_1\sigma_3 + \sigma_2\sigma_3)] \quad (2.10.3.9)$$

Per ottenere l'energia di distorsione U_d , è sufficiente eseguire la differenza tra l'energia totale e l'energia dovuta alla variazione volumetrica:

$$U_d = U - U_v = \frac{1+\nu}{3E} [\sigma_1^2 + \sigma_2^2 + \sigma_3^2 - (\sigma_1\sigma_2 + \sigma_1\sigma_3 + \sigma_2\sigma_3)] \quad (2.10.3.10)$$

inoltre quando $\sigma_1 = \sigma_2 = \sigma_3$ l'energia di distorsione è nulla.

Applicando tale criterio alla prova di trazione, in corrispondenza dello snervamento si ha $\sigma_1 = \sigma_y$, $\sigma_2 = \sigma_3 = 0$. L'energia di deformazione viene così modificata:

$$U_d = \frac{1+\nu}{3E} \sigma_y^2 \quad (2.10.3.11)$$

Uguagliando l'equazione dell'energia di distorsione modificata nel caso di trazione con l'equazione di distorsione generale, è possibile determinare il criterio di confronto:

$$\sigma_1^2 + \sigma_2^2 + \sigma_3^2 - (\sigma_1\sigma_2 + \sigma_1\sigma_3 + \sigma_2\sigma_3) = \sigma_y^2 \quad (2.10.3.12)$$

$$\sqrt{\sigma_1^2 + \sigma_2^2 + \sigma_3^2 - (\sigma_1\sigma_2 + \sigma_1\sigma_3 + \sigma_2\sigma_3)} = \sigma_y \quad (2.10.3.13)$$

La relazione precedente, permette di definire uno stato di tensione equivalente da confrontare con quella ammissibile:

$$\sigma_e = \sqrt{\sigma_1^2 + \sigma_2^2 + \sigma_3^2 - (\sigma_1\sigma_2 + \sigma_1\sigma_3 + \sigma_2\sigma_3)} = \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_1 - \sigma_3)^2} \quad (2.10.3.14)$$

Se si prende in considerazione un sistema di assi non principale, l'equazione precedente diventa:

$$\sigma_e = \sqrt{\sigma_x^2 + \sigma_y^2 + \sigma_z^2 - (\sigma_x \sigma_y + \sigma_x \sigma_z + \sigma_y \sigma_z) + 3(\tau_{xy}^2 + \tau_{xz}^2 + \tau_{yz}^2)} \quad (2.10.3.15)$$

Supponendo uno stato tensionale piano, $\sigma_3 = 0$, le due equazioni scritte diventano rispettivamente:

$$\sigma_e = \sqrt{\sigma_1^2 + \sigma_2^2 - \sigma_1 \sigma_2} = \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + \sigma_1^2 + \sigma_2^2} \quad (2.10.3.16)$$

quando il sistema di assi è principale. Invece per un sistema non principale:

$$\sigma_e = \sqrt{\sigma_x^2 + \sigma_y^2 - \sigma_x \sigma_y + 3\tau_{xy}^2} \quad (2.10.3.17)$$

In presenza di uno stato tensionale puramente tangenziale, $\sigma_1 = \tau$ e $\sigma_2 = -\sigma_1$, rispetto allo snervamento si ottiene:

$$\tau_y = 0.577\sigma_y \quad (2.10.3.18)$$

Tale criterio trova valenza per materiali dal comportamento simmetrico e duttile, è in grado di considerare tutte le tensioni in gioco ma non può essere impiegato per predire il comportamento a rottura in quanto, anche questo criterio, è basato su grandezze valide in solo campo elastico.

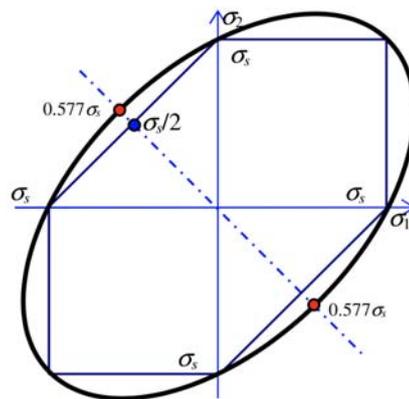


Figura 2.10.3.3: Criterio di VonMises in nero e Tresca in blu. Nel caso di deformazione piana è possibile vedere la forma di un'ellisse.

2.10.4 La strizione nella prova di trazione monoassiale

Nell'esecuzione della prova di trazione monoassiale, si era già visto che in prossimità della strizione lo stato di sforzo passa da monoassiale a triassiale, ovvero:

$$\bar{\sigma} \neq \sigma = F/A \quad (2.10.4.1)$$

I motivi per cui si ha lo strizionamento del provino, risulta dalla combinazione dell'incrudimento e della riduzione della sezione resistente. Risulta necessaria applicare una correzione dei valori ottenuti dalla prova di trazione per tenere conto dell'effetto della strizione.

Per identificare il punto in cui il materiale è soggetto a strizione, è necessario identificare il carico istantaneo massimo [2].:

$$\frac{dF}{d\bar{\epsilon}} = 0 \quad (2.10.4.2)$$

Sapendo che:

$$F = A\bar{\sigma} \quad (2.10.4.3)$$

$$\epsilon = \ln \frac{l}{l_0} = \ln \frac{A_0}{A} \quad (2.10.4.4)$$

$$A = A_0 e^{-\bar{\epsilon}} \quad (2.10.4.5)$$

segue che la forza può essere composta da:

$$F = A\bar{\sigma} = A_0 e^{-\bar{\epsilon}} \bar{\sigma} \quad (2.10.4.6)$$

dove $\bar{\sigma}$ rappresenta lo sforzo effettivo e $\bar{\epsilon}$ la deformazione effettiva.
Ritornando alla determinazione del punto di massimo:

$$\frac{dF}{d\bar{\epsilon}} = \frac{A_0 e^{-\bar{\epsilon}} \bar{\sigma}}{d\bar{\epsilon}} = A_0 \left(\frac{d\bar{\sigma}}{d\bar{\epsilon}} e^{-\bar{\epsilon}} - \bar{\sigma} e^{-\bar{\epsilon}} \right) = 0 \quad (2.10.4.7)$$

che risulta vero quando:

$$\frac{d\bar{\sigma}}{d\bar{\epsilon}} = \bar{\sigma} \quad (2.10.4.8)$$

Utilizzando la legge di Hollomon:

$$\bar{\sigma} = K\bar{\epsilon}^n \quad (2.10.4.9)$$

la si può derivare nel seguente modo:

$$\frac{d\bar{\sigma}}{d\bar{\epsilon}} = Kn\bar{\epsilon}^{n-1} \quad (2.10.4.10)$$

e sapendo che deve rimanere valida la condizione di annullamento:

$$\frac{d\bar{\sigma}}{d\bar{\epsilon}} = \bar{\sigma} = Kn\bar{\epsilon}^{n-1} = \bar{\sigma} = K\bar{\epsilon}^n \quad (2.10.4.11)$$

da questa uguaglianza è possibile verificare che quando il materiale è in strizione:

$$\bar{\epsilon}_n = n \quad (2.10.4.12)$$

ovvero, la deformazione corrispondente alla strizione è pari all'indice di incrudimento del materiale. All'aumentare di n si ha una migliore formabilità.

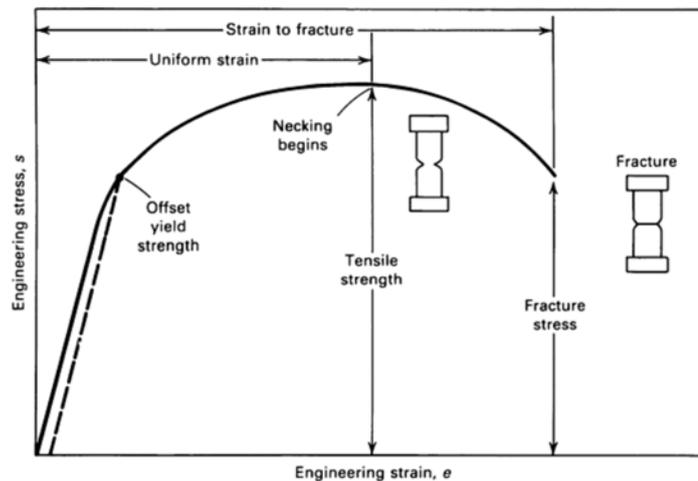


Figura 2.10.4.1: Localizzazione della zona di strizione nel grafico tensione – deformazione.

2.11 Frattura del materiale

La prova di trazione si conclude tipicamente, salvo prova di durezza, nella rottura del provino. Tale effetto è provocato dall'insorgere di una frattura all'interno del materiale che ne permette la separazione. Facendo riferimento a quanto espresso in letteratura, è possibile distinguere due tipologie di frattura:

- **Frattura duttile:** questa tipologia di frattura è ottenibile in seguito ad una deformazione plastica; le sollecitazioni principali che governano la deformazione e la rottura duttile sono quelle di taglio, per questo motivo il piano di massimo scorrimento dei cristalli è inclinato a 45° rispetto all'asse di applicazione del carico, si veda fig.2.11.1(b), però non sempre questa orientazione è riscontrabile sulla superficie di rottura [6].

Prendendo in esame la fig.2.11.2, è possibile esaminare le varie fasi che portano alla frattura duttile a forma di cono-coppa in seguito ad una prova di trazione su un provino rettangolare. La strizione inizia a manifestarsi quando il materiale è soggetto a instabilità plastica, luogo in cui il continuo aumento della forza causato dall'incrudimento del materiale non riesce più a compensare il calo della sezione del provino. Questa condizione si manifesta quando $\epsilon_n = n$ e provoca l'introduzione di uno stato tensionale triassiale, fig.2.11.2(a). Conseguentemente, una componente idrostatica del tensore degli sforzi, agisce lungo gli assi del provino nel centro della zona soggetta a strizione, qui ha luogo la formazione di piccole cavità, visibili in fig.2.11.2 (b), che soggette ad una continua deformazione permettono la formazione di una crepa centrale, fig.2.11.2(c). Tale lesione continua a propagarsi lungo il piano di massimo scorrimento (45°) fino a raggiungere i bordi del provino fig.2.11.2(d), la parte superiore ha la forma di un cono mentre quella inferiore ha forma di una coppa. Quando la regione a forma di coppa viene vista dall'alto, presenta un aspetto molto fibroso.

In materiali molto duttili, come oro e piombo, è possibile riscontrare una strizione puntuale prima della rottura del provino fig.2.11.1(d), invece per molte leghe è possibile riscontrare un'area di strizione non nulla prima dell'insorgere della rottura fig.2.11.1(c), [3].

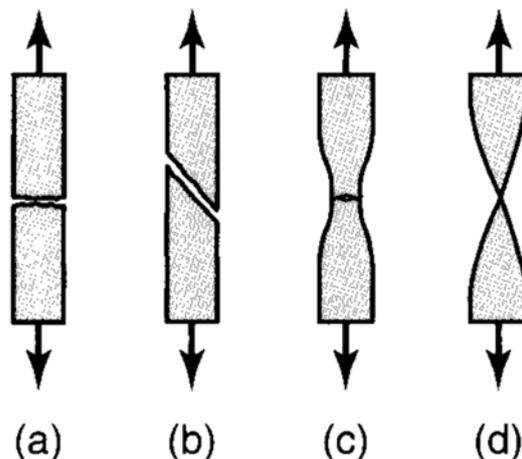


Figura 2.11.1: Varie tipologie di fratture osservabili in seguito ad una prova di trazione su un provino rettangolare: (a) Frattura fragile in un metallo policristallino. (b) Frattura duttile conseguente ad uno sforzo di taglio a 45° su un materiale a singolo cristallo. (c) Frattura duttile di tipo cono-coppa osservabile in un metallo policristallino. (d) Metallo policristallino soggetto a frattura completamente duttile interessato ad una riduzione del 100% dell'area prima della rottura.

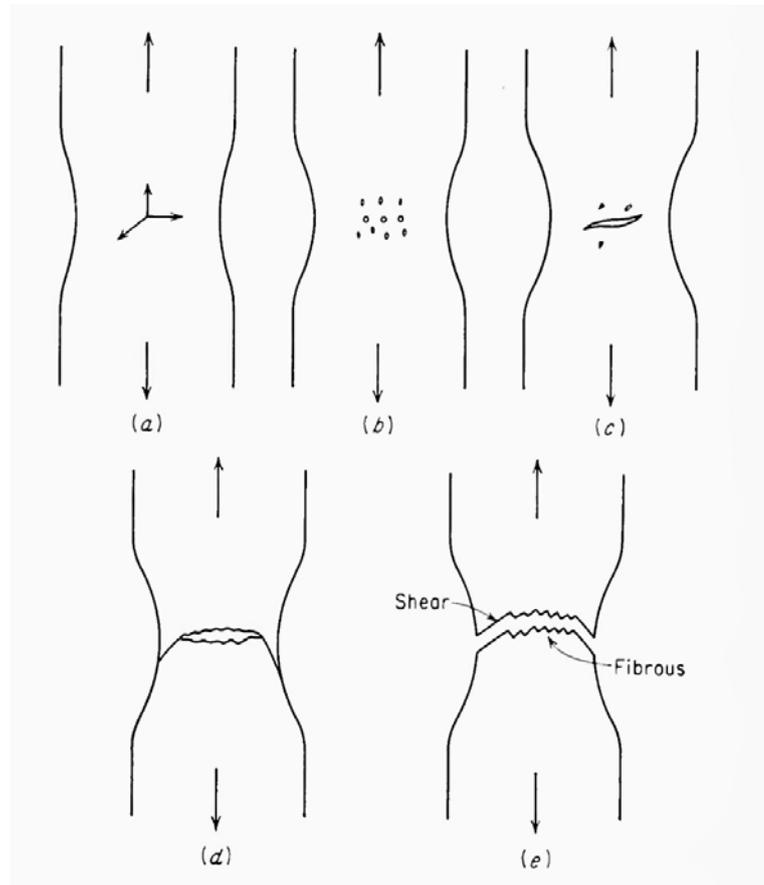


Figura 2.11.2: Fasi che portano alla formazione di una frattura duttile di tipo cono-coppa.

- **Frattura fragile:** questa tipologia avviene a seguito di una decoesione dei cristalli. Sono caratterizzate dall'assenza o quasi di deformazioni plastiche permanenti in prossimità dell'area soggetta alla frattura ma può comunque manifestarsi una deformazione plastica in altre parti non interessate dalla rottura. Si manifesta in modo netto e perpendicolare allo stress principale come in fig.2.11.1(a).

Segni caratteristici sulla superficie di frattura, puntano indietro verso il punto dove la frattura si è originata. Nel caso di acciai lisci, come piatti ad esempio, ci sono caratteristici segni a V, dovuti dall'effetto *Chevron*, che puntano verso l'origine della frattura. In molti casi questi segni sono di natura molto sottili e difficili da riconoscere a meno che non si punti una luce molto forte in modo da proiettarli sulla superficie.

Le fratture per fragilità possono avere in alcune parti schemi di linee radiali, o rughe, emanate dall'origine riproducendo il disegno di una ventola. Anche qui potrebbe essere difficile ritrovare lo schema senza una luce molto forte.

Fratture per fragilità di metalli estremamente duri, hanno piccoli o non visibili schemi di frattura, in questi casi è molto difficile individuare l'origine con certezza. Tale tipo di frattura può comportare a conseguenze disastrose per la struttura, sono quindi da evitare il più possibile.

In generale, basse temperature, alte velocità di deformazione o stati tensionali triassiali provocati da eventuali provini notched, possono promuovere l'insorgere di fratture fragili. [7]

Lo scaturire di una rottura per fragilità o per duttilità dipende da molteplici fattori:

- **Temperatura:** quando la temperatura scende al di sotto dei 0° scompare l'allungamento plastico e il materiale è più incline a rompersi per frattura

fragile.

- **Stati tensionali residui:** una tensione interna può favorire l'insorgere di frattura fragile.
- **Inclusioni:** intagli, fessurazioni, cricche facilitano l'insorgere di frattura fragile.
- **Composizione chimica:** un'alta percentuale di Ca e Si e la presenza di impurezze come P e S e altri gas imprigionati favoriscono una frattura fragile mentre Al e Ni favoriscono una frattura duttile.
- **Velocità di deformazione:** un aumento di tale velocità non permette l'insorgere del tratto di deformazione plastica, ciò comporta una riduzione dell'allungamento e della strizione che facilita l'insorgere di rottura fragile.

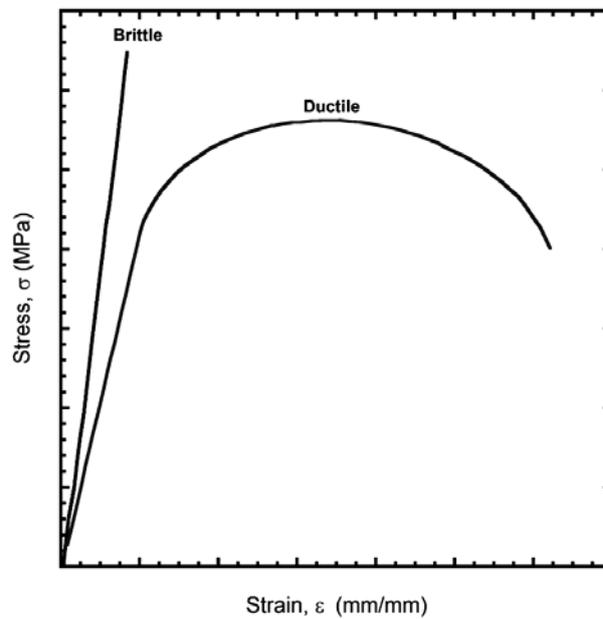


Figura 2.11.3: Differenza di andamento tra rottura fragile, in nero, e rottura duttile, in blu. L'integrale di ogni curva rappresenta l'energia assorbita.

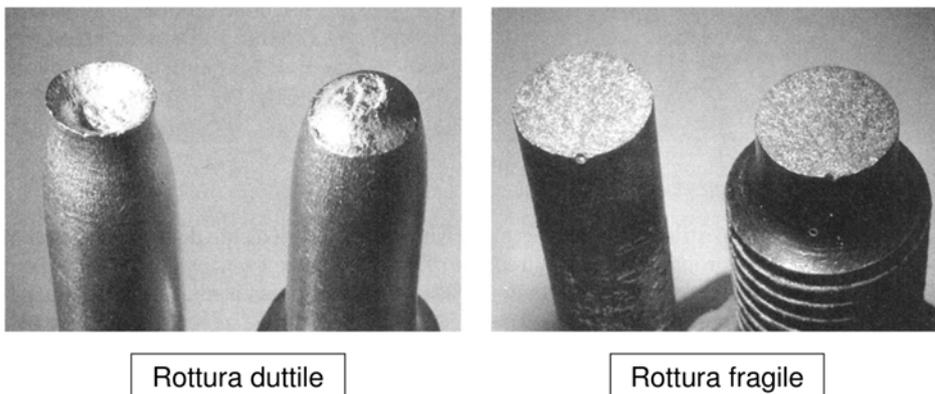


Figura 2.11.4: Esempi di rottura duttile e fragile. Nella rottura duttile si nota come il provino sia soggetto ad uno strizionamento dovuto dall'insorgere del tratto plastico mentre nella rottura fragile la sezione del provino rimane costante e il tratto plastico non ha tempo necessario per manifestarsi.

2.12 La geometria del provino nella prova di trazione monoassiale

Nella realizzazione di questo studio, si impiegano differenti tipologie di provino aventi anche, differenti direzioni di laminazione. Tali campioni, sono stati tagliati a laser a partire da una lamiera, di spessore pari a 2mm, costituita in alluminio AA7075.

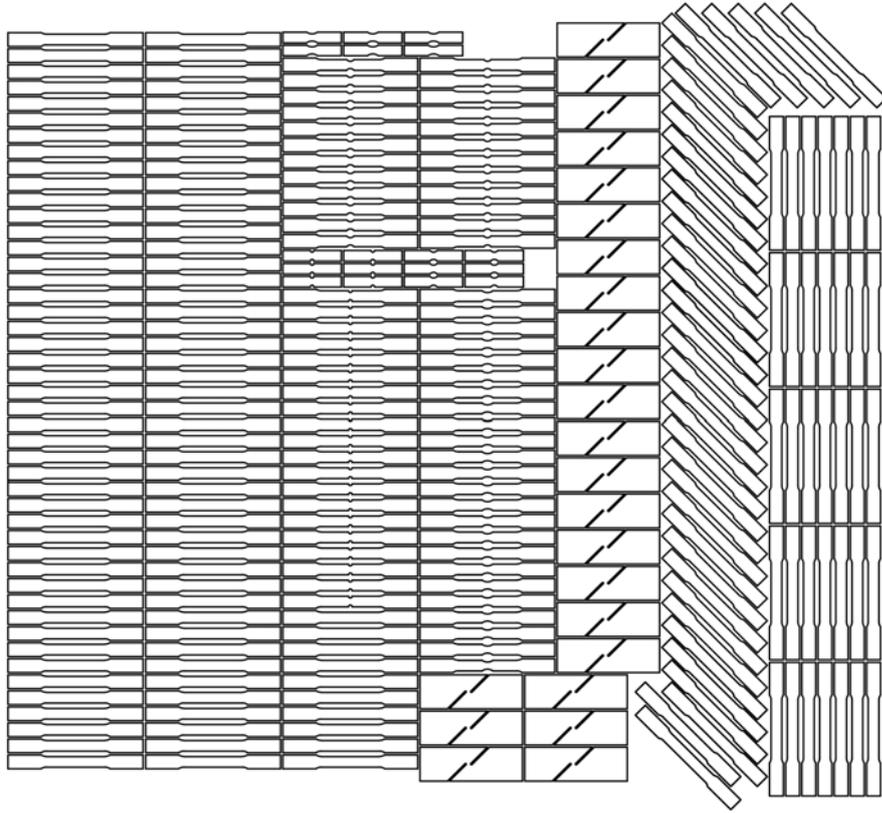


Figura 2.12.1: Provini tagliati al laser da una lamiera AA7075, la direzione di laminazione è rivolta verso sinistra.

In particolare, le tipologie di provini da sottoporre a test sono le seguenti 7:

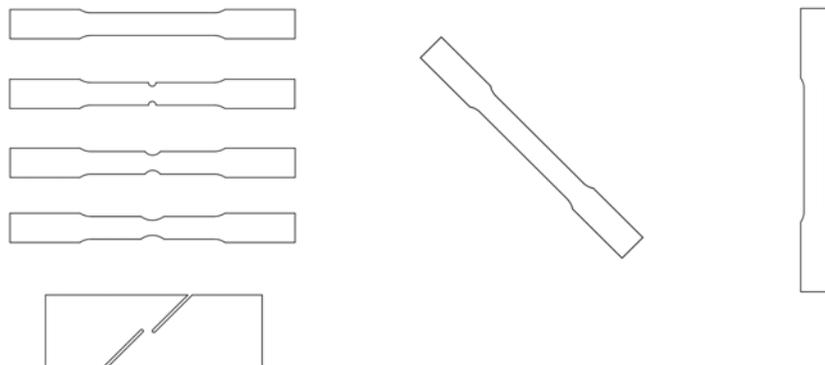


Figura 2.12.2: I 7 Provini impiegati per questo studio.

Vengono ora analizzate le proprietà di ciascun provino.

2.12.1 *Provini* smooth

I provini lisci ad osso di cane, denominati più semplicemente smooth, sono progettati in modo da generare una distribuzione di sforzo uniforme nella sezione centrale. Le teste sono più larghe per far sì che non vi siano tensioni troppo elevate e permettere la rottura nel tratto centrale. Possono essere cilindriche di tipo liscio o filettate, o con sezione rettangolare e quadrata.

Il corretto svolgimento della prova di trazione monoassiale prevede l'utilizzo di provini di dimensione standardizzata. La prova è normata secondo la *UNI EN 10002-1 Ottobre 2004* e la *ASTM E8-04* ma può non esserlo se le condizioni di temperatura non sono compatibili con quelle riportate dalle normative.

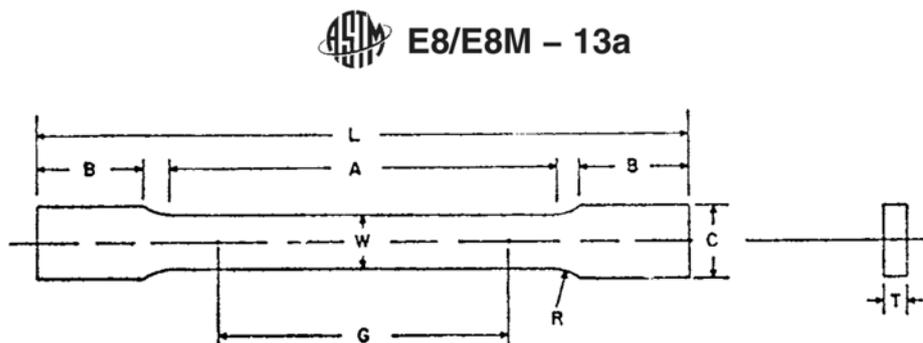


Figura 2.12.1.1: Provino liscio ad osso di cane.

	Dimensions		
	Standard Specimens		Subsize Specimen
	Plate-Type, 40 mm [1.500 in.] Wide	Sheet-Type, 12.5 mm [0.500 in.] Wide	6 mm [0.250 in.] Wide
G—Gauge length (Note 1 and Note 2)	200.0 ± 0.2 [8.00 ± 0.01]	50.0 ± 0.1 [2.000 ± 0.005]	25.0 ± 0.1 [1.000 ± 0.003]
W—Width (Note 3 and Note 4)	40.0 ± 2.0 [1.500 ± 0.125, -0.250]	12.5 ± 0.2 [0.500 ± 0.010]	6.0 ± 0.1 [0.250 ± 0.005]
T—Thickness (Note 5)		thickness of material 12.5 [0.500]	6 [0.250]
R—Radius of fillet, min (Note 6)	25 [1]	12.5 [0.500]	6 [0.250]
L—Overall length, min (Note 2, Note 7, and Note 8)	450 [18]	200 [8]	100 [4]
A—Length of reduced section, min	225 [9]	57 [2.25]	32 [1.25]
B—Length of grip section, min (Note 9)	75 [3]	50 [2]	30 [1.25]
C—Width of grip section, approximate (Note 4 and Note 9)	50 [2]	20 [0.750]	10 [0.375]

Figura 2.12.1.2: Provino piatto standardizzato in 3 categorie differenti secondo la norma *ASTM E8-04*.

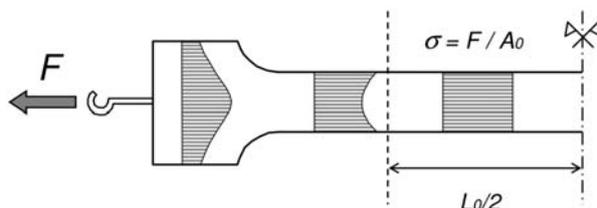


Figura 2.12.1.3: Dato un provino standardizzato si possono osservare le diverse distribuzioni di sforzo durante la prova di trazione, sulla parte centrale la distribuzione è uniforme.

Facendo riferimento all'immagine in fig.2.12.1.1 è possibile definire G come la lunghezza del tratto utile. Per provini piatti è possibile definire tale lunghezza

mediante le due norme sopracitate [9].

Secondo la norma UNI 10002:

$$G > 5.65\sqrt{A_0} \quad (2.12.1.1)$$

Invece, secondo ASTM E8:

$$G > 5T \quad (2.12.1.2)$$

Nella prova di trazione è stato visto che il carico viene applicato imponendo una velocità di traslazione costante ma è importante specificare come suddetta velocità sia ben normata.

La norma ASTM E8 prevede che la velocità deve essere tale che:

$$\dot{\epsilon} \leq 0.5 \frac{\text{mm}}{\text{mm} * \text{min}} \quad (2.12.1.3)$$

$$\dot{\sigma} \leq 11.5 \frac{\text{N}}{\text{mm}^2 * \text{s}} \quad (2.12.1.4)$$

Sapendo che $\dot{\epsilon} = \frac{v}{l}$ segue che la velocità è calcolata sulla base del materiale e della lunghezza del tratto utile.

Il provino impiegato possiede le seguenti dimensioni caratteristiche:

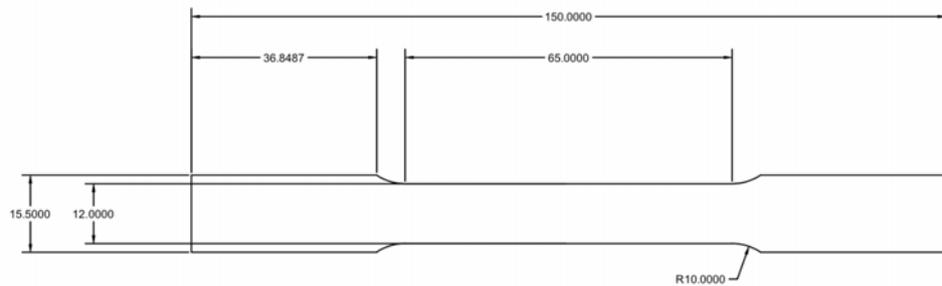


Figura 2.12.1.4: Dimensioni del provino ad osso di cane liscio.

2.12.2 Influenza dell'anisotropia sui provini smooth

Nelle prime fasi di processo, l'alluminio AA7075 è sottoposto a laminazione mediante l'utilizzo di rulli. Questi, permettono ai grani presenti all'interno del materiale di assumere una direzione privilegiata che si manifesta lungo la direzione di laminazione (*Rolling Direction*, RD).

Nell'operazione di taglio laser, eseguita quando il materiale è sotto forma di lamiera, i provini possono essere ricavati da molteplici direzioni, in particolare è possibile tagliare la lamiera seguendo la direzione di laminazione, ottenendo così provini a 0° rispetto alla RD, oppure seguendo un'angolazione differente, ad esempio 45° o 90° sempre rispetto alla RD.

Lo studio di provini con diverse orientazioni, ovvero lo studio dell'influenza dell'anisotropia, permette di valutare delle differenze in termini di comportamento meccanico poiché, tali caratteristiche sono dipendenti dalla direzione lungo la quale vengono eseguite le prove di trazione.

Il coefficiente di anisotropia normale è funzione della deformazione [3]:

$$R = \frac{\ln(w_0/w)}{\ln(t_0/t)} = \frac{\epsilon_w}{\epsilon_t} \quad (2.12.2.1)$$

dove ϵ_w rappresenta la componente di deformazione lungo la larghezza del provino e ϵ_t rappresenta la componente di deformazione lungo lo spessore, si veda fig.2.12.2.1.

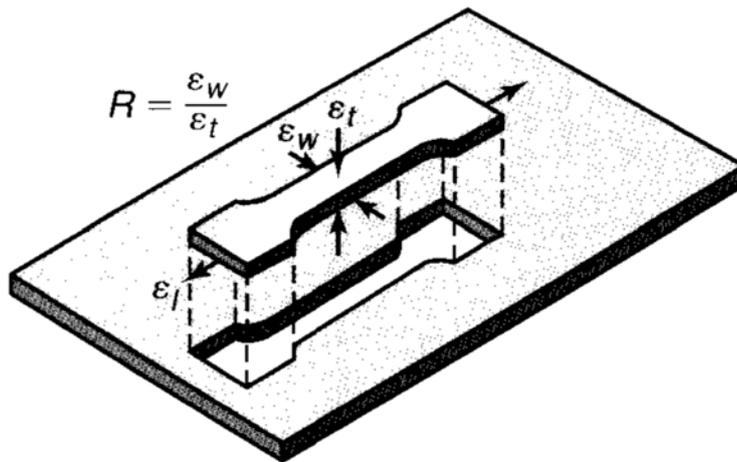


Figura 2.12.2.1: Provino tagliato da una lamiera. Le deformazioni mostrate sul pezzo sono usate per determinare l'anisotropia normale e planare della lamiera.

Al fine di determinare l'entità di R , un provino sottoposto a prova di trazione viene allungato di un valore variabile tra il 15 e il 20%. Però, a causa del processo di laminazione, le lamiere tendono ad avere un valore di anisotropia lungo la direzione planare. Il valore di R , ricavato da un provino tagliato da una lamiera, dipenderà dalla direzione dei grani cristallini rispetto all RD. Per questa condizione, si considera un valore medio di anisotropia:

$$R_{\text{avg}} = \frac{R_0 + 2R_{45} + R_{90}}{4} \quad (2.12.2.2)$$

In tabella vengono mostrati alcuni valori tipici di anisotropia per diversi materiali:

Tabella 2.12.2.1: Valori di Anisotropia normale media per alcuni metalli.

Range di Anisotropia Media Normale di alcuni metalli	
Leghe di zinco	0.4-0.6
Acciaio laminato a caldo	0.8-1.0
Acciaio effervescente laminato a freddo	1.0-1.4
Leghe di alluminio	0.6-0.8
Rame e ottone	0.6-0.9
Leghe di titanio (α)	3.0-5.0
Acciaio inossidabile	0.9-1.2

Il coefficiente di anisotropia planare è indicato con ΔR ed è definito:

$$\Delta R = \frac{R_0 - 2R_{45} + R_{90}}{2} \quad (2.12.2.3)$$

2.12.3 *Provini* notch

Analizzando quando riportato da Dieter, [11], durante la prova di trazione monoassiale, si era già visto come la strizione introducesse uno stato tensionale triassiale. La regione strizionata, luogo in cui la geometria del provino si modifica (fig.2.12.3.1), è paragonabile a tutti gli effetti ad una notch poco accentuata. Tale regione, sottoposta ad uno stato tensionale di trazione, produce stress radiale (σ_R) e stress trasversale (σ_T) in grado di aumentare il valore dello stress longitudinale (σ_L) richiesto per causare il flusso plastico. Pertanto, il valore medio dello stress reale alla notch, che viene determinato dividendo il carico di trazione assiale per l'area della sezione

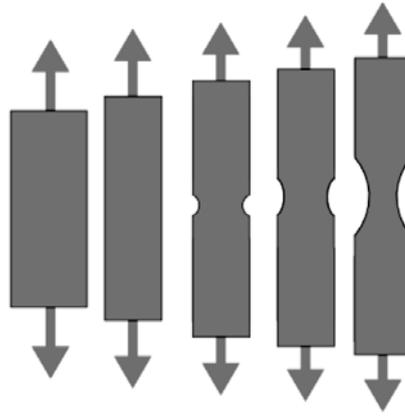


Figura 2.12.3.1: Manifestazione della strizione su un provino *smooth* sottoposto a trazione monoassiale.

trasversale minima del campione alla strizione, è maggiore dello stress che sarebbe richiesto per causare un flusso plastico sul provino quando prevale una semplice tensione.

Per questo è importante considerare gli effetti che questa variazione geometrica può avere sul comportamento meccanico della lamiera ed è sempre per questo che si creano dei provini speciali aventi già una configurazione intagliata.

L'introduzione di un provino in possesso di una notch, permette di avere importanti implicazioni sulla frattura dei metalli, infatti permette di avere una concentrazione di stress localizzata sulla base dell'intaglio. Quando il provino arriva a snervamento si può osservare come la concentrazione di stress è in diminuzione ma le componenti trasversali e radiali sono comunque presenti nell'immediate vicinanze della notch. Osservando la fig.2.12.3.2 è possibile vedere che la componente radiale dello stress è pari a zero solo sulla superficie libera alla base dell'intaglio e aumenta progressivamente man mano che ci si avvicina al cuore del provino per poi diminuire in presenza del secondo intaglio. La componente trasversale invece, agisce lungo le direzioni circonferenziali di un provino cilindrico, tale stress presenta un massimo sulla base dell'intaglio e un minimo sull'asse di simmetria del provino.

L'esistenza di una componente radiale e trasversale permette di aumentare il valore dello stress longitudinale richiesto per arrivare a snervamento. Si consideri ora che lo snervamento accada al valore critico dello sforzo di taglio τ_c . Per un provino esente da intaglio è possibile definire come tale valore sia uguale a:

$$\tau_c = \frac{\sigma_L - 0}{2} \quad (2.12.3.1)$$

invece, per un provino con notch:

$$\tau_c = \frac{\sigma_L - \sigma_R}{2} \quad (2.12.3.2)$$

Dato che il valore dello sforzo di taglio è uguale in tutti e due i casi, si può evincere come il valore di σ_T deve essere maggiore nel caso di provino notch. A lato pratico, a causa della maggiore tensione longitudinale e quindi di snervamento, la curva tensione – deformazione di un provino con intaglio è rialzata rispetto a quella prodotta da un provino *smooth*.

Un altro importante contributo di una notch è quello di permettere un incremento della velocità di deformazione. Mentre l'intaglio è ancora sottoposto a deformazione elastica, lo stress in un punto vicino alla notch aumenta rapidamente a causa dei forti gradienti. Poiché lo stress è proporzionale alla deformazione, si ha la presenza di un'alta velocità di deformazione elastica locale. Quando si verifica lo snervamento, il flusso plastico tende ad alleviare le sollecitazioni. Il valore dello stress cambia

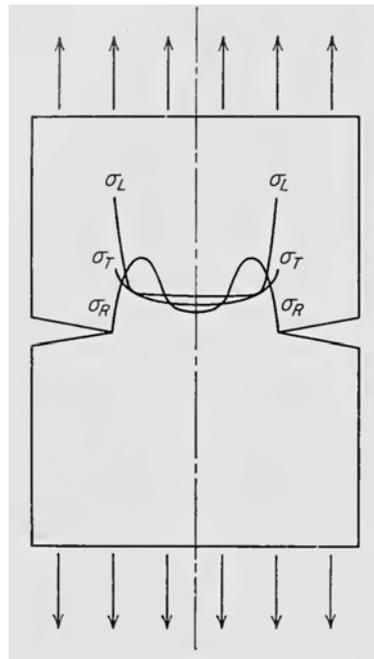


Figura 2.12.3.2: Stress radiali, tangenziali e longitudinali presenti sul provino con notch a V.

da uno stato di alto stress elastico ad uno plastico inferiore, facendo così, un alto valore di velocità di deformazione si sviluppa sulla notch.

Nel presente studio, i provini notch impiegati sono illustrati in fig.2.12.3.3, la lunghezza del tratto utile rimane invariata rispetto al provino ad osso di cane.

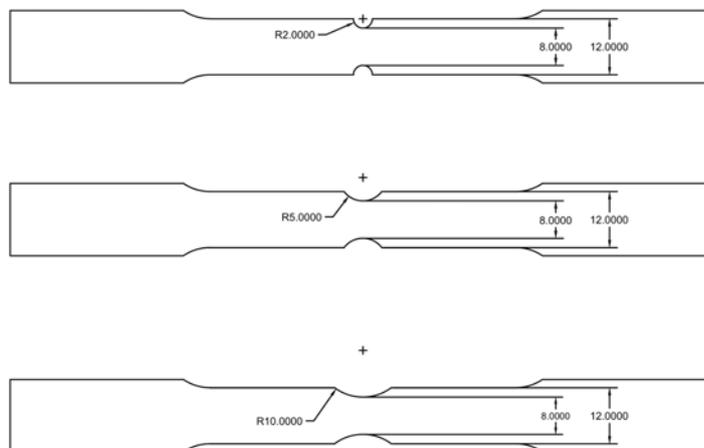


Figura 2.12.3.3: Dimensioni dei provini intagliati, il primo possiede un raggio di curvatura pari a 2mm, il secondo pari a 5mm e il terzo provino pari a 10mm. La larghezza del tratto utile (8mm) rimane costante in tutte le tre configurazioni.

NOTCH SENSITIVITY La riduzione della duttilità, tende a manifestarsi quando si è in presenza di stati tensionali triassiali o gradienti di stress molto ripidi (tipicamente riscontrati su provini con notch), tale effetto prende nome di *Notch Sensitivity*. Un modo per valutare l'effetto di questa sensibilità è quello di sottoporre il provino con notch a prova di trazione. Questo test è stato ampiamente utilizzato per studiare le proprietà degli acciai alto-resistenziali, per studiare l'infragilimento da idrogeno in acciai e titanio e per studiare la sensibilità alla notch delle leghe ad alta temperatura.

La resistenza della notch è definita come il rapporto del massimo valore del sforzo agente sulla sezione minima ortogonale del provino in prossimità della notch e prende il nome di S_{net} . A causa dei vincoli plastici imposti dall'intaglio, il valore della sua resistenza sarà maggiore rispetto allo sforzo che si manifesta quando si sottopone un provino smooth a trazione (S_u). Pertanto, il modo per determinare il valore della *Notch Sensitivity* o anche definita fragilità della notch, è il seguente:

$$NSR = \frac{S_{net}}{S_u} \quad (2.12.3.3)$$

tale rapporto prende il nome di *notch-strength ratio* (NSR). Quando il valore di NSR è minore di 1, il materiale presenterà un comportamento fragile in prossimità della notch. [14]

2.12.4 *Provini shear*

L'ultimo provino sul quale si vuole porre attenzione è chiamato shear. Tale geometria è standardizzata secondo normativa ASTM B83. La scelta di questa tipologia di forma permette di avere uno stato di taglio prevalente (*simple shear*) sulla zona centrale del provino.

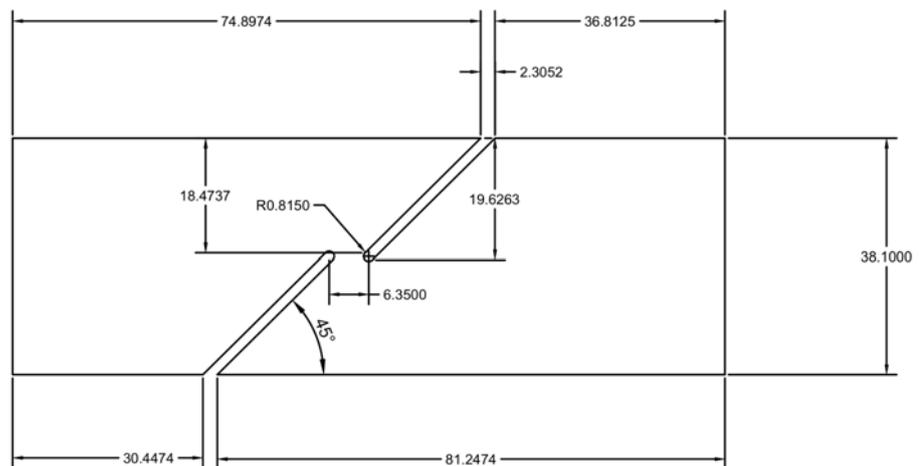


Figura 2.12.4.1: Dimensioni del provino shear.

2.13 Calcolo della dimensione dei grani

Uno dei metodi più semplici per determinare la dimensione media dei grani, consiste nel metodo della retta intercetta. Una linea retta viene sovrapposta alla micrografia prodotta dal microscopio e viene conteggiato il numero di volte che la linea intercetta i bordi di ogni grano. La dimensione media viene poi calcolata mediante la formula:

$$d = \frac{L * z}{P * M} \quad (2.13.1)$$

dove L rappresenta la lunghezza di ogni linea, z è il numero di linee usate, P è il numero di intersezioni rilevate e M è l'ingrandimento usato nella micrografia.

In fig.2.13.1 si possono osservare le varie fasi di tale metodo.

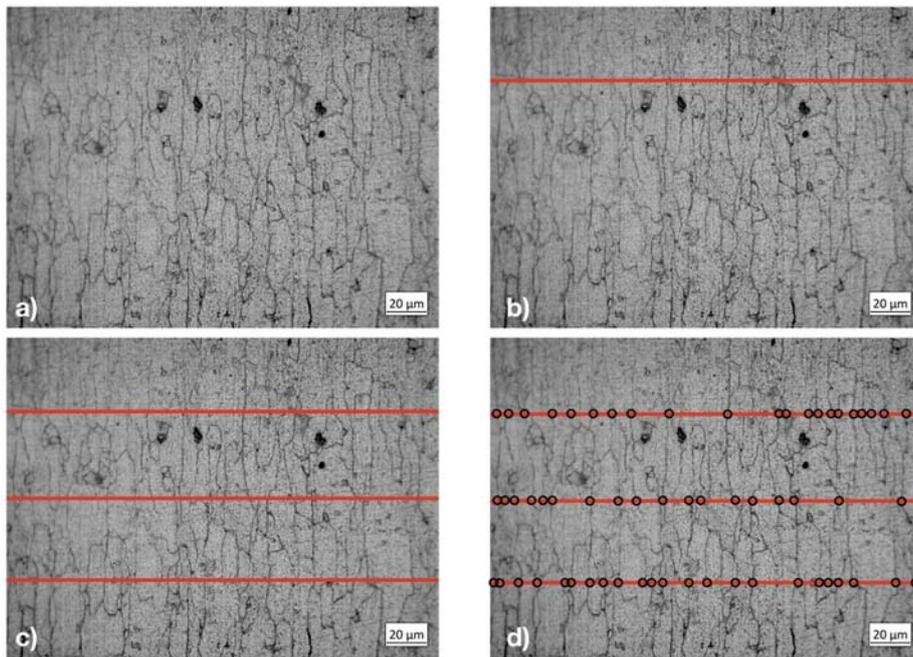


Figura 2.13.1: Calcolo della dimensione media del grano con il metodo della retta intercetta. (a) micrografia prodotta dal microscopio. (b) Inserimento di una linea intercetta. (c) Inserimento di 3 linee. (4) Localizzazione dei punti di intercettazione.

2.14 Relazione di Hall-Petch

La relazione di *Hall - Petch* mette in evidenza la dipendenza della tensione di snervamento di un metallo con il diametro medio dei grani del metallo stesso; essa è data dall'equazione:

$$\sigma_y = \sigma_0 + \frac{K}{\sqrt{d}} \quad (2.14.1)$$

dove K è il tasso di incrudimento ovvero è una costante empirica che dipende dal metallo considerato, σ_0 è una costante del materiale relativa alla tensione di inizio movimento delle dislocazioni, d rappresenta il diametro del grano e σ_y è la tensione di snervamento.

Dalla relazione mostrata si può vedere come una riduzione della dimensione media del grano permetta di avere un incremento delle proprietà meccaniche del materiale.

2.15 Irregolarità dei cristalli

La chiave per capire il meccanismo alla base della durezza è comprendere la microstruttura metallica del materiale o la struttura e la disposizione degli atomi a livello atomico. È stato visto che in tale livello, gli atomi si dispongono in una matrice tridimensionale ordinata definita struttura cristallina. Tuttavia, un dato campione metallico non conterrà mai un reticolo cristallino perfetto, inoltre, su una scala ancora più piccola, ogni grano può contenere delle irregolarità. Esistono due tipologie di irregolarità strutturale responsabili della durezza del materiale: la prima fa riferimento ai difetti puntuali, mentre la seconda ai difetti di linea.

Un difetto puntuale rappresenta una irregolarità situata in un unico sito del reticolo cristallino del grano e questo può essere di vari tipi [12].

- Il più semplice dei difetti puntuali è la vacanza, fig.2.15.1, ovvero un sito vacante nel reticolo. Il numero di vacanze cresce esponenzialmente all'aumentare della temperatura.
- Quando un atomo del cristallo si trova in un piccolo spazio vuoto che normalmente non è occupato viene definito difetto autointestiziale. Tale difetto produce una distorsione molto grande nel reticolo circostante in quanto l'atomo è più grande dello spazio in cui si viene a trovare. La formazione di questo difetto è poco probabile ed è presente in concentrazioni significativamente più basse rispetto alle vacanze.
- L'impurezza, rappresenta un'altra tipologia di difetto puntuale. Questa può essere sostituzionale, quando le impurezze sostituiscono gli atomi ospitanti, oppure interstiziale quando riempiono i vuoti o gli interstizi presenti tra gli atomi ospitanti.

I difetti di linea sono irregolarità su un piano di atomi, fig.2.15.3. Le dislocazioni sono un tipo di difetto di linea che comporta il disallineamento di tali piani e possono essere di tre tipologie:

- a spigolo, quando un semipiano di atomi è incuneato tra due piani;
- a vite, quando due piani di atomi sono sfalsati attraverso una disposizione elicoidale della matrice cristallina;
- miste, quando si ha la compresenza dei due contributi precedenti.

Le dislocazioni permettono una meccanica di scivolamento dei piani degli atomi e ciò comporta una deformazione plastica permanente. I piani degli atomi possono capovolgere da un lato della dislocazione all'altro, permettendo a questa di attraversare il materiale e di deformarlo in modo permanente. Il movimento consentito da queste dislocazioni provoca una diminuzione della durezza del materiale.

Il modo per inibire il movimento dei piani degli atomi, prevede l'interazione delle dislocazioni e degli atomi interstiziali. Quando una dislocazione si interseca con una seconda dislocazione, non può più attraversare il reticolo cristallino, ciò crea un punto di ancoraggio e non consente ai piani degli atomi di continuare a scivolare l'uno sull'altro. Una dislocazione può anche essere ancorata dall'interazione con atomi interstiziali, permettendo ai piani di non scorrere. Variando la presenza di atomi interstiziali e la densità di dislocazioni, è possibile controllare la durezza di un particolare metallo.

Sebbene apparentemente controintuitivo, all'aumentare della densità delle dislocazioni, vengono create più intersezioni e di conseguenza più punti di ancoraggio. Allo stesso modo, quando vengono aggiunti più atomi interstiziali, si formano più punti di arresto che impediscono i movimenti delle dislocazioni. Di conseguenza, più punti di ancoraggio vengono aggiunti, più il materiale diventa duro.

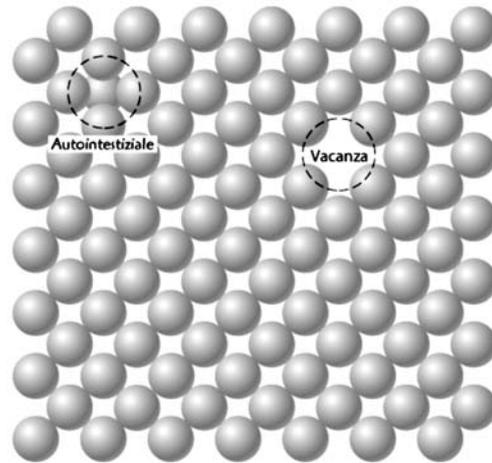


Figura 2.15.1: Difetti puntuali di tipo vacanza e autointestiziale.

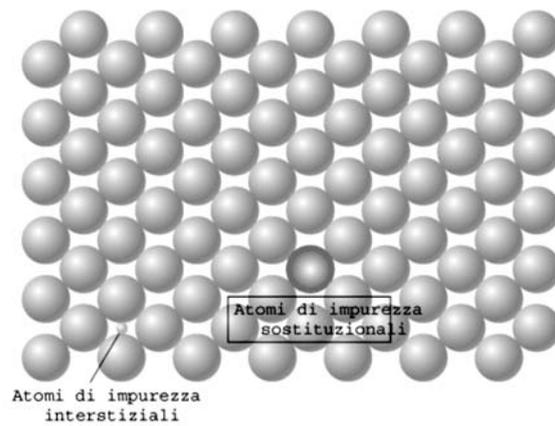


Figura 2.15.2: Impurezza di tipo sostituzionale e interstizionale.

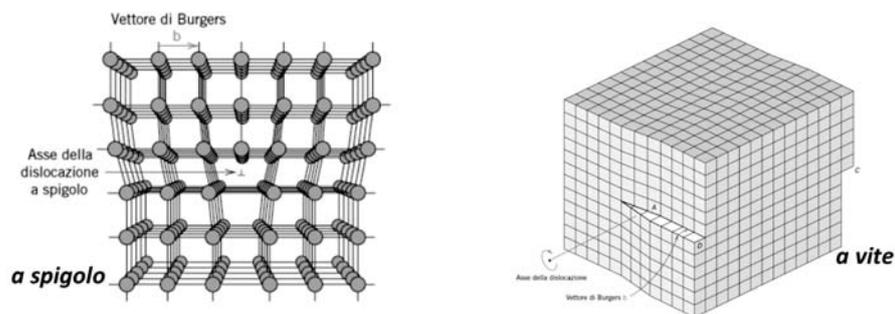


Figura 2.15.3: Le principali tipologie di dislocazione.

2.16 La corrosione nell'alluminio

La corrosione, spiegata attraverso il testo *Corrosion of aluminium* ([25]), è un processo lento, progressivo o rapido che permette la deteriorazione delle proprietà di un metallo, tra cui, il suo aspetto superficiale o le caratteristiche meccaniche, quando questo viene esposto in determinati ambienti: atmosfera, acqua, acqua di mare, soluzioni chimiche o ambienti organici.

La corrosione dei metalli è causata dalla reazione elettrochimica tra un metallo (o una lega) e una fase acquosa. Questa procede secondo un complesso processo elettrochimico correlato alla struttura atomica della materia. Nei metalli, l'ambiente elettrico degli atomi è costituito da elettroni liberi in grado di muoversi attraverso il metallo.

Nella soluzione acquosa, è possibile trovare le seguenti specie chimiche:

- ioni positivi (cationi) e ioni negativi (anioni);
- molecole neutre come l'acqua e vari composti non dissociati.

Analizzando l'interfacciarsi tra metallo e acqua, il trasferimento delle cariche elettriche comporta la formazione di più reazioni elettrochimiche, visibili in fig.2.16.1:

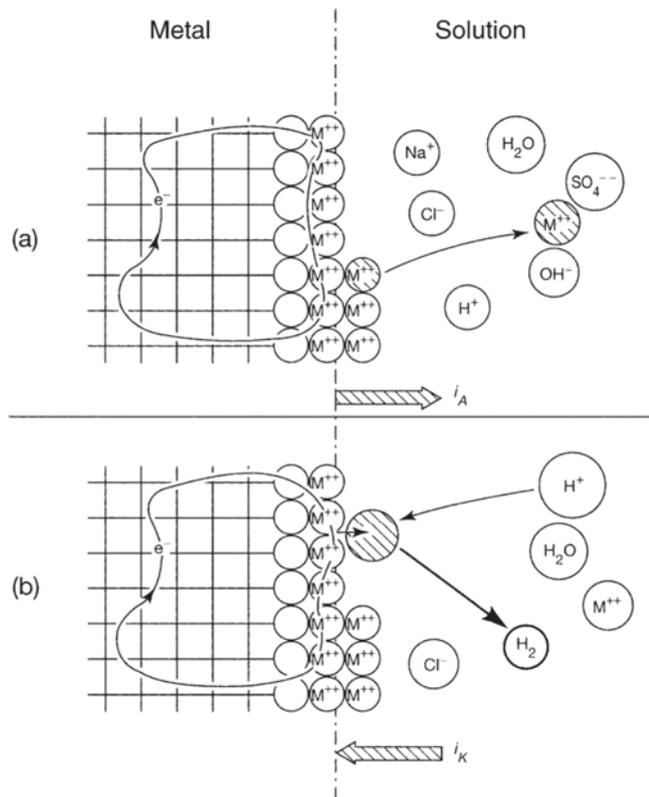


Figura 2.16.1: Reazione elettrochimica all'interfaccia metallo-soluzione.

- L'atomo di metallo viene ossidato e forma ioni M^{n+} che vengono rilasciati nella fase acquosa. Questo crea un flusso di elettroni all'interno del metallo nella direzione soluzione \rightarrow metallo. La corrente di ossidazione anodica risultante i_a scorre dal metallo alla soluzione. Fig.2.16.1(a).
- Gli ioni o le molecole della fase acquosa subiscono una riduzione, il che significa che assorbono elettroni dal metallo e si trasformano in un'altra specie chimica. Questo crea un flusso di elettroni all'interno del metallo nella direzione metallo \rightarrow soluzione. La corrente catodica risultante i_k scorre quindi dalla soluzione al metallo. Fig.2.16.1(b).

Gli elettroni che interagiscono all'interfaccia metallo-soluzione non penetrano nella soluzione.

2.16.1 Reazioni elettrochimiche elementari nel processo di corrosione

Come è stato detto precedentemente, la corrosione di un metallo è il risultato della combinazione di due reazioni chimiche in equilibrio elettrico:

- l'ossidazione del metallo, risultante dalla perdita di elettroni, descritta come:



Ciò risulta in una corrente anodica i_a che fluisce dal metallo alla soluzione, fig.2.16.1(a).

- riduzione di uno ione presente nella soluzione acquosa, descritto dalla seguente reazione fondamentale:



Ciò risulta in una corrente catodica i_k e fluisce dalla soluzione al metallo, fig.2.16.1(b).

- Le reazioni di ossidazione e riduzione procedono in zone distinte della superficie del metallo. La superficie su cui avviene l'ossidazione è chiamata anodo e trasporta cariche negative, indicate dal segno (-); la corrente risultante è chiamata corrente anodica. La riduzione ha luogo su una superficie chiamata catodo, indicata dal segno (+), la corrente riducente è chiamata corrente catodica.

Ad eccezione del caso in cui il materiale sia collegato agli elettrodi di un generatore, il metallo è definito elettricamente neutro, il che significa che i flussi di elettroni e correnti sono in equilibrio:

$$\sum i_a = \sum i_k \quad (2.16.3)$$

In un dato sistema, tutte le reazioni elettrochimiche provocano correnti elettriche che dipendono dalle differenze di potenziale tra le due fasi: metallo e fase acquosa. La cinetica delle reazioni elettrochimiche anodiche e catodiche è rappresentata dalla relazione tra il potenziale e la velocità di reazione della corrispondente intensità elettrica, si veda fig.2.16.1. Quando un elettrodo viene immerso in una soluzione acquosa, diverse reazioni anodiche e catodiche possono aver luogo simultaneamente e, in linea di principio, non devono essere correlate. Tuttavia, a causa del trasferimento di elettroni, possono verificarsi interazioni tra le reazioni anodiche e catodiche. In condizioni di corrosione naturale, cioè senza una fonte esterna di corrente elettrica, il sistema formato dal metallo e dalla soluzione acquosa costituisce un circuito elettrico aperto. Nessuna corrente può essere trasportata dal metallo alla soluzione e viceversa. Ciò significa che la corrente anodica e la corrente catodica, che scorrono in direzioni opposte, sono necessariamente uguali (punto C nelle curve in fig.2.16.1). Questo punto, che costituisce l'intersezione tra due curve di polarizzazione, definisce il potenziale di corrosione e_{CORR} e l'intensità della corrosione i_{CORR} .

Attraverso la legge di Faraday:

$$m = \frac{1}{96500} \frac{A}{n} It \quad (2.16.4)$$

dove:

- m è la massa persa;
- A è la massa atomica del metallo (27 per l'alluminio);

- n è la valenza (3 per l'alluminio);
- I rappresenta l'intensità di corrente anche definita i_{corr} ;
- t è il tempo espresso in secondi.

Data un'intensità di corrente e noto il tempo di esposizione, attraverso l'equazione precedente, è possibile determinare la massa persa, ovvero è possibile avere una stima della velocità con cui avviene il processo di corrosione. Ad ogni modo, tale formulazione ha valenza solo se il processo di corrosione avviene in maniera uniforme.

La curva di polarizzazione può essere determinata facendo variare il potenziale (e) e misurando l'intensità di corrente (i) o viceversa.

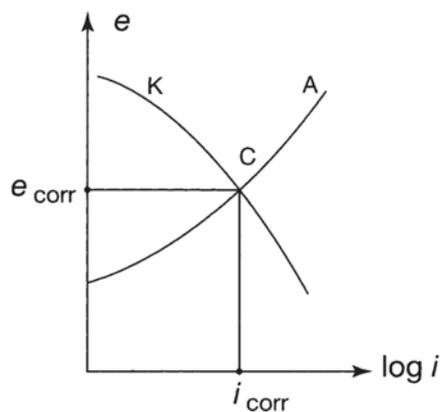


Figura 2.16.1: Curve di polarizzazione anodica (A) e catodica (K).

2.16.2 Tipologie di corrosione nell'alluminio

La resistenza a corrosione dell'alluminio è fortemente influenzata dall'invisibile strato di ossido presente sulla superficie del metallo. Il potenziale misurato sull'alluminio non corrisponde quindi a quello effettivo del metallo, ma rappresenta un potenziale misto tra lo strato di ossido e il metallo stesso. Si deduce che il potenziale del metallo non può essere misurato, poiché in mezzi ossidanti come l'acqua, lo strato di ossido si riformerà immediatamente entro 1 ms.

Nell'alluminio possono presentarsi diverse tipologie di corrosione:

- Corrosione uniforme: si ha la manifestazione di piccoli crateri di dimensione pari a circa $1\mu\text{m}$, questi elementi si sviluppano in modo continuo e costante e portano ad una riduzione dello spessore dell'alluminio. Tipicamente, questo processo avviene quando il materiale è sottoposto ad ambienti molto acidi, ciò comporta la dissoluzione uniforme dello strato di ossido superficiale.
- Pitting: è un processo di corrosione localizzato che porta alla formazione di cavità superficiali. In base al tempo di esposizione, i diametri e le profondità dei pit possono aumentare. Ad oggi, la meccanica di formazione e propagazione di tali elementi è ancora argomento di ricerca. Si sviluppa principalmente quando il materiale è soggetto ad ambienti con pH neutri.
- Corrosione transgranulare e intergranulare: è un processo di corrosione che si forma al livello dei grani. È definito transgranulare quando la corrosione si propaga in tutte le direzioni e segue i grani; si definisce intergranulare quando la corrosione si propaga in direzioni privilegiate, ovvero seguendo la direzione dei bordi di grano.

- Esfoliazione: processo di corrosione che si propaga lungo a dei piani paralleli alla direzione di laminazione. Si osserva la separazione di tali strati.
- Corrosione da stress: questa tipologia è ottenuta dalla combinazione di uno stato tensionale residuo dovuto a trazione, flessione o torsione e da un'ambiente corrosivo. Sono identificabili a causa delle cricche.

Nei test a corrosione dell'alluminio non sempre si manifesta un'univoca tipologia di corrosione, spesso è il risultato di vari processi avvenuti contemporaneamente.

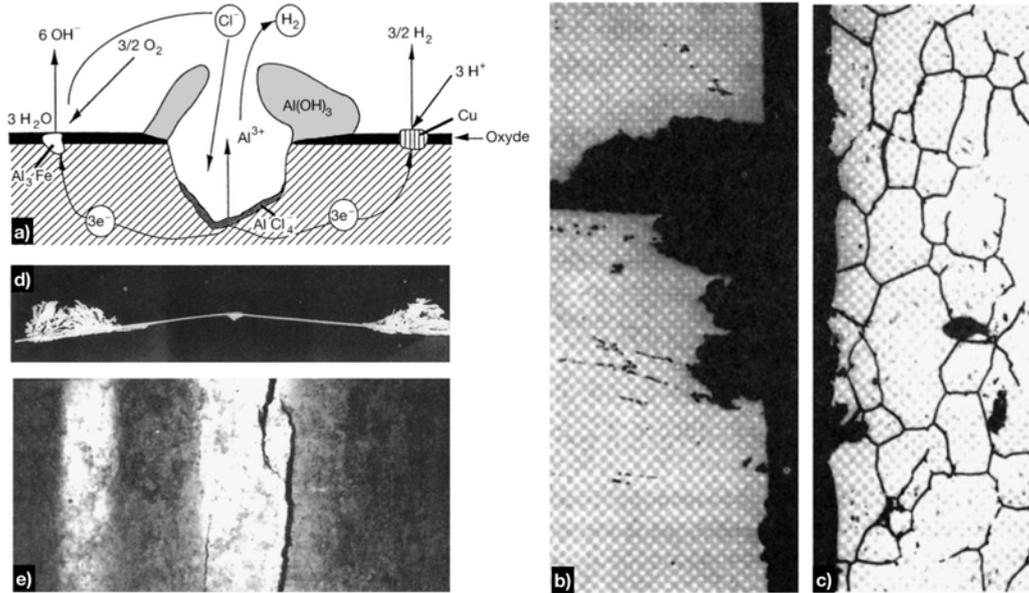


Figura 2.16.1: Tipologie di corrosione principali nell'alluminio [25]. a) Pitting. b) Corrosione transgranulare. c) Corrosione intergranulare. d) Esfoliazione. e) Corrosione da stress.

2.17 Analisi della lega AA7075

Le proprietà fisiche e meccaniche dell'alluminio e delle sue leghe cambiano a seconda del regime di temperatura in cui si ritrova il materiale. È possibile distinguere tre diversi regimi di temperatura che permettono di avere una lavorazione a tiepido, una lavorazione a freddo o una lavorazione a caldo; ognuno di questi range è in grado di mettere in luce una variazione delle proprietà meccaniche.

In questo capitolo, vengono illustrati e raccolti i dati sperimentali della lega AA7075 ritrovati da un'analisi approfondita dello stato dell'arte; vengono riportati i test di trazione eseguiti in diverse condizioni di temperatura e analisi microstrutturali del materiale. Lo scopo è quello di comprendere perché il materiale può aumentare le sue proprietà meccaniche in determinate condizioni di temperatura.

2.17.1 Proprietà dell'alluminio lavorato a caldo

Le leghe di alluminio serie 7xxx alto-resistenziale si basano tipicamente sulla combinazione di Al – Zn – Mg – Cu e sono in grado di sviluppare le più elevate proprietà UTS a temperatura ambiente di qualsiasi altra lega di alluminio prodotta da lingotti di fusione convenzionale. Tuttavia, la resistenza di queste leghe diminuisce rapidamente se sono esposte a temperature elevate, questo a causa dell'ingrossamento dei precipitati fini da cui le leghe dipendono per la loro resistenza.

La resistenza a temperature superiori a circa 100°C - 200°C è migliorata principalmente dal rafforzamento della soluzione solida o dall'indurimento di seconda fase. Un altro approccio per migliorare le prestazioni a temperature elevate è stato l'uso della tecnologia di solidificazione rapida usata per produrre polveri o fogli contenenti elevate sovra-saturazioni di elementi come ferro o cromo che si diffondono lentamente in alluminio solido. A questo proposito, sono ora disponibili diversi materiali sperimentali che hanno promettenti proprietà di scorrimento fino a 350°C

2.17.2 Proprietà dell'alluminio lavorato a freddo

Le leghe di alluminio rappresentano una classe molto importante di metalli strutturali impiegati per applicazioni a temperature inferiori a zero. Queste infatti, possono essere impiegate fino a temperature di -270°C.

Sotto lo zero, la maggior parte delle leghe di alluminio mostrano pochi cambiamenti nelle proprietà: la tensione di snervamento e la tensione ultima a trazione possono aumentare, l'allungamento può diminuire leggermente e la resistenza all'urto rimane approssimativamente costante. Di conseguenza, l'alluminio è un materiale che si appresta per molte applicazioni criogeniche; il principale deterrente è il suo allungamento relativamente basso rispetto ad alcune leghe ferrose austenitiche.

Le tabelle mostrate qui di seguito, riportate dal manuale *ASM Handbook*, [16], elencano le proprietà di trazione tipiche dell'alluminio serie 7075 in vari regimi di temperatura.

Tabella 2.17.2.1: Valori UTS ottenuti dalle prove di trazione a differenti temperature - [ASM International]

Lega	Ultimate tensile strength (UTS) [MPa]								
	-195°C	-80°C	0°C	24°C	100°C	150°C	205°C	260°C	315°C
7075-T6	703	620	593	572	483	215	110	75	55
7075-T73	635	545	525	503	435	215	110	75	55

Le applicazioni tipiche della lega di alluminio 7075 si ritrovano principalmente in campo aerospaziale. Nell'industria aeronautica, questa trova impiego nelle parti strutturali dei velivoli che richiedono un'alta resistenza strutturale e una buona resistenza a corrosione. In campo spaziale invece, la si utilizza nella realizzazione di serbatoi di stoccaggio per gas criogenici per missili e/o razzi. Si richiede cautela

Tabella 2.17.2.2: Valori di snervamento σ_y ottenuti dalle prove di trazione a differenti temperature - [ASM International]

Lega	Tensione di Snervamento (σ_y) [MPa]								
	-195°C	-80°C	0°C	24°C	100°C	150°C	205°C	260°C	315°C
7075-T6	635	545	517	503	448	90	62	45	32
7075-T73	495	462	448	435	400	90	62	45	32

Tabella 2.17.2.3: Proprietà della lega di alluminio 7075 – T6 ottenute dalle prove di trazione a differenti regimi di temperature - [ASM International]

Temperatura °C	UTS MPa	σ_y MPa	Elongazione % in 50mm
-196	703	643	9
-80	621	545	11
-28	593	517	11
24	572	503	11
100	483	448	14
149	214	186	30
204	110	87	55
260	76	62	65
316	55	45	70

quando il materiale, sottoposto al trattamento T6, è soggetto a sollecitazioni di trazione sostenute, residue o applicate, in particolare, nella direzione trasversale del grano.

Osservando la tab.2.17.2.1 è possibile osservare come la tensione ultima a trazione (UTS) aumenta quando la temperatura diminuisce, a 315°C il materiale è poco resistente mentre a -195°C la resistenza è circa 13 volte superiore. Inoltre, a parità di materiale, differenti trattamenti termici (T6,T73) possono portare a differenze di UTS molto marcate per lavorazioni eseguite a freddo.

Da tab.2.17.2.2 si possono valutare le tensioni di snervamento, anche in questo caso, le tensioni aumentano al diminuire della temperatura. Invece, da tab. 2.17.2.3 è possibile vedere che l'allungamento a rottura aumenta man mano che la temperatura cresce.

Il *Material Data Handbook* preparato per NASA [17], illustra alcuni grafici riassuntivi tensione – deformazione ottenuti da prove di trazione eseguite ad alta temperatura, fig.2.17.2.1, sia per temperature criogeniche, fig.2.17.2.2. Anche in questo caso, le caratteristiche meccaniche della lega aumentano quando questa è sottoposta a temperatura criogenica.

Il miglioramento delle caratteristiche meccaniche in ambiente sotto zero, viene confermato anche da *K. Mohan* [18]: viene trazione la lega di alluminio dopo che questa è stata raffreddata alla temperatura di -80°C per 72 ore. L'obiettivo consiste nel valutare le differenze del caso sotto zero rispetto al caso tal quale. Il grafico tensione deformazione risultante, lo si può osservare in fig.2.17.2.3.

L'articolo pubblicato dai ricercatori *Lee e Lin* [19], analizza l'effetto della velocità di deformazione su dei campioni di geometria cilindrica quando la temperatura del materiale viene portata a temperature al di sotto dello zero.

I provini impiegati, sono stati raffreddati all'interno di un refrigeratore mediante l'uso di azoto liquido e alcool; le temperature di studio sono 0°C, -100°C e -196°C e le velocità di deformazione sono state scelte pari 1000s⁻¹, 2000s⁻¹, 3000s⁻¹ e 5000s⁻¹. Dalle curve mostrate in fig.2.17.2.4 si può notare come la sensibilità dovuta dalla velocità di deformazione aumenti al diminuire della temperatura, inoltre all'aumentare di tale velocità si osserva un aumento via via più marcato delle

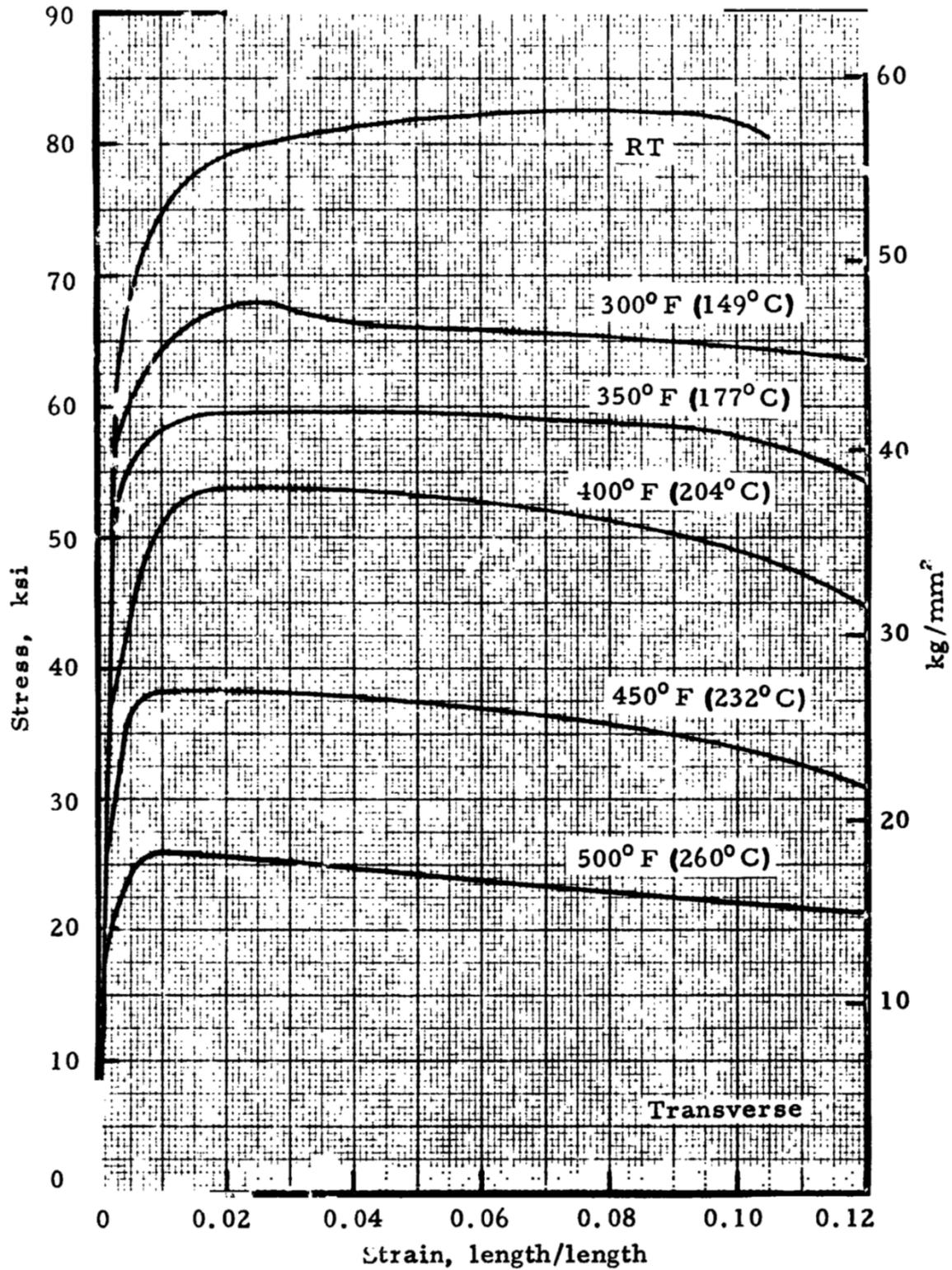


Figura 2.17.2.1: Grafico tensione-deformazione riportato dal *Material Data Handbook* per prove a temperatura crescente. RT intende *Room Temperature*. 1ksi = 6.89MPa.

proprietà meccaniche del materiale.

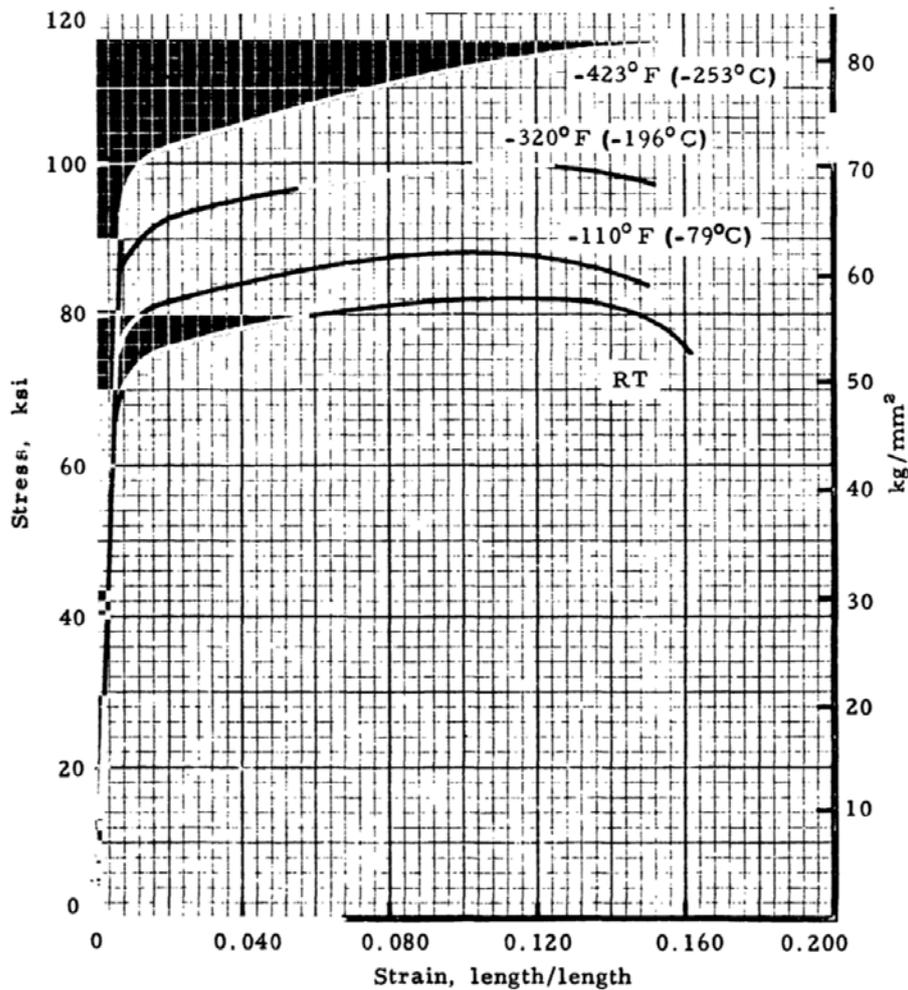


Figura 2.17.2.2: Grafico tensione-deformazione riportato dal *Material Data Handbook* per prove a temperatura criogenica. RT intende *Room Temperature*. $1\text{ksi} = 6.89\text{MPa}$.

2.17.3 Analisi microstrutturali

K. Mohan [18], attua un'analisi microstrutturale sulla lega di alluminio dopo che questa è stata raffreddata alla temperatura di -80°C . Il trattamento a temperatura sotto zero comporta un cambiamento della microstruttura del materiale, ciò ne aumenta le sue caratteristiche meccaniche quando la si confronta con una lega commerciale della stessa famiglia.

La microstruttura trattata alla temperatura al di sotto dello zero, in fig.2.17.3.1 (b) e fig.2.17.3.2 (b), mostra una distribuzione uniforme di elementi di seconda fase che si manifestano sotto forma di piccoli grani equiassiali; tali grani hanno una dimensione media compresa tra $60 - 130\mu\text{m}$ in lunghezza e $20 - 50\mu\text{m}$ in larghezza. Confrontando con caso il tal quale, il trattamento termico ha alterato la morfologia del materiale, permettendo agli elementi di seconda fase di distribuirsi meglio all'interno della matrice di alluminio.

Dato che la fase di riassetto viene annullata dal trattamento termico, il materiale manifesta grandi quantità di dislocazioni responsabili dell'aumento delle proprietà meccaniche.

Le micrografie prodotte da Lin-Lee [19], mettono in luce le sezioni ortogonali dei provini quando questi sono sottoposti a diverse temperature e diverse velocità di deformazione. Dalle immagini ottenute dal microscopio ottico, fig.2.17.3.3, è possi-

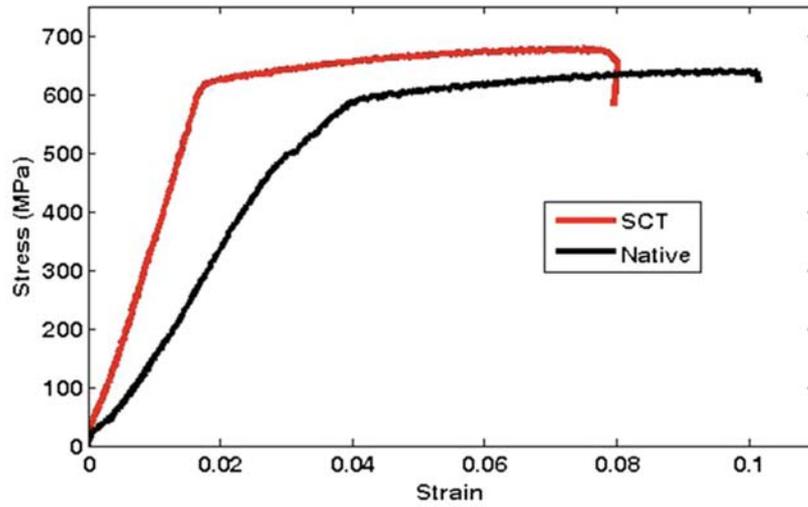


Figura 2.17.2.3: Curve tensione-deformazione AA7075-T6 - K. Mohan. SCT fa riferimento al trattamento a -80°C per 72. Il caso nativo si riferisce alla condizione tal quale.

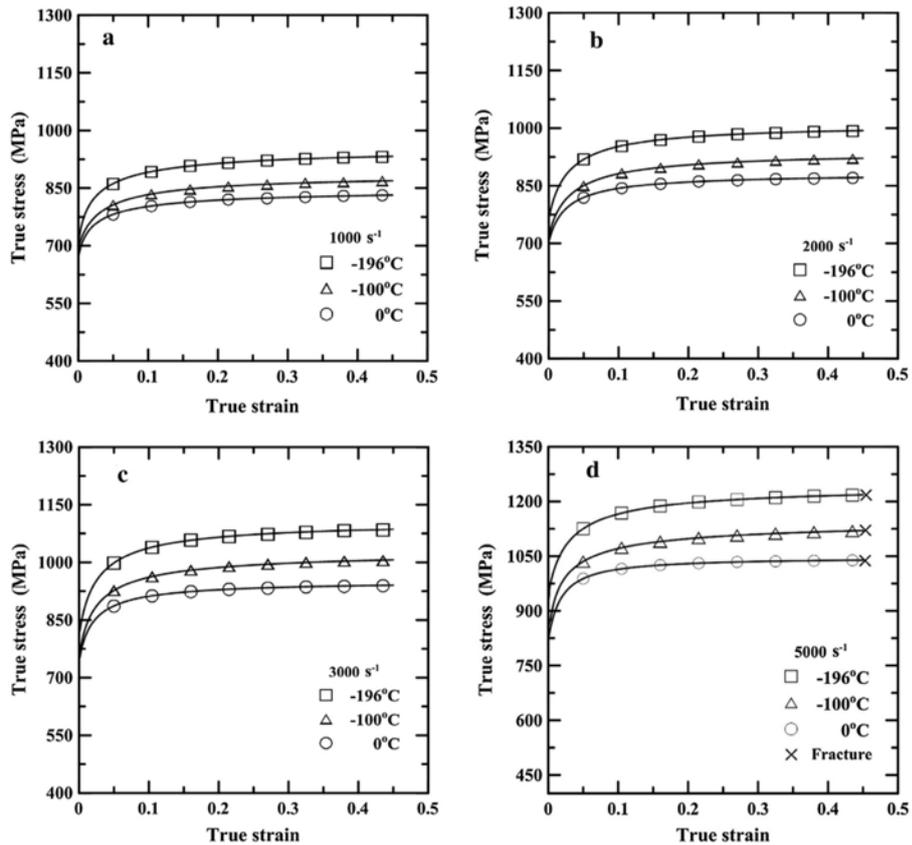


Figura 2.17.2.4: Curve tensione-deformazione reali AA7075-T6 - Lee-Lin ottenute variando la velocità di deformazione e la temperatura del test di trazione. (a) 1000s^{-1} , (b) 2000s^{-1} , (c) 3000s^{-1} , (d) 5000s^{-1} .

bile vedere come i grani si presentano sotto forma di *pancake* allungati; un'analisi più approfondita sulla dimensione dei grani, permette di dire che per una data temperatura la dimensione del grano decresce all'aumentare della velocità di deformazione, inoltre, per una data velocità di deformazione, la dimensione del grano

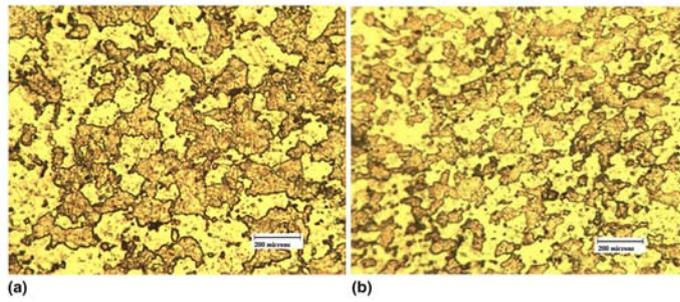


Figura 2.17.3.1: Microstruttura AA7075-T6 - *K. Mohan* osservato con 200x di ingrandimento: (a) Tal quale, (b) -80°C .

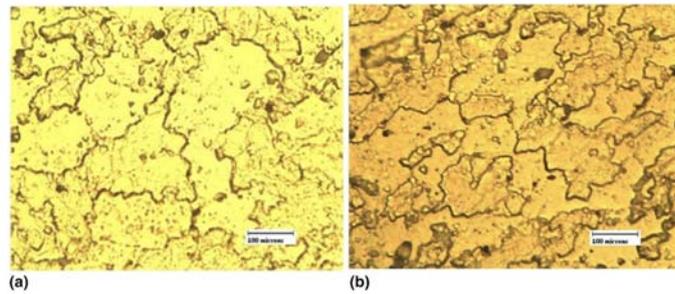


Figura 2.17.3.2: Microstruttura AA7075-T6 - *K. Mohan* osservato con 500x di ingrandimento: (a) Tal quale, (b) -80°C .

decrese al diminuire della temperatura.

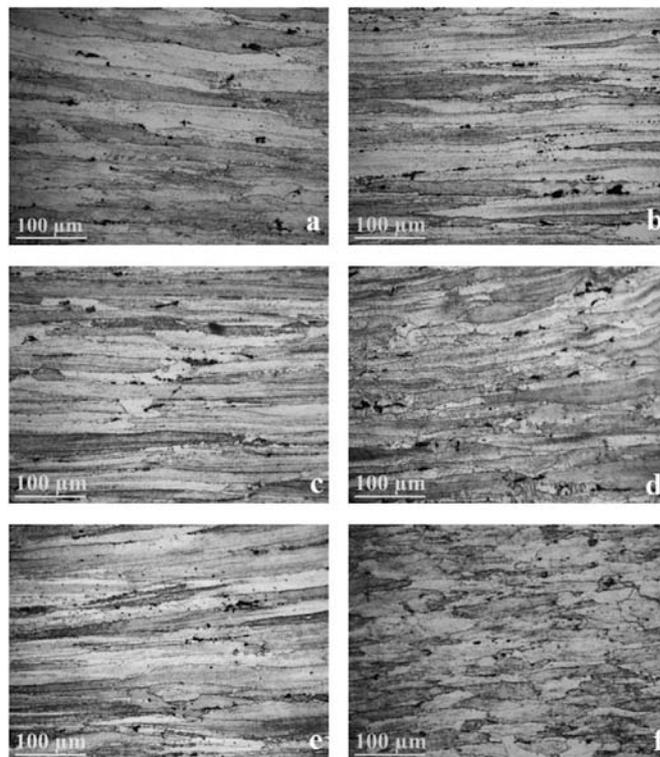


Figura 2.17.3.3: Microstruttura AA7075-T6 ortogonale - *Lee-Lin* osservata al microscopio ottico: (a) $T=0^{\circ}\text{C}$ 1000s^{-1} , (b) $T=0^{\circ}\text{C}$ 5000s^{-1} , (c) $T=-100^{\circ}\text{C}$ 1000s^{-1} , (d) $T=-100^{\circ}\text{C}$ 5000s^{-1} , (e) $T=-196^{\circ}\text{C}$ 1000s^{-1} , (f) $T=-196^{\circ}\text{C}$ 5000s^{-1} .

2.17.4 Formazione e composizione dei precipitati

La lega di alluminio 7075 può essere migliorata attraverso un trattamento termico T6 che ne permette un rafforzamento per precipitazione. Le varie fasi di questo processo sono elencate qui di seguito:

- solubilizzazione
- tempra
- invecchiamento artificiale

La solubilizzazione è il primo step del trattamento termico T6 e consiste in un processo di riscaldamento a temperature molto elevate, fino a 575°C, seguite da un successivo raffreddamento. Anche la tempra ha grosso modo lo stesso scopo, ma il raffreddamento è repentino e può essere effettuato con diversi mezzi. Al termine della tempra, per un periodo limitato di poche ore, il metallo risulta duttile e facilmente lavorabile. Il processo di invecchiamento artificiale conclude il processo del trattamento termico, facendo tornare il pezzo a temperatura ambiente.

Durante tale processo si ha un cambiamento della microstruttura interna e in particolare si ha la formazione di piccoli agglomerati di particelle intermetalliche definiti precipitati.

Il processo di formazione di tali elementi è studiato da un'articolo del *Journal of Material Science* [20] e da un'altro articolo de *La metallurgia italiana* [21].

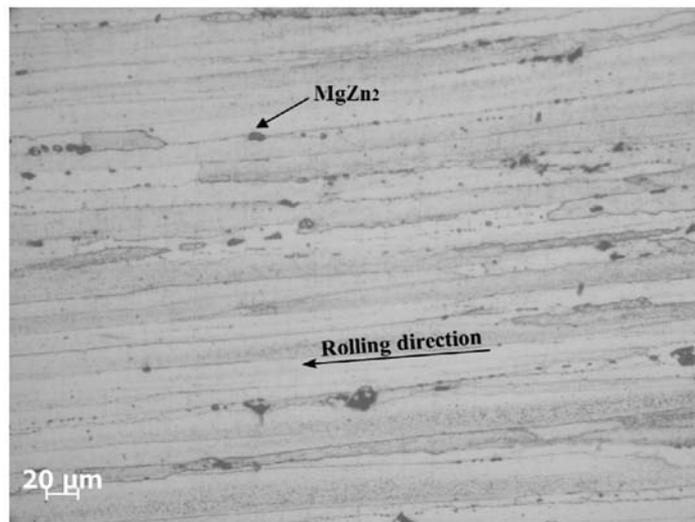


Figura 2.17.4.1: Osservazione dei precipitati sulla sezione ortogonale - *Lin-Lee*

La decomposizione della soluzione solida super satura, avviene mediante la formazione delle zone di *Guinier-Preston* (GP). A temperature di invecchiamento leggermente più elevate, si ha la formazione di altre fasi di precipitazione definite metastabili η' , mentre a temperature ancora più elevate si può osservare la formazione di fasi stabili η . La struttura e la composizione dei precipitati metastabili e stabili dipende ovviamente dalla composizione della lega e dalla temperatura di invecchiamento, inoltre tali fasi non sono indipendenti l'una dall'altra.

Secondo alcuni studi, sono state dimostrate due diverse zone GP indicate come GPI e GPII, che differiscono tra loro esclusivamente nella struttura.

Tali zone rappresentano i precursori dei precipitati metastabili η' i quali sono semi-coerenti con la matrice di alluminio.

Le varie fasi di precipitazione sono espresse in sintesi:

- decomposizione della soluzione solida super satura (SSSS)

- formazione delle zone GP, I e II
- fase di precipitazione metastabile η' -> si forma $MgZn$
- fase di precipitazione stabile η -> si forma $MgZn_2$

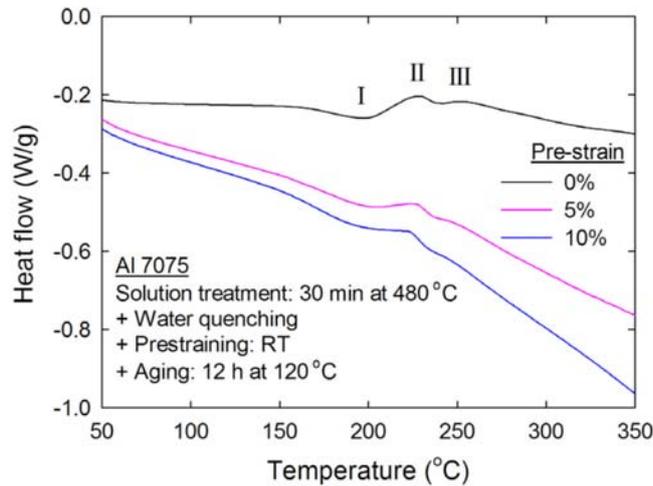


Figura 2.17.4.2: Analisi eseguita al calorimetro a scansione differenziale - Jung

I ricercatori *Jung-Lee-Kawasaki* [24], hanno eseguito uno studio del materiale mediante l'uso del calorimetro a scansione differenziale (DSC), questo ha permesso di valutare attentamente la formazione delle fasi sopracitate. Analizzando l'immagine in fig.2.17.4.2 è possibile mettere in luce almeno tre zone differenti:

- fase I: reazione endotermica a 200°C corrispondente alla dissoluzione delle zone GP;
- fase II: reazione esotermica a 240°C che porta alla formazione della fase metastabile η' ;
- fase III: ulteriore reazione esotermica a 280°C compatibile con la trasformazione dalla fase metastabile η' a quella stabile η ;
- fase IV: non osservabile dall'immagine, dovrebbe manifestarsi ad una temperatura leggermente superiore ai 300°C ed è associata alla crescita dei precipitati fini della fase stabile $MgZn_2$.

Attuando opportune analisi attraverso l'XRD [18] è possibile confermare la composizione del precipitato finale. I risultati dell' XRD della lega AA7075 non trattata, mostrano la presenza di un picco di grandi dimensioni, corrispondente alla soluzione solida super satura di Alluminio e di un picco minore, costituito da particelle di seconda fase, $MgZn_2$, fig.2.17.4.3(a). Il trattamento termico a -80°C mostra anch'esso la presenza della soluzione solida di alluminio e del precipitato $MgZn_2$ 2.17.4.3(b), ne consegue che il trattamento a temperature sotto zero non influenza la composizione dei precipitati.

Dagli studi riportati da *J.A. Wert* [22], è possibile osservare una seconda tipologia di precipitati composta dalla matrice di Al e altre particelle di Fe e Si non disciolte durante il trattamento termico T6. La presenza di queste impurità ha un effetto marginale sul processo di ricristallizzazione.

Secondo un gruppo di ricercatori [23], quando la lega viene invecchiata con un processo superiore alle 36 ore, si ha la formazione di precipitati secondari costituiti da Al_7Cu_2Fe .

Una valutazione delle proprietà meccaniche dei precipitati mediante test di nano-indentazione e compressione micropillare, ha stabilito che le particelle di Al_7Cu_2Fe

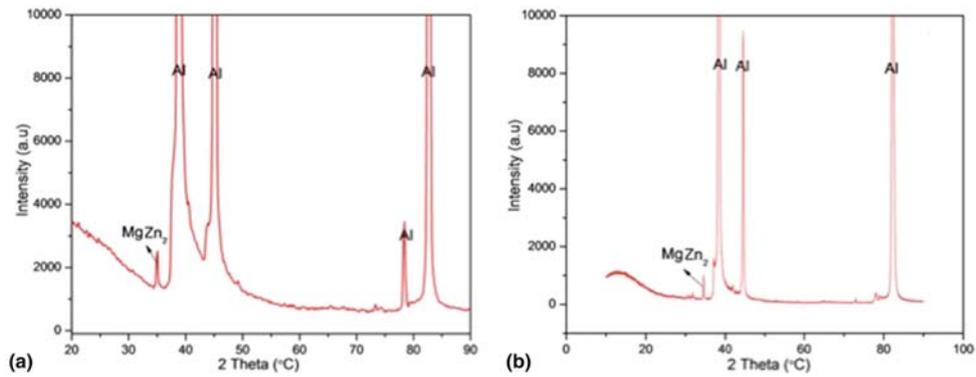


Figura 2.17.4.3: XRD eseguito sui precipitati della lega 7075-T6 - K. Mohan: (a) Tal quale, (b) -80°C .

possiedono i più alti valori di durezza e resistenza rispetto a tutte le altre tipologie di inclusioni, in particolare un test di resistenza a compressione, ha mostrato segni di frattura a 2.5GPa senza mostrare i segni di deformazione plastica, ne consegue che tale precipitato è interessato solo da un comportamento fragile.

2.18 Test di corrosione

L'effetto della corrosione sulla lega AA7075 è ancora argomento di ricerca. È stato studiato che la predisposizione alla corrosione localizzata, dipende principalmente dalla concentrazione e dalla distribuzione delle particelle intermetalliche presenti all'interno della matrice di Al. [25]

È stato visto precedentemente, come i precipitati presenti all'interno della lega fossero di due tipi: $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ considerato un elemento di impurità nella matrice e MgZn_2 responsabile dell'aumento delle proprietà meccaniche.

Durante i test di corrosione svolti dai ricercatori Liu, Mol e Janssen [25], il precipitato $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ si dimostra essere il meno elettrochimico rispetto alla matrice, sviluppando un comportamento catodico capace di provocare una dissoluzione delle aree circostanti. [26]

Il principale precipitato rinforzante invece, costituito da MgZn_2 , ha un comportamento più elettrochimico rispetto alla matrice solida, consegue che tale elemento si comporta da anodo e può favorire l'insorgere di una corrosione intergranulare.

I test di corrosione, svolti in una soluzione contenente 3.5% di NaCl, hanno manifestato l'insorgere di corrosione uniforme, intergranulare e pitting. In fig.2.18.0.1, è possibile vedere al SEM i vari effetti della corrosione.

In fig.2.18.0.1(a) è possibile visualizzare i bordi di grano attaccati da una corrosione intergranulare. In fig.2.18.0.1(b) è osservabile la presenza di cavità, probabilmente dovuta all'insorgere di pit, mentre in fig.2.18.0.1(c) si osservano cavità e altri prodotti di corrosione.

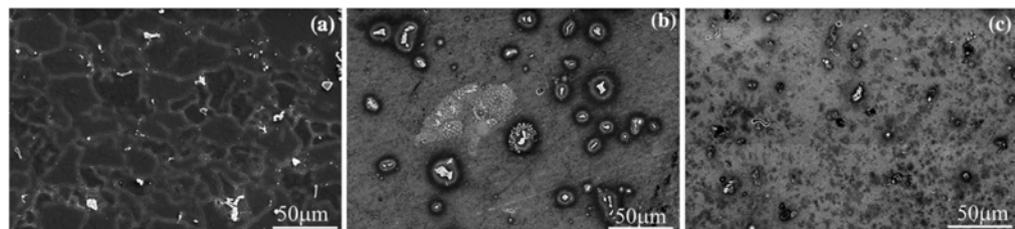


Figura 2.18.0.1: Morfologia superficiale delle aree non usurate dopo tribocorrosione a diversi potenziali. a) $-1,68\text{ V}$. b) $-1,18\text{ V}$. c) $-0,68\text{ V}$. [25]

RIFERIMENTI BIBLIOGRAFICI

- [1] Kalpakjian, S., & Schmid, S. R. (2003). *Manufacturing processes for engineering materials*, Upper Saddle River, N.J: Prentice Hall; APA, Sesta edizione.
- [2] Ceretti E., Maccarini G., (2003). *Plasticità e Lavorazioni per Deformazione Plastica*, Università degli Studi di Brescia (Capitolo 3).
- [3] G. Petrucci G. *Lezioni di Costruzione di Macchine*, Università degli Studi di Palermo.
- [4] Santochi M., Giusti F., (2006). *Tecnologia Meccanica*, Casa Editrice Ambrosiana (Capitolo 5).
- [5] Giulio Alfano (2004). *Appunti di scienza delle costruzioni*, Università degli studi di Napoli.
- [6] TEC-Eurolab (Consultato in data 01-09-2019)
Caratteristiche della frattura fragile
<https://www.tec-eurolab.com/eu-it/caratteristiche-frattura-fragile.aspx>, Viale Europa, 40 - 41011 Campogalliano (Mo) - Italy
- [7] TEC-Eurolab (Consultato in data 01-09-2019)
Caratteristiche della frattura duttile
<https://www.tec-eurolab.com/eu-it/caratteristiche-rottura-duttile.aspx>, Viale Europa, 40 - 41011 Campogalliano (Mo) - Italy
- [8] Stefania Brushi (2019). *Slide del corso: Prova di Trazione monoassiale*, Università degli Studi di Padova, Dipartimento di ingegneria Industriale.
- [9] ASTM E8-04. *Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials*, American Association State Highway and Transportation Officials Standard, AASHTO No.: T68., USA.
- [10] Senkov, Oleg & Bhat, R.B. & Senkova, Svetlana. (2004). *High Strength Aluminum Alloys for Cryogenic Applications.*, 10.1007/1-4020-2112-7 15.
- [11] George E. Dieter (1961). *Mechanical metallurgy*, New York McGraw-Hill - Metallurgy and metallurgy engineering series.
- [12] Unisalento (Consultato in data 28-01-2020)
I difetti nei cristalli
https://www.unisalento.it/documents/20152/218139/4_2014_Difetti.pdf/1681ba30-8b0a-245c-a42b-c476caa4a0a3?version=1.0&download=true
- [13] David Sleeman (2014)
Corrosion of aluminium, ELSEVIER Ltd, The Boulevard, Langford Lane Kidlington, Oxford OX5 1GB UK
- [14] ASM International, (2000)
ASM Handbook: Mechanical Testing and Evaluation VOL.8, ASM International.
- [15] Senkov, Oleg & Bhat, R.B. & Senkova, Svetlana. (2004)
High Strength Aluminum Alloys for Cryogenic Applications., 10.1007/1-4020-2112-7 15.
- [16] ASM International, (1990)
ASM Handbook: Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials. VOL.2, ASM International, Seconda edizione.

- [17] R.F. Muraca & J.S. Whittick, (1972)
Materials Data Handbook: Aluminum Alloy 7075, Western applied research & development, INC. Prepared for NASA, Seconda edizione.
- [18] Mohan, K. & Suresh, J. & Ramu, Palaniappan & Rengaswamy, Jayaganthan. (2016)
Microstructure and Mechanical Behavior of Al 7075-T6 Subjected to Shallow Cryogenic Treatment. Journal of Materials Engineering and Performance. 25. 10.1007/s11665-016-2052-1.
- [19] Woei-Shyan Lee & Ching-Rong Lin
Deformation behavior and microstructural evolution of 7075-T6 aluminum alloy at cryogenic temperatures Department of Mechanical Engineering, National Cheng Kung University, Tainan 701, Taiwan.
- [20] H. Löffler & I. Kovács & J. Lendvai (1983)
Review: Decomposition processes in Al-Zn-Mg alloys, Journal of Material Science 18 2215-2240.
- [21] M. Rosso & I. Peter & C. Castella
Studio e ottimizzazione del trattamento termico T6 per la lega 7068 La Metallurgia Italiana - n. 6/2015.
- [22] J. A. Wert & N.E. Paton & C.H. Hamilton & M.W. Mahoney (1981)
Grain Refinement in 7075 Aluminum by Thermo-Mechanical Processing, Metallurgical transactions A, 1276 – Vol.12A.
- [23] Bayazid, Seyed Mahmoud & Farhangi, H & Asgharzadeh, Hamed & Radan, L & Ghahramani, A. & Mirhaji, A. (2016)
Effect of cyclic solution treatment on microstructure and mechanical properties of friction stir welded 7075 Al alloy, Materials Science and Engineering A. 649.
- [24] Seon-Ho Jung & Jongsup Lee & Megumi Kawasaki (2018)
Effects of Pre-Strain on the Aging Behavior of Al 7075 Alloy for Hot-Stamping Capability, Metals.
- [25] Yueting Liu & J. M. C. Mol & G. C. A. M. Janssen. (2016) *Combined Corrosion and Wear of Aluminium Alloy 7075-T6* Journal of Bio and Tribo-Corrosion. 2. 10.1007/s40735-016-0042-3.
- [26] Oumaima Gharbi, Shravan Kumar Kairy, Paula Roberta De Lima, Derui Jiang, Juan Nicklaus and Nick Birbilis. (2019)
Microstructure and corrosion evolution of additively manufactured aluminium alloy AA7075 as a function of ageing, npj Mater Degrad 3, 40.

3 APPROCCIO SPERIMENTALE

Al fine di verificare l'incremento o il decremento delle prestazioni della lega di alluminio quando questa è soggetta a temperature differenti, è stato necessario condurre delle prove di trazione monoassiali e delle analisi micrografiche per investigare la possibile variazione della microstruttura interna.

Vengono eseguite tre campagne di prove di trazione, ciascuna con uno scopo differente. La prima campagna ha permesso di portare tutti i provini in esame a rottura, in questo modo è stato possibile ricavare le curve complete tensione – deformazione e valutare come queste si comportano al variare della temperatura della prova. Le altre due campagne di test invece, sono state eseguite solamente sui provini *smooth* a 0°: a differenza della prima campagna, tali prove sono state fermate in prossimità della tensione ultima a trazione evitando così l'insorgere della regione di strizione e della frattura.

Nel dettaglio, la seconda campagna, ha permesso di effettuare un'analisi microstrutturale avanzata, da cui è stato possibile studiare la dimensione dei grani, la dimensione dell'area dei precipitati, la loro composizione chimica e l'influenza che tali elementi possono avere sulle proprietà meccaniche della lega.

L'ultima campagna non distruttiva, ha permesso di svolgere dei test specifici di corrosione sull'ampia superficie intatta del provino.

Infine, viene ideato un grafico *UTS-Locus*, capace di mostrare l'influenza della triassialità sulla deformazione a UTS: in assenza di *Digital Image Correlation* (DIC), è stato necessario un processo di *Reverse-Engineering* in grado di correlare il più possibile le curve sperimentali, ottenute dalle prove distruttive, con quelle ottenute dalla simulazione attraverso il *software* agli elementi finiti *LS-DYNA*.

Maggior dettaglio verrà fornito nei capitoli successivi.

In fig.3.1 è possibile vedere la mappa generale delle prove eseguite sulla lega.

3.1 Obiettivi della sperimentazione

L'indagine condotta, è mirata a ricercare i motivi per cui, una lega di alluminio AA7075 – T6 formata in condizioni di temperatura criogenica, è in grado di aumentare le sue proprietà meccaniche rispetto ad una formatura eseguita a tiepido o a caldo. In particolare si vuole dimostrare come i precipitati contenuti all'interno del materiale, possano influenzare le proprietà di resistenza, duttilità, durezza e corrosione.

Il presente studio, eseguito in collaborazione con il Centro Ricerche Fiat (CRF), è svolto nei pressi dei laboratori di *tecnologia meccanica e materiali* situati a Padova e il laboratorio *Te.Si.* di Rovigo.

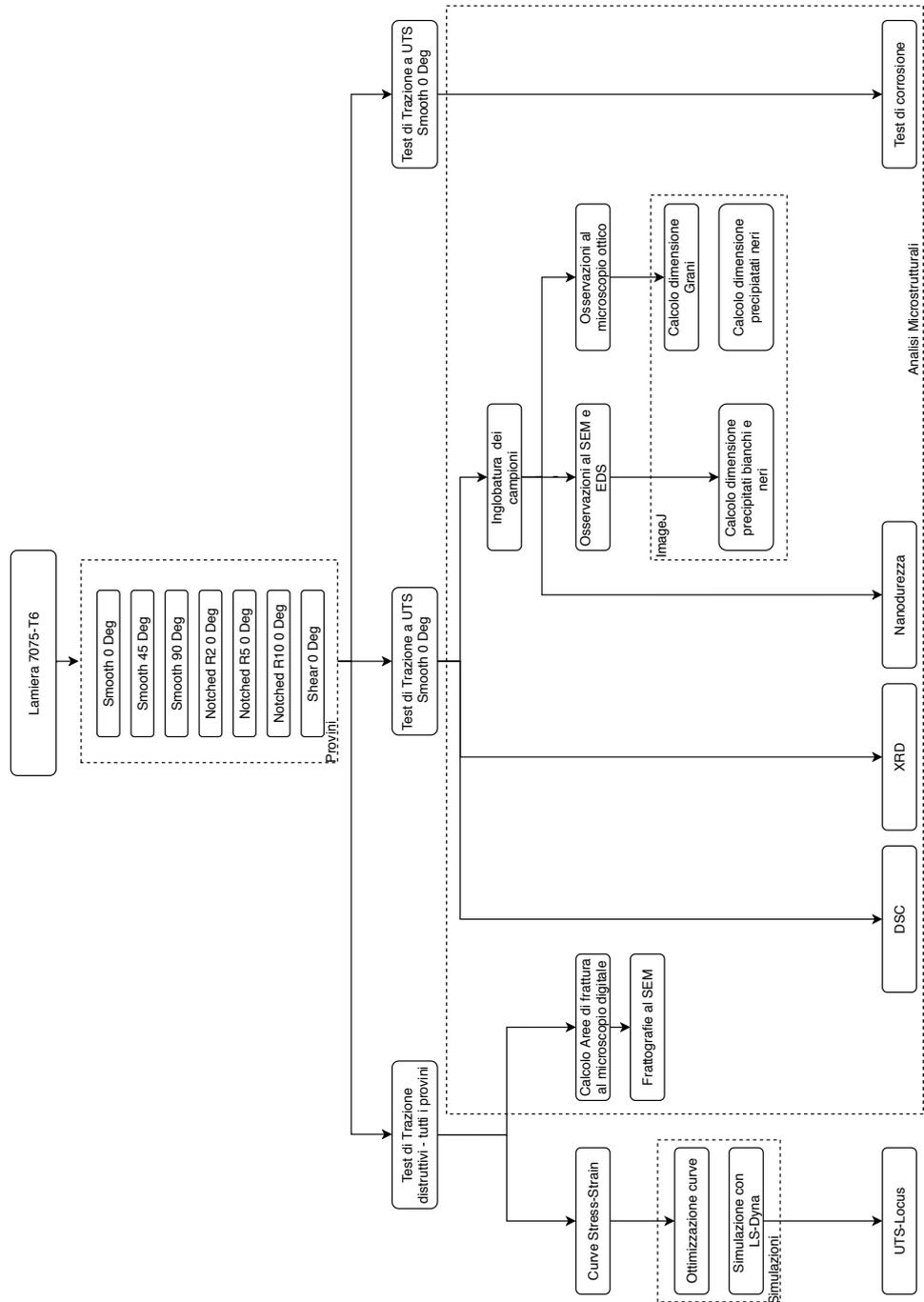


Figura 3.1: Flow Chart riassuntivo di tutte le prove sperimentali eseguite sulla lamiera.

4 MODELLO NUMERICO

In questo capitolo, si vuole descrivere il processo di simulazione implementato attraverso il *software* agli elementi finiti, LS – DYNA.

Le ragioni che hanno portato ad attuare una campagna simulativa, risiedono nella creazione di una nuova tipologia di grafico *UTS-Locus* che permette di capire l'influenza della triassialità sulla deformazione a UTS. È stato analizzato il comportamento dei provini *smooth*, *notched R2*, *notched R5* e *notched R10* in tutti i casi di temperatura, per un totale di 24 simulazioni FE.

4.1 Grafico UTS – locus

Il grafico che si vuole ottenere attraverso la simulazione, rappresenta a tutti gli effetti, una variazione del grafico *Fracture-locus*.

Quest'ultimo permette di capire come varia la triassialità in funzione della deformazione a rottura e permette di predire l'inizio della frattura nei materiali duttili. Per comprendere al meglio i motivi che hanno portato alla simulazione, è utile comprendere quali sono i valori necessari per il tracciamento del suddetto grafico.

Il parametro di triassialità, un parametro utile per descrivere la duttilità del materiale [1], risulta essere definito come rapporto tra:

$$\eta = \frac{\sigma_{idr}}{\sigma_e} \quad (4.1.1)$$

σ_{idr} rappresenta la componente idrostatica del tensore degli sforzi. Era stato visto precedentemente che tale parametro viene definito attraverso la media delle componenti di stress principali:

$$\sigma_{idr} = \frac{1}{3}(\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3) \quad (4.1.2)$$

σ_e rappresenta lo stato tensionale equivalente di Von – Mises ed è definito come:

$$\sigma_e = \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_1 - \sigma_3)^2} \quad (4.1.3)$$

Dalle equazioni riportate, si evince che i valori di stress principali, devono essere estratti dalla simulazione in prossimità del valore di UTS.

Per essere certi di determinare l'esatto momento in cui il materiale raggiunge la tensione ultima a trazione, viene analizzato il diagramma *Forza-Tempo* restituito dall'analisi di una *cross-section* del provino posta perpendicolare alla direzione di tiro. Da questo diagramma è stato quindi possibile trovare il valore massimo della forza rispetto al tempo di simulazione e attraverso quest'ultimo è stato possibile ricondursi alla situazione di UTS ricercata.

4.2 Ipotesi del modello numerico

Il modello numerico creato è stato ideato avvalendosi delle seguenti ipotesi semplificative:

- le dimensioni geometriche dei provini sono da ritenersi medie dei provini reali. Questi infatti, presentano piccole differenze l'uno dall'altro a causa del taglio laser impiegato nella lamiera.
- Il modello è di tipo 2D: sono stati quindi impiegati elementi *shell*.
- Il materiale si considera isotropo e quindi presenta le stesse proprietà meccaniche in tutte le direzioni.
- Il materiale obbedisce alla legge *Power Law Plasticity*.

- La dimensione della Mesh è di 0.5 ad eccezione dei *notched R10* dove la dimensione è 0.3.
- Il *meshatore* utilizzato è di tipo Automesh: permette l'utilizzo combinato di elementi Tria e Quad nelle zone più critiche.
- I nodi posti alla base del provino sono sottoposti ad un incastro, sono bloccati gli spostamenti e le rotazioni in ciascuna direzione.
- I nodi superiori del provino sono vincolati per permettere solo lo spostamento lungo la direzione di tiro.
- I nodi superiori si muovono con una velocità pari a quella della macchina di trazione; tale velocità è pari a 3.6mm/s.

4.3 Unità di misura del modello

Per la creazione del modello sono state impiegate le seguenti unità di misura:

- modulo elastico E -> [GPa];
- stress σ -> [GPa];
- densità ρ -> $\frac{\text{Kg}}{\text{mm}^3}$;
- forza F -> [kN];
- dimensioni geometriche [mm];

4.4 Sviluppo del modello

La simulazione pone le proprie basi sul modello matematico *Power Law Plasticity* [2]. Come si intuisce, l'equazione che lega la componente di *Stress* a quella di *deformazione* è una legge di potenza del tipo:

$$\sigma = K\epsilon^n \quad (4.4.1)$$

dove K e n sono parametri del materiale e possono essere valutati, di primo tentativo, attraverso l'analisi delle curve plastiche reali ottenute dalle prove sperimentali. Attraverso uno *script* di *Matlab* appositamente creato per la situazione, è stato possibile eseguire una serie di passaggi utili alla pulizia delle curve sperimentali dei provini *Smooth*. Le varie fasi dello *script* sono:

- inserimento della curva tensione – deformazione ottenuta dalla prova di trazione dai casi *smooth*;
- ottenimento del punto di snervamento σ_y attraverso il metodo del 0.2%;
- si elimina il tratto elastico iniziale e si ottiene la curva *tensione-deformazione reale* plastica;
- si convertono i valori degli stress da MPa in GPa, questo è necessario per mantenere una consistenza con le unità di misura impiegate in LS – DYNA;
- attraverso l'uso della funzione *spline* è possibile ottenere una curva *tensione-deformazione reale* plastica interpolata: questo permette di eliminare fonti parassite, non desiderate, che possono aver intaccato la curva sperimentale, fig.4.4.2;

Determinata la curva *tensione-deformazione reale* plastica interpolata, è possibile utilizzare il *tool* di *Matlab* denominato *Curve – fitting*. Questo ha permesso di interpolare la curva secondo la legge a potenza desiderata e di ottenere quindi il valore dei parametri K e n di primo tentativo. Si veda fig.4.4.3.

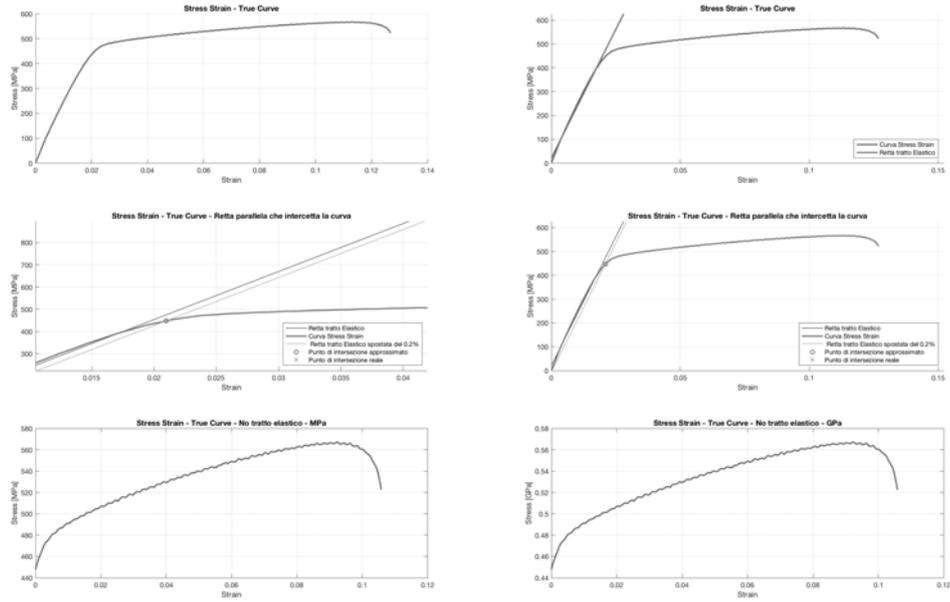


Figura 4.4.1: Importazione della curva, calcolo della retta tangente al tratto elastico, calcolo del punto di snervamento attraverso il metodo dello 0.2%, ottenimento della curva plastica reale e conversione da MPa in GPa.

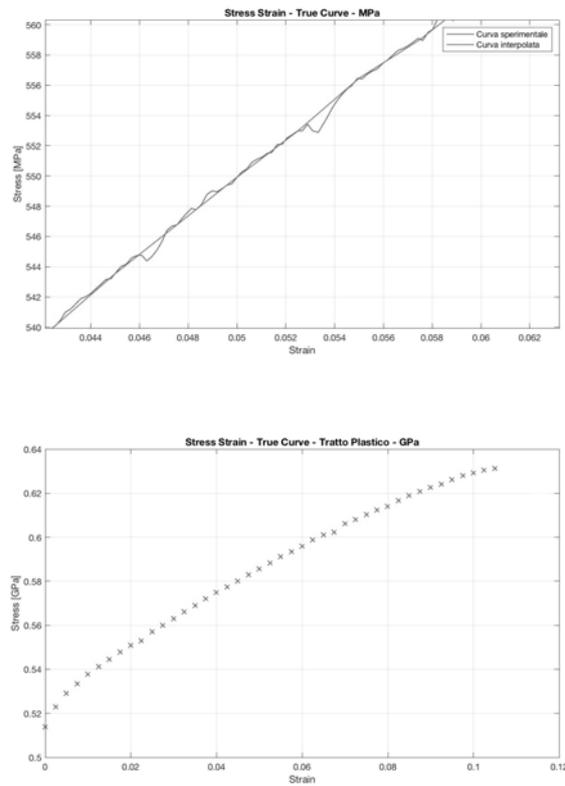


Figura 4.4.2: Interpolazione delle curve attraverso *spline*.

Vengono ottenuti i coefficienti che soddisfano al meglio la relazione a potenza di tutte le curve sperimentali *Smooth* alle varie temperature. Per i provini *notched* si considerano validi gli stessi coefficienti ricavati dalle curve *smooth* alla medesima temperatura, questo perché i provini con intaglio sono a tutti gli effetti un'evoluzione del caso *smooth* quando questo manifesta la strizione.

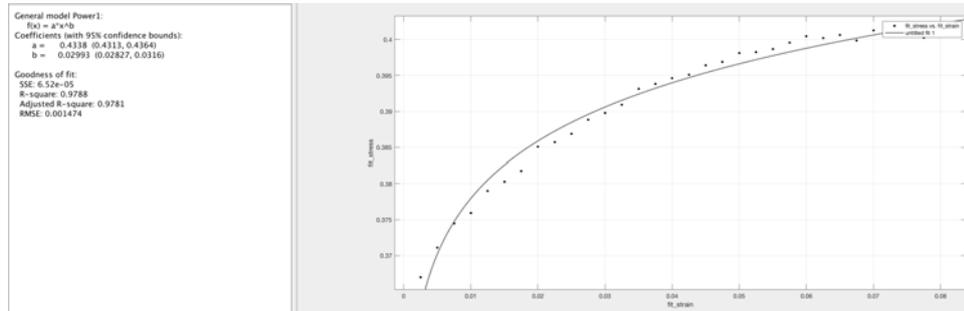


Figura 4.4.3: Calcolo dei parametri di K e n utili per la simulazione numerica attraverso il tool di Matlab *Curvefit*.

Per verificare la correttezza delle simulazioni rispetto ai test sperimentali, è stato necessario introdurre un criterio di confronto. Al termine di ciascuna simulazione, è stato possibile estrarre da una *cross section* perpendicolare alla direzione di tiro del provino, l'andamento del grafico *Forza-Corsa*. Questo ha permesso di attuare un confronto con la curva ottenuta dalla prova sperimentale. Nel caso di differenze tra le due curve, si presta necessario modificare i valori di K e n in modo da ridurre l'errore delle curve e arrivare ad un *matching* di queste, inoltre un'ulteriore regolazione fine è stata eseguita facendo variare il modulo elastico E , e variando il valore della tensione di snervamento σ_y . Nel caso di *matching*, è possibile proseguire andando ad estrapolare, al tempo di simulazione corrisponde al valore di UTS, i valori desiderati di stress e deformazione necessari al tracciamento del grafico. In fig.4.4.5 è possibile vedere la strategia impiegata nel processo di simulazione.

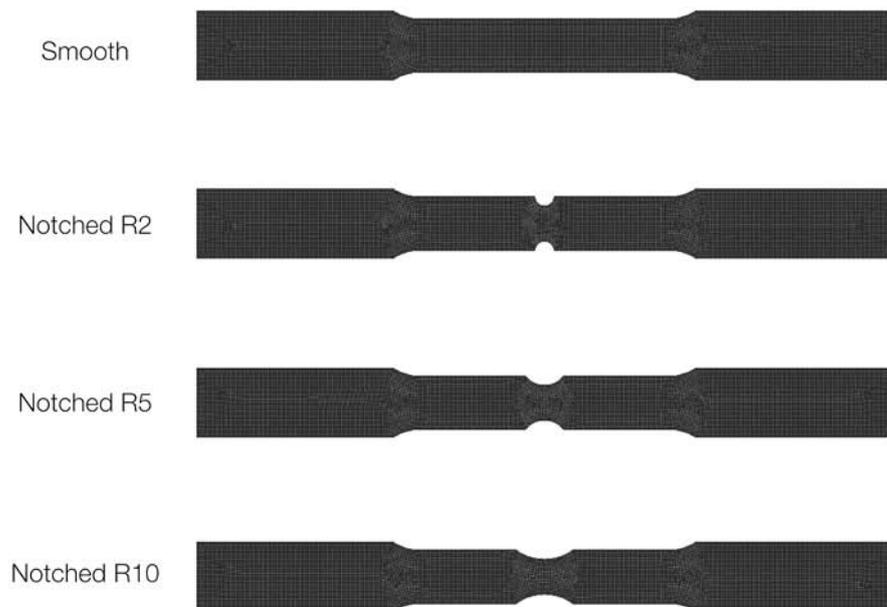


Figura 4.4.4: Provini *meshati* in *LS-DYNA*.

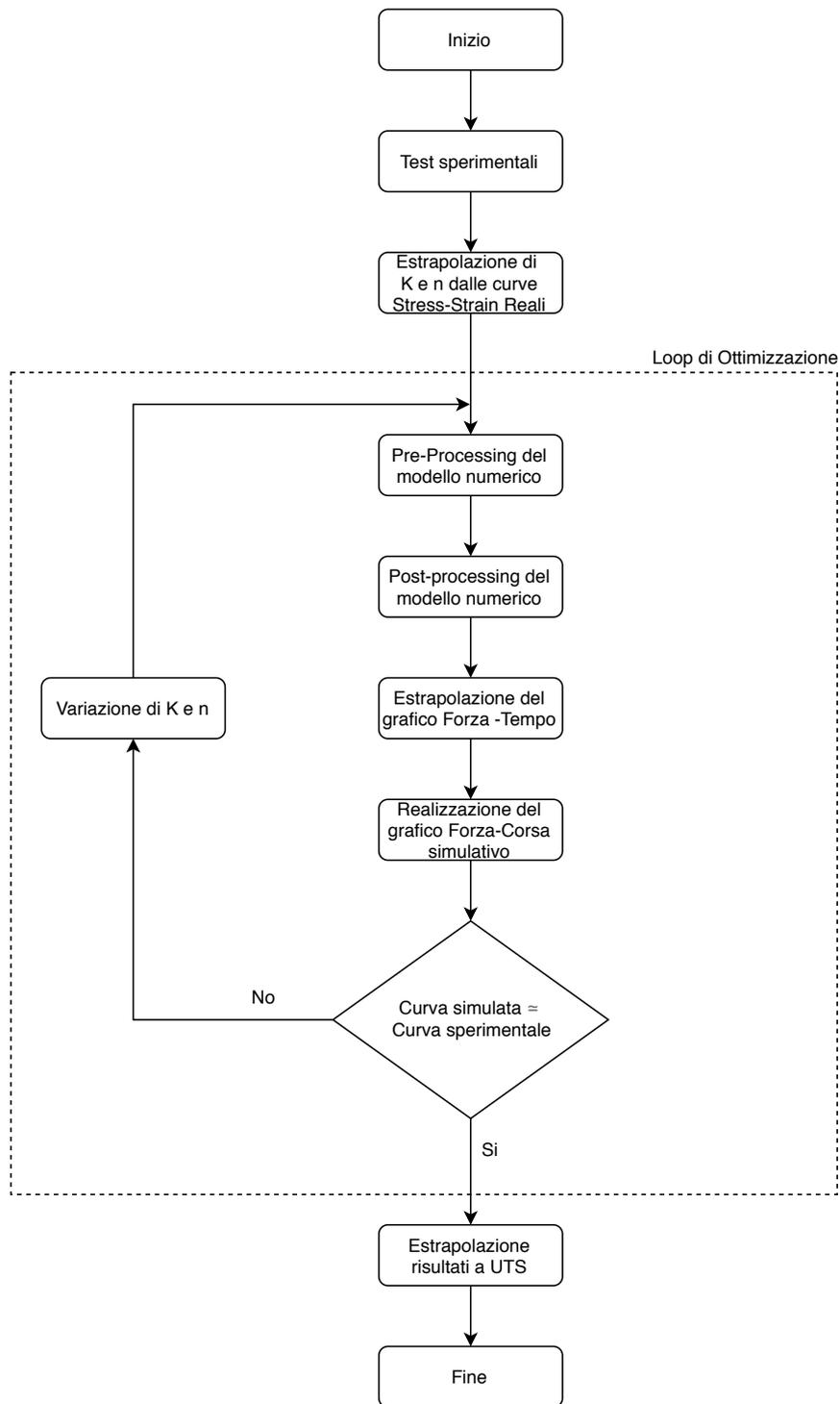


Figura 4.4.5: Sviluppo del modello numerico.

RIFERIMENTI BIBLIOGRAFICI

- [1] K. Senthil, M.A. Iqbal, P.S. Chandel, N.K Gupta.(2017)
Study of the constitutive behavior of 7075-T651 aluminum alloy, International Journal of Impact Engineering, Volume 108, Pages 171-190.
- [2] LS-DYNA (2014)
Keyword user's manual, Volume II - Material Models, Livermore, California 94551-0712.

5 EQUIPAGGIAMENTO

In questo capitolo si esamineranno i macchinari impiegati per eseguire i test sui campioni in lega AA7075 a differenti regimi di temperatura e le apparecchiature utilizzate per l'analisi post-deformazione.

5.1 MTS 322 Load Frame

La pressa servo idraulica MTS 322 Load Frame è un macchinario impiegato per l'esecuzione della prova di trazione a temperatura ambiente.



Figura 5.1.1: Pressa servo idraulica MTS 322 Load Frame.

Le caratteristiche della macchina sono espresse nella tabella seguente.

Tabella 5.1.1: Caratteristiche della pressa servo idraulica MTS

Forza Nominale [kN]	Corsa Utile [mm]	Velocità Pistone [mm/s]	Frequenza di acquisizione [Hz]
50	0-150	0.01-150	6000

La macchina servo idraulica permette di effettuare sia prove di trazione che di compressione. Il software proprietario MTS consente di scegliere se operare in modalità di spostamento, ad esempio quando si ha l'esigenza di impostare una determinata corsa del pistone, o per carico quando invece si vuole imporre un valore di forza.

5.2 Camera climatica

La pressa servo idraulica MTS presa singolarmente è in grado di effettuare test di trazione o compressione solo alla temperatura ambiente. In regimi di temperatura diversi, è necessario impiegare una camera climatica in grado di erogare e mantenere la temperatura desiderata, al provino posto al suo interno. Come si può vedere dalla fig.5.2.1 e dalla fig.5.2.2, la camera permette l'inserimento delle ganasce della pressa servo idraulica, in questo modo è possibile eseguire il test di trazione nel range di temperatura che va da -129°C a 300°C riuscendo ad isolare l'ambiente esterno da quello interno della camera.



Figura 5.2.1: Macchina servo idraulica accessoriata di camera climatica

La camera climatica è associata ad un termostato che permette di raggiungere il livello di temperatura desiderato e di mantenerlo costante, si presta però necessaria una fonte in grado di permettere il riscaldamento o il raffreddamento. Nello studio riportato in questo elaborato si porrà attenzione sui seguenti casi operativi:

- Test in regime sotto zero: nel seguente caso la camera climatica è collegata ad una bombola di azoto liquido.
- Test ad alta temperatura: la camera è scaldata mediante l'uso di resistenze elettriche interne.

La camera climatica, una volta raggiunta la temperatura del test, viene mantenuta alla temperatura desiderata per 15 minuti, in questo modo si dà tempo a tutte le parti della struttura di riscaldarsi e di arrivare ad un equilibrio termico. Una volta montato il provino sulle morse interne alla camera, questo è mantenuto per 5 minuti alla temperatura di esecuzione della prova.



Figura 5.2.2: Interno della camera climatica. Un provino è stato agganciato alla morsa inferiore.



Figura 5.2.3: Presso servo-idraulica accessoriata di camera climatica e bombola di azoto liquido.

5.3 Microscopio digitale

Questo strumento, nonostante il limitato range ottico, permette di visualizzare e fotografare particolari del provino. Una volta impostata una scala di misura, il software associato permette il calcolo delle sezioni o la determinazione delle lunghezze del campione. Tale microscopio digitale è stato impiegato per il calcolo delle aree di frattura riscontrate al termine della prova di trazione.



Figura 5.3.1: Microscopio digitale DinoCapture e provino fratturato bloccato mediante due blocchi in metallo.

5.4 Microscopio ottico

Il microscopio ottico, grazie agli ingrandimenti 50x, 100x, 200x, 500x, 1000x permette di osservare attentamente la microstruttura del materiale. Per riuscire a svolgere una corretta analisi, si presta necessario una preventiva preparazione del provino:

- taglio e dimensionamento del campione da analizzare;
- montaggio in resina a freddo;
- spianatura e lucidatura;
- attacco chimico.

L'inglobatura del campione, viene eseguita mediante solidificazione di una soluzione composta da resina epossidica; quando questa si rapprende, è necessario un processo di spianatura in successione con passaggi su carte abrasive di granulometria via via crescente, al termine di questa operazione si richiede una lappatura finale attraverso panni in tessuto, capaci di trattenere sulla propria superficie una soluzione acquosa. L'attacco chimico delle superfici lucidate rappresenta la fase finale della preparazione del provino da osservare.

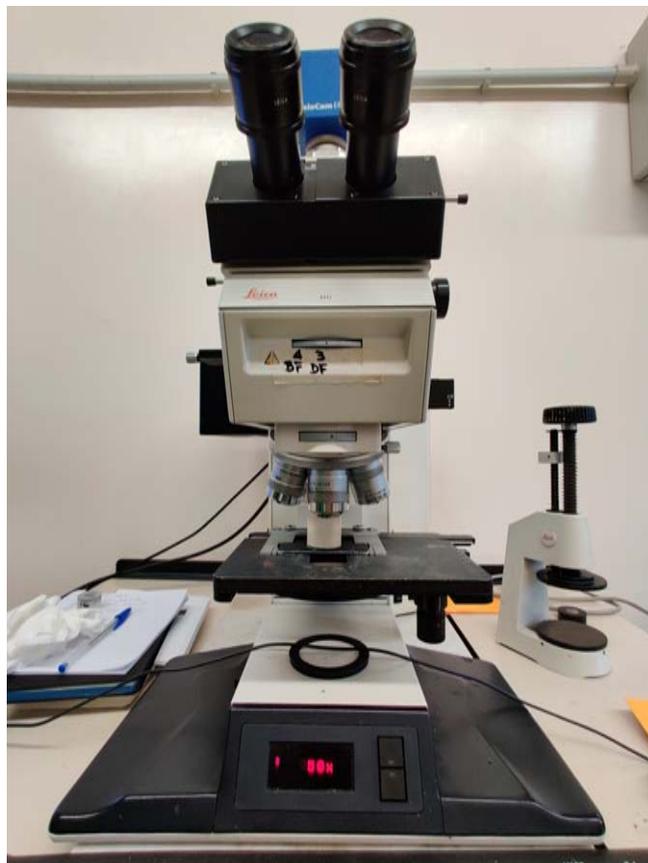


Figura 5.4.1: Microscopio ottico.

Tuttavia, il microscopio ottico presenta un potere risolutivo limitato, in genere inferiore ai 1000-1500 ingrandimenti. Si possono quindi risolvere all'ottico, in ambito metallurgico, solo la struttura generale della grana cristallina, i precipitati di maggiori dimensioni ed i grossi eutettici; per lo studio dei precipitati fini, nonché per l'analisi delle dislocazioni, questi ingrandimenti non risultano essere sufficienti.

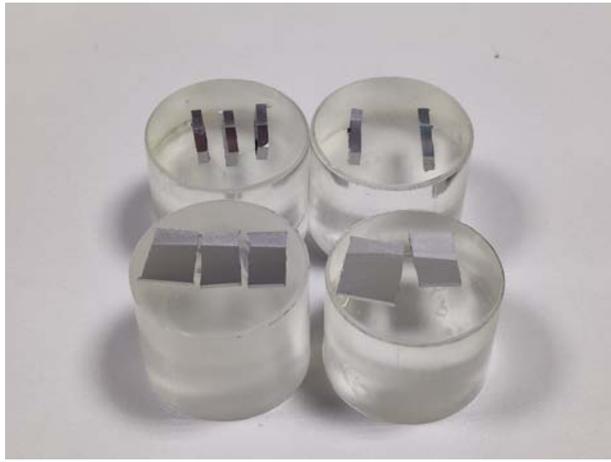


Figura 5.4.2: Provini inglobati. Si può notare l'effetto dell'attacco chimico su una zona localizzata del campione.

5.5 Microscopio a scansione elettronica - SEM

La microscopia elettronica è una tecnica che permette l'osservazione di campioni con ingrandimenti e risoluzione 1000 volte superiori alla microscopia ottica ordinaria. È possibile dire che il potere risolutivo cresce proporzionalmente al decrescere della lunghezza d'onda della radiazione impiegata, infatti la scoperta che gli elettroni hanno una radiazione di bassissima lunghezza d'onda ha suggerito la possibilità di usare fasci di elettroni per ottenere poteri risolutivi assai elevati. Il SEM (*Scanning Electron Microscope*), permette di scansionare la superficie da osservare mediante un fascio di elettroni ad alta energia, tipicamente eccitati da un filamento di tungsteno. Le particelle riflesse dalla superficie del campione, vengono rilevate da un *detector* e successivamente convertiti in impulsi elettrici. Nella realizzazione di questo elaborato, tale macchinario è stato impiegato per l'osservazione delle aree di rottura dei campioni trazionati.



Figura 5.5.1: Microscopio a scansione elettronica.



Figura 5.5.2: Posizionamento dei campioni all'interno del carrello del SEM.

5.5.1 SEM - EDS

Al normale funzionamento del SEM, è possibile associare una sonda EDS (*Energy Dispersive X-Ray Spectroscopy*) dalla quale è possibile analizzare la composizione chimica di componenti di piccole dimensioni, un esempio sono i precipitati presenti all'interno della lega.

Tale analisi chimica viene realizzata misurando l'energia e la distribuzione delle intensità dei raggi X generati dal fascio elettronico sul campione utilizzando un rivelatore a dispersione di energia.

5.6 Diffrazione a Raggi-X - XRD

La diffrazione di raggi X, spesso abbreviata in XRD, è un metodo di prova non distruttivo utilizzato per analizzare la struttura dei materiali cristallini. La diffrazione viene svolta dirigendo i raggi X su un campione e misurando l'intensità dispersa in funzione della direzione in uscita. Questa analisi viene utilizzata per identificare le fasi cristalline presenti in un materiale e quindi rivelare informazioni sulla composizione chimica. L'identificazione delle fasi viene raggiunta confrontando i dati acquisiti con quelli dei database di riferimento. Tale tecnica di analisi viene utilizzata per approfondire la composizione chimica dei precipitati della lega di alluminio.

5.7 Calorimetria a scansione a differenziale - DSC

La calorimetria a scansione differenziale (DSC) è un metodo termico nella quale viene misurata, in funzione della temperatura del campione, la differenza tra i flussi termici nella sostanza e quella di un riferimento quando entrambi sono sottoposti ad un programma controllato di temperatura. La differenza tra i flussi di calore del campione e del riferimento viene misurata dalle termocoppie poste sotto i campioni. Il dispositivo impiegato è mostrato in fig.5.7.1.

5.8 Test di Nanodurezza - Berkovich

Un'altra proprietà meccanica da tenere in considerazione è la durezza: questa è una misura della resistenza del materiale quando è soggetto ad una deformazione plastica localizzata (~ 8%). I primi test di durezza si basavano sulla capacità di un materiale di graffiare un altro più morbido; a tal scopo è stato ideato uno schema di indicizzazione qualitativo della durezza, chiamato scala Mohs, che parte da 1 in



Figura 5.7.1: Calorimetro a scansione differenziale modello Q200, prodotto da TA instruments.

caso di materiale morbido come il talco e arriva fino a 10 per materiali duri come il diamante.

Nel corso degli anni sono state sviluppate tecniche di durezza quantitative in cui un piccolo indentatore, in condizioni controllate di carico e velocità, viene messo a contatto con la superficie del materiale da testare. Da questo test viene misurata la profondità o la dimensione dell'indentazione risultante, che a sua volta è correlata a un numero di durezza; più morbido è il materiale, più grande e profonda è la rientranza e più basso è il numero dell'indice di durezza. [1]

La punta dell'indentatore *Berkovich*, la più utilizzata per la nanoindentazione, presenta un apice molto più acuto rispetto alla punta *Vickers*, tipicamente utilizzata per le microindentazioni, presenta inoltre una forma piramidale a tre facce e una punta di raggio minore a 20nm. La durezza, H , è calcolata come rapporto tra il carico massimo e l'area di contatto proiettata dalla punta sulla superficie del materiale. [2]

$$H = \frac{P_{\max}}{A_{\text{contatto}}} \quad (5.8.1)$$



Figura 5.8.1: Macchinario impiegato per i test di Nanodurezza.

RIFERIMENTI BIBLIOGRAFICI

- [1] Raheem, Zainab. (2019). *Materials Science and Engineering*, 8th Edition - Callister.
- [2] Nanomechanics, Inc. (Consultato in data 10-12-2019)
Nanodurezza - Berkovich
<http://nanomechanicsinc.com/indentation-hardness/>, 105 Meco Lane, Suite
100 Oak Ridge, TN 37830 USA
- [3] Element Materials Technology. (Consultato in data 10-12-2019)
XRD Anlysis
<https://www.element.com/materials-testing-services/x-ray-diffraction>

6 SVILUPPO DELLE PROVE E ANALISI DEI RISULTATI

In questa sezione verranno esposti i risultati ottenuti dalle prove sperimentali della lega di alluminio AA7075 – T6.

6.1 Prove di Trazione

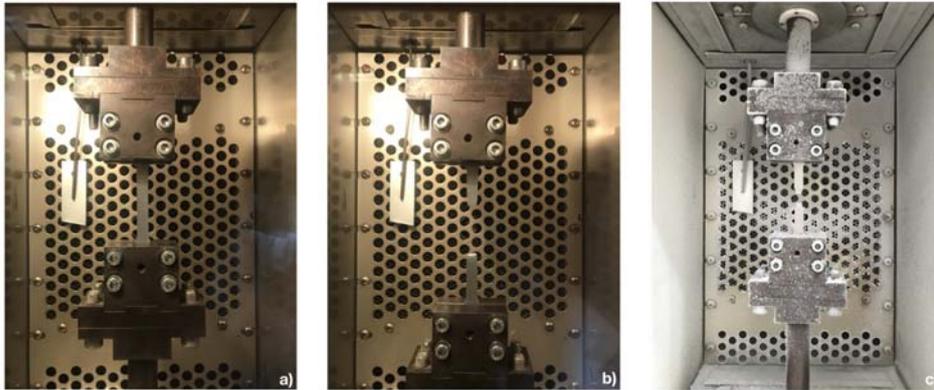


Figura 6.1.1: Alcuni provini fotografati durante varie fasi del test di trazione. a) Provino *smooth* fissato alle morse della macchina. b) Provino *smooth* soggetto a rottura. c) Provino *notched* portato a rottura durante un test a temperatura sotto zero.

La prova di trazione monoassiale prevede l'utilizzo di una pressa servo-idraulica MTS 322 *Load Frame* accessoriata di camera climatica, in questo modo è possibile regolare la temperatura a seconda dei requisiti scelti per il test.

Per questo elaborato, sono state utilizzate delle temperature compatibili con il range di funzionamento della camera climatica: partendo dalla temperatura ambiente di $+25^{\circ}\text{C}$ è stato possibile effettuare i test a $+100^{\circ}\text{C}$, $+200^{\circ}\text{C}$ e $+300^{\circ}\text{C}$ mentre, attraverso l'utilizzo della bombola di azoto, è stato possibile raggiungere temperature al di sotto dello zero pari a -50°C e -100°C .

I provini adottati per le prove di trazione risultano essere di diversa geometria e sono visibili in fig.2.12.2:

- provino *smooth* 0° deg rispetto alla direzione di laminazione;
- provino *smooth* 45° deg rispetto alla direzione di laminazione;
- provino *smooth* 90° deg rispetto alla direzione di laminazione;
- provino *notch* con raggio di 2mm a 0° deg rispetto alla direzione di laminazione;
- provino *notch* con raggio di 5mm a 0° deg rispetto alla direzione di laminazione;
- provino *notch* con raggio di 10mm a 0° deg rispetto alla direzione di laminazione;
- provino *shear* 0° deg rispetto alla direzione di laminazione.

Per ogni step di temperatura, la camera climatica è mantenuta nelle condizioni del test per 15 minuti, in questo modo si permette a tutte le parti interne di arrivare ad un equilibrio termico.

Una volta aperto lo sportello della camera è possibile fissare correttamente il provino alle morse della pressa, ma a causa di ciò, la temperatura interna diminuisce, si presta necessario riportare la camera alla temperatura prestabilita; solo da quel momento sono conteggiati 5 minuti, un tempo utile per permettere al campione di riscaldarsi uniformemente alla temperatura prevista.

Il software proprietario MTS ha permesso di impostare la macchina in modo da rispettare le seguenti condizioni operative:

- la velocità di trazione è impostata a 3.6mm/s;
- la macchina opera in modalità di spostamento, il pistone inferiore si muove fino ad un massimo di 60mm;
- i dati forza – corsa sono raccolti con una frequenza di acquisizione pari a 256Hz con un *Biffer size* di 1600.

I provini di geometria diversa vengono testati per ciascun step di temperatura, in questo modo è stato possibile eseguire un totale di 42 prove.

Al termine di ogni prova, il software *MTS Station Manager* restituisce un grafico *forza-corsa*. In prima analisi, questo permette di valutare il comportamento del materiale e verificare la correttezza del test.

Usufruendo delle equazioni 2.5.1 e 2.5.2 è possibile calcolare i valori di tensione e deformazione utili per il tracciamento del grafico *tensione-deformazione* ingegneristico, mentre attraverso le equazioni 2.6.8 e 2.6.9 è possibile ricavare i valori reali dello sforzo e della deformazione.

In tab.6.1.1, sono riportate le grandezze geometriche principali dei vari provini in lega di alluminio.

Tabella 6.1.1: Caratteristiche geometriche dei vari campioni AA7075

Provino	Direzione	Spessore [mm]	Larghezza [mm]	Lunghezza utile [mm]	Area iniziale [mm ²]
Smooth	0°	2	11.6	65	23.2
Smooth	45°	2	11.6	65	23.2
Smooth	90°	2	11.6	65	23.2
Notched R2	0°	2	7.6	65	15.2
Notched R5	0°	2	7.6	65	15.2
Notched R10	0°	2	7.6	65	15.2

Attraverso un software di calcolo è stato possibile eseguire un'elaborazione dei dati ottenuti dalle prove sperimentali, questo ha permesso la rappresentazione di più grafici *tensione-deformazione* ingegneristici e reali ad eccezione dei provini Shear che sono stati valutati esclusivamente attraverso un diagramma Forza – Corsa.

Le curve qui di seguito mostrate sono raggruppate per tipologia di provino e sono in funzione della temperatura.

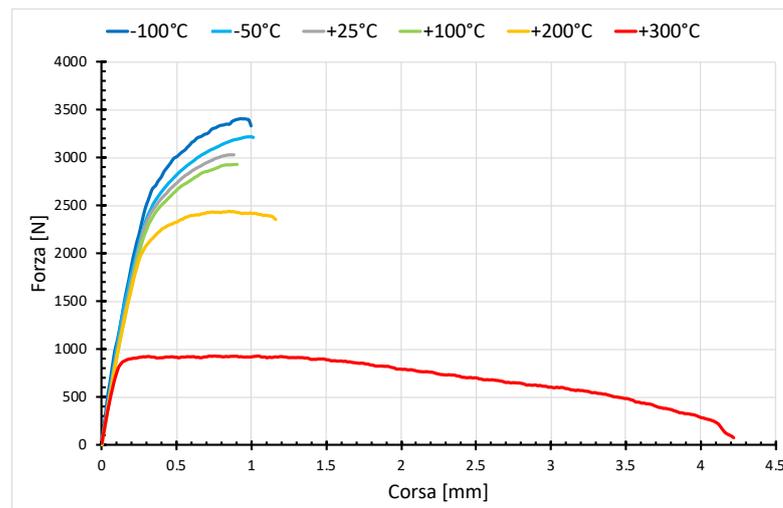


Figura 6.1.2: Curve Force – Stroke ottenute dai provini Shear orientati a 0° rispetto alla RD.

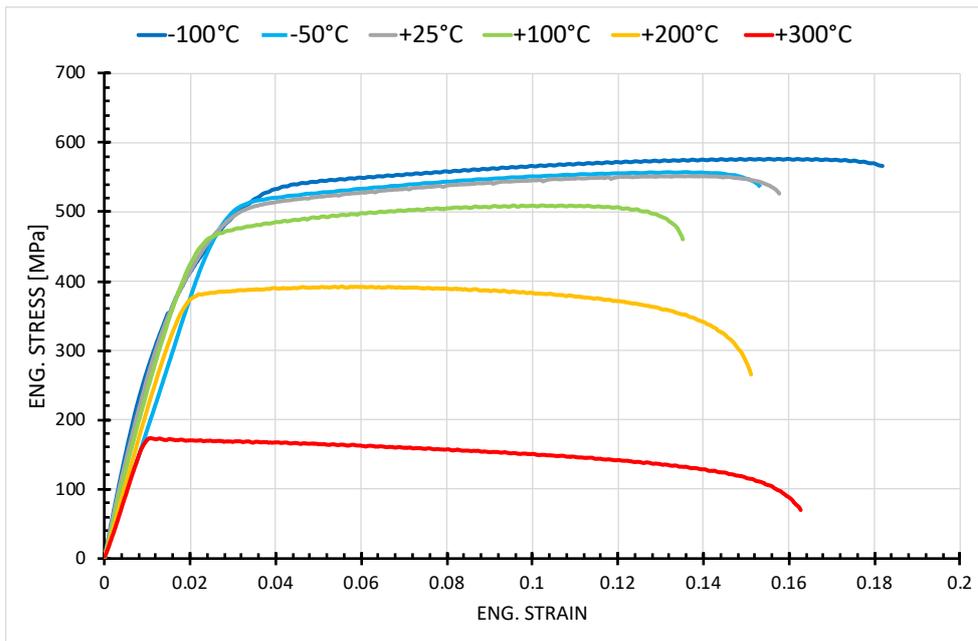


Figura 6.1.3: Curve tensione – deformazione ingegneristiche ottenute dai provini Smooth orientati a 0° rispetto alla RD.

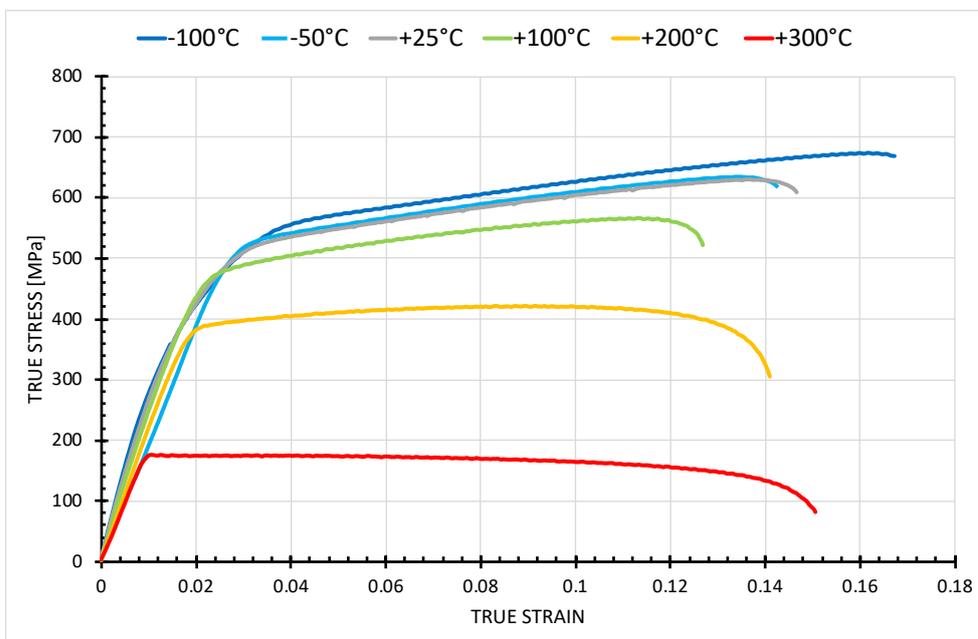


Figura 6.1.4: Curve tensione – deformazione reali ottenute dai provini Smooth orientati a 0° rispetto alla RD.

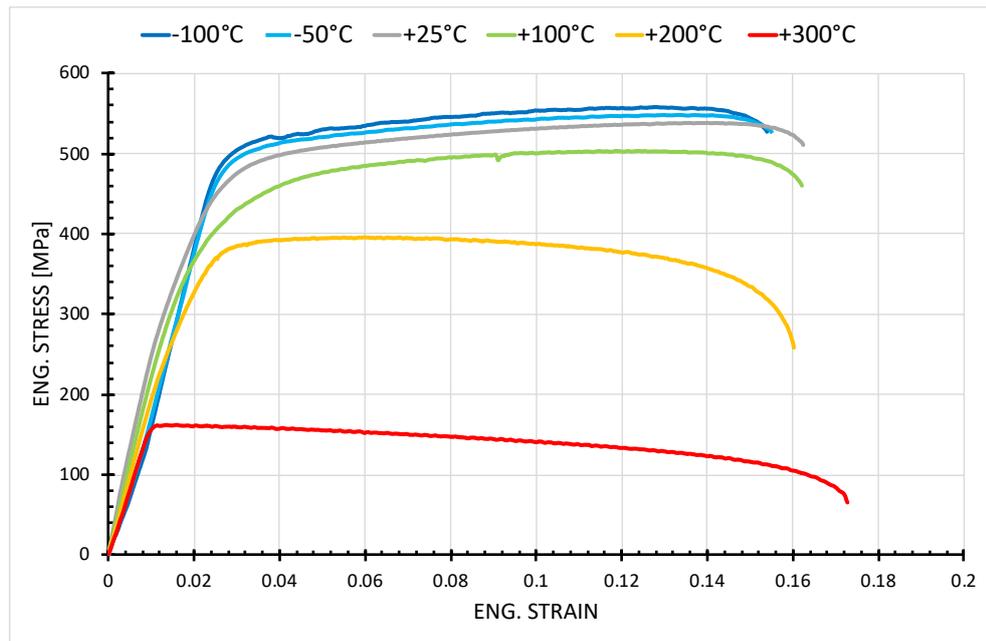


Figura 6.1.5: Curve tensione – deformazione ingegneristiche ottenute dai provini Smooth orientati a 45° rispetto alla RD.

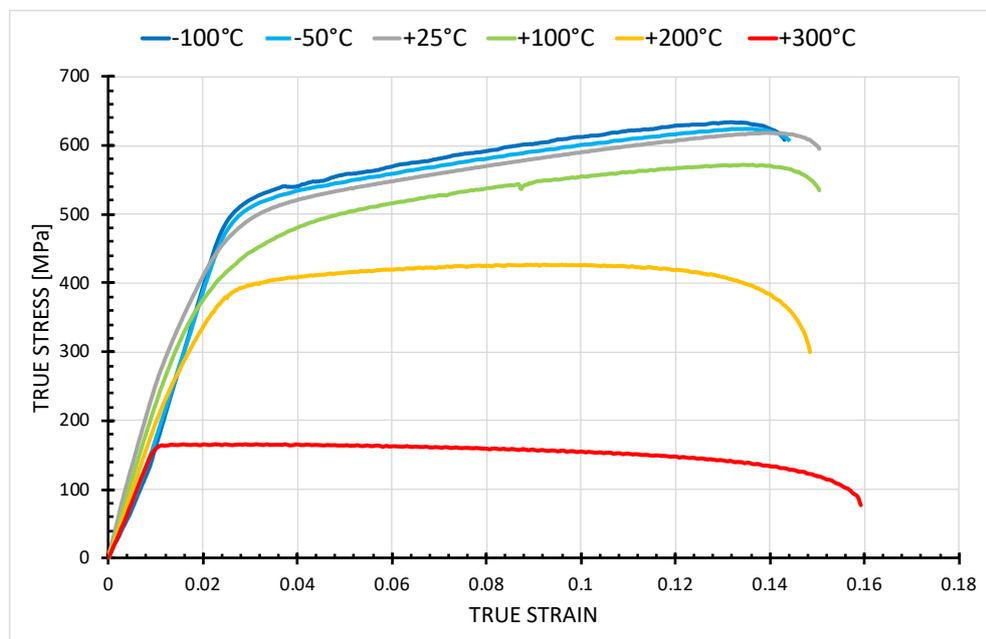


Figura 6.1.6: Curve tensione – deformazione reali ottenute dai provini Smooth orientati a 45° rispetto alla RD.

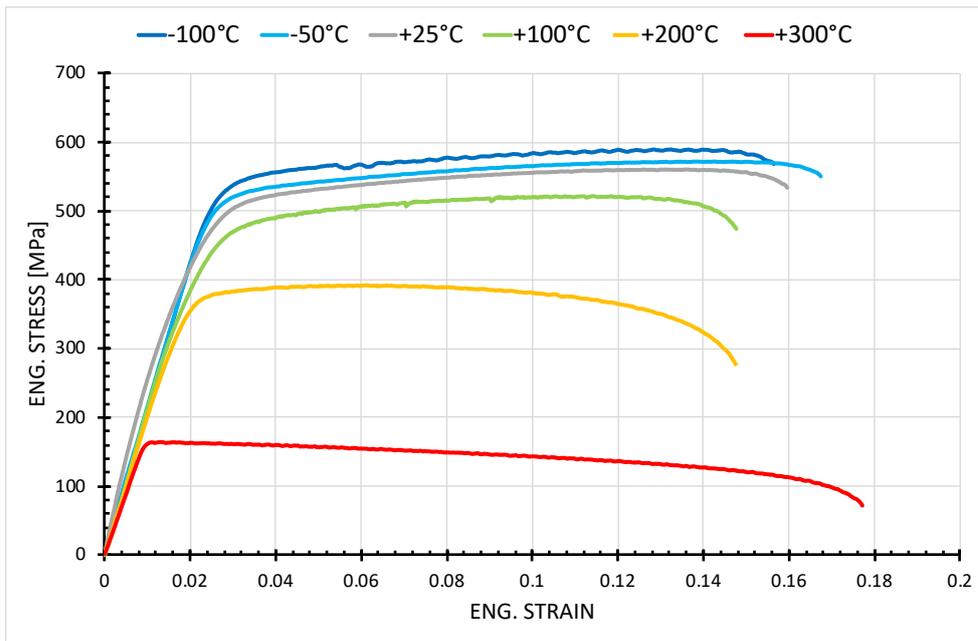


Figura 6.1.7: Curve tensione – deformazione ingegneristiche ottenute dai provini Smooth orientati a 90° rispetto alla RD.

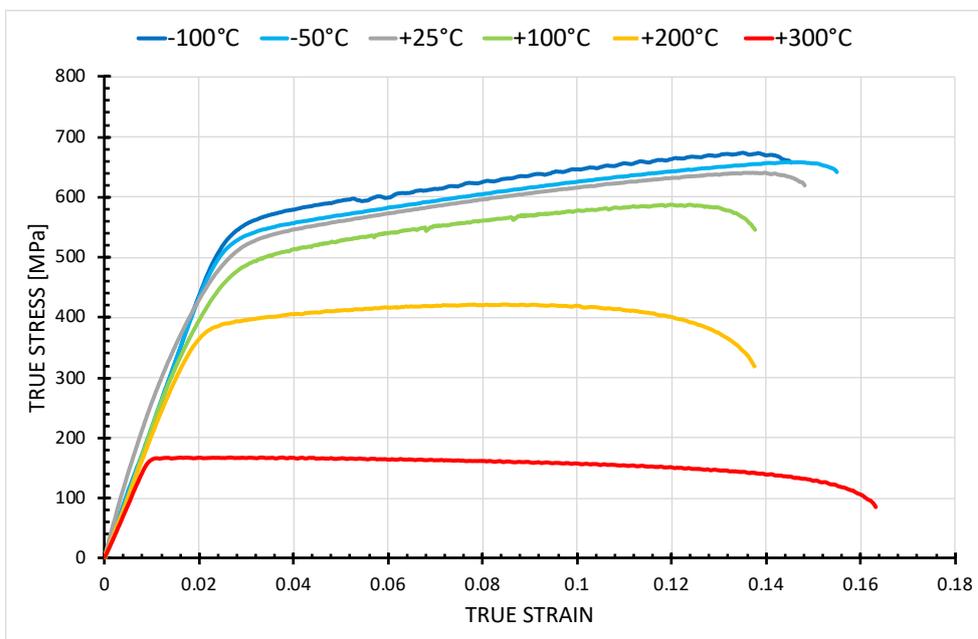


Figura 6.1.8: Curve tensione – deformazione reali ottenute dai provini Smooth orientati a 90° rispetto alla RD.

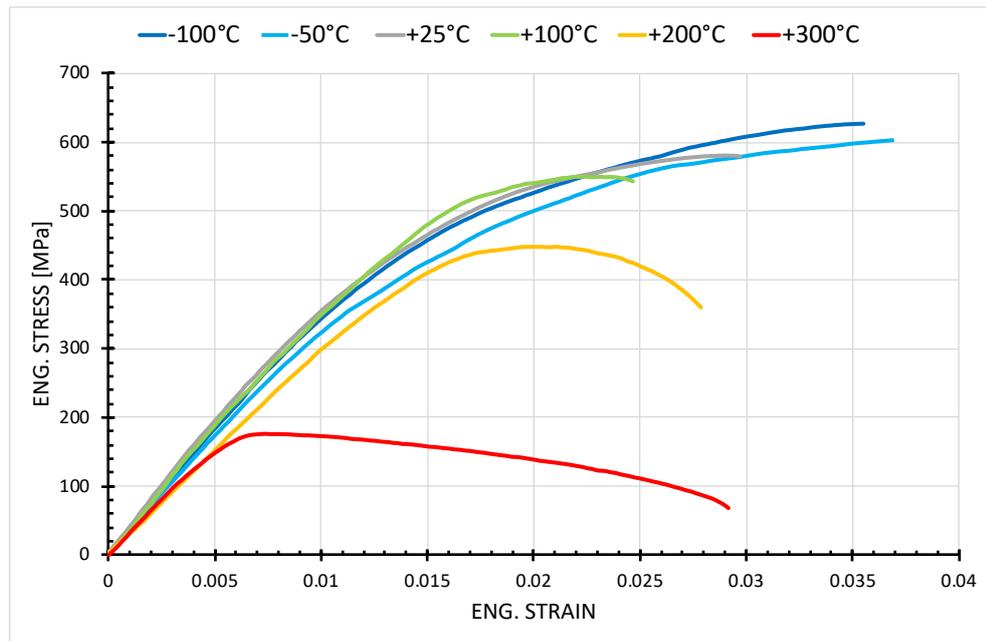


Figura 6.1.9: Curve tensione – deformazione ingegneristiche ottenute dai provini Notched R2 orientati a 0° rispetto alla RD.

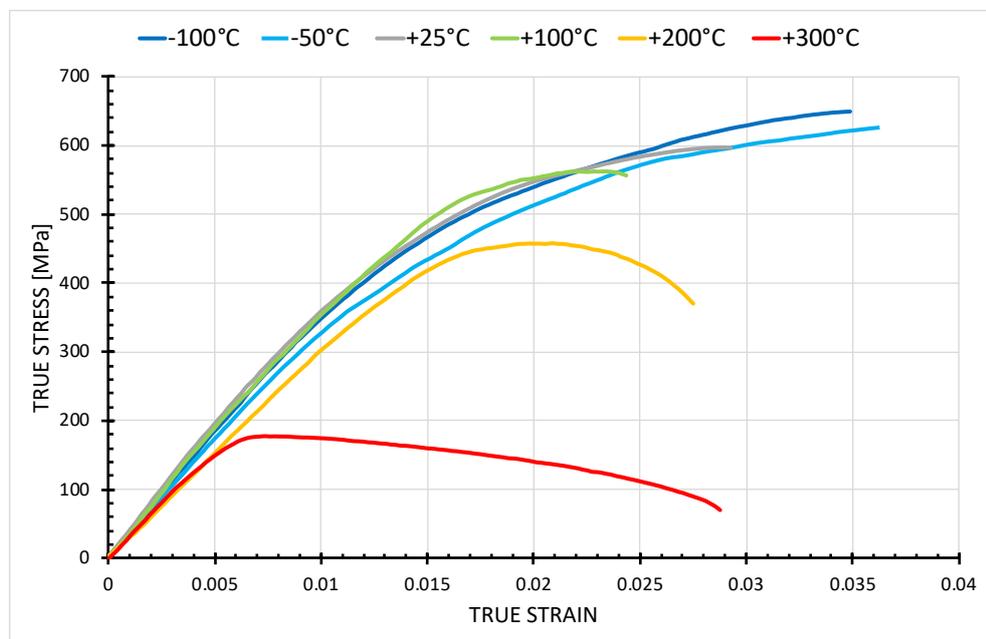


Figura 6.1.10: Curve tensione – deformazione reali ottenute dai provini Notched R2 orientati a 0° rispetto alla RD.

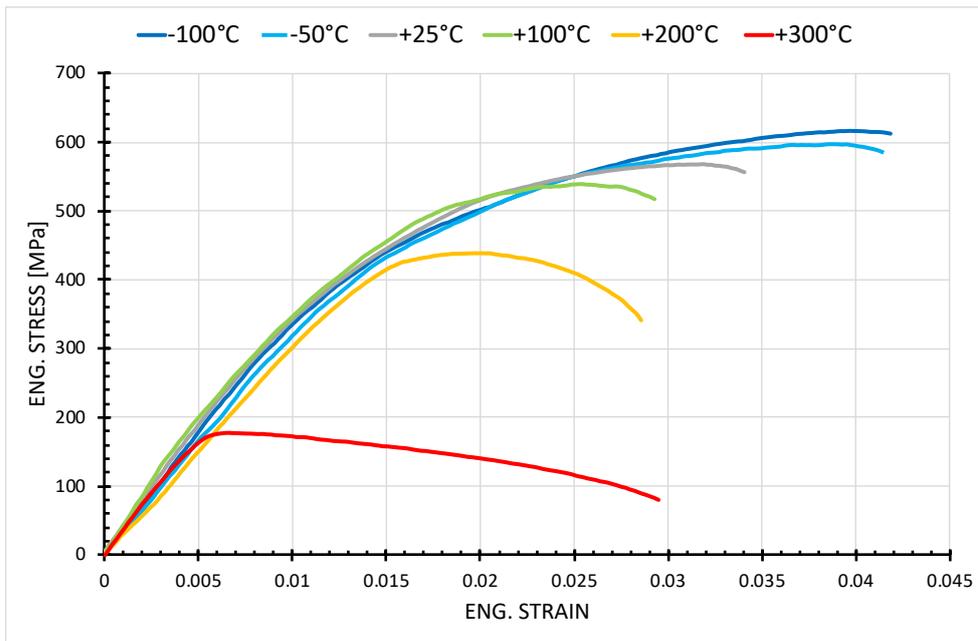


Figura 6.1.11: Curve tensione – deformazione ingegneristiche ottenute dai provini Notched R5 orientati a 0° rispetto alla RD.

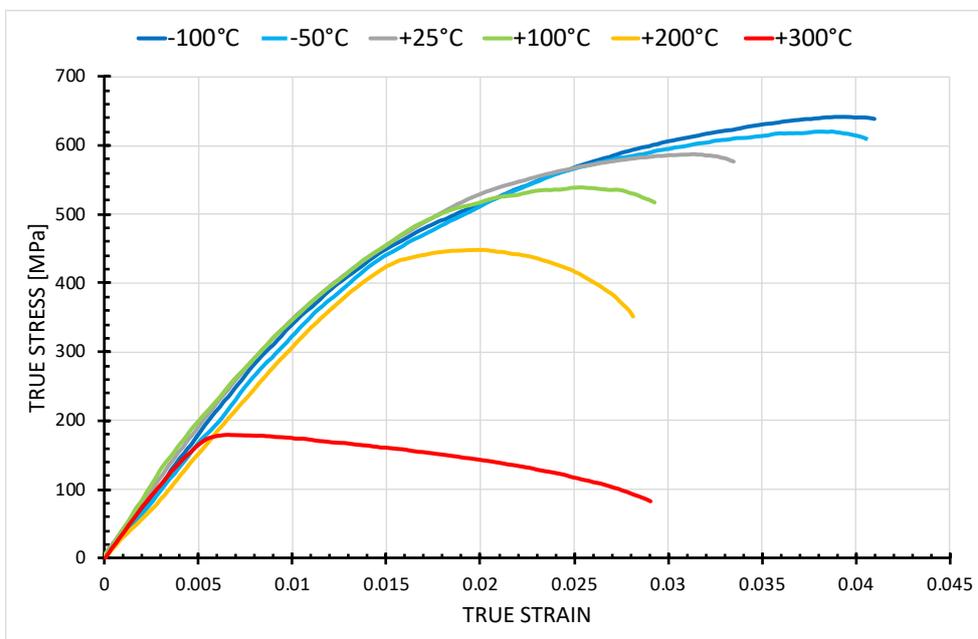


Figura 6.1.12: Curve tensione – deformazione reali ottenute dai provini Notched R5 orientati a 0° rispetto alla RD.

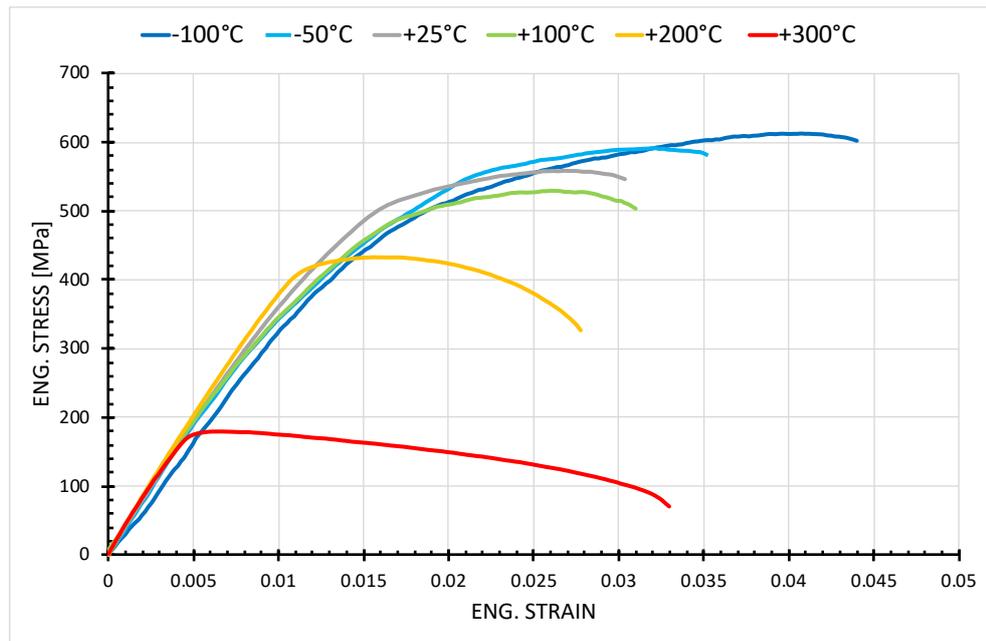


Figura 6.1.13: Curve tensione – deformazione ingegneristiche ottenute dai provini Notched R10 orientati a 0° rispetto alla RD.

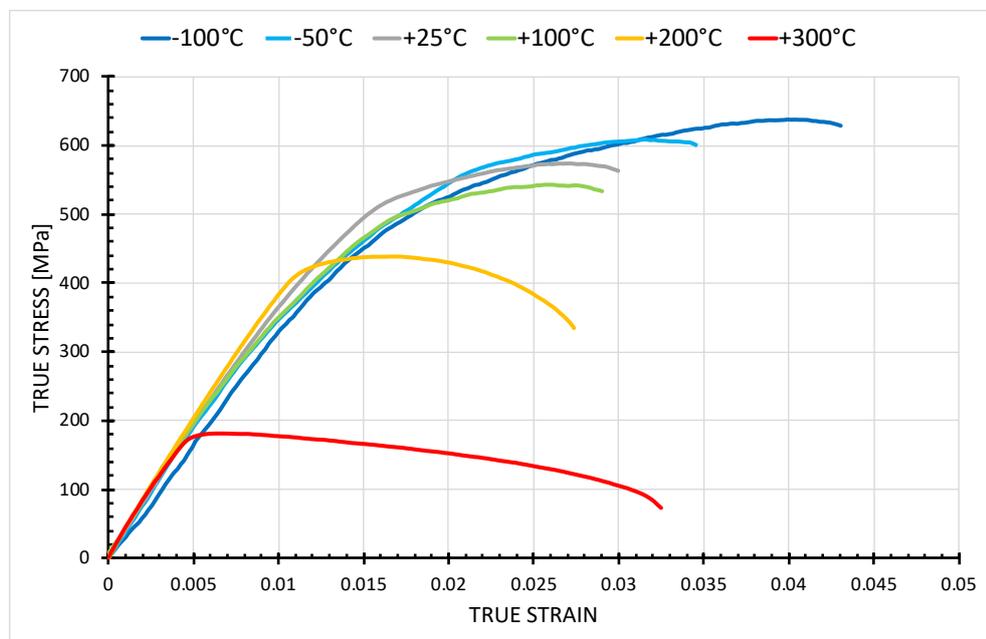


Figura 6.1.14: Curve tensione – deformazione reali ottenute dai provini Notched R10 orientati a 0° rispetto alla RD.

Le curve rappresentate mettono in evidenza un comportamento già riscontrato in letteratura: rispetto a temperatura ambiente, al diminuire della temperatura la duttilità del materiale tende a crescere, il punto di snervamento del materiale aumenta insieme alla tensione ultima a trazione. Man mano che la temperatura decresce, è necessario un valore di deformazione maggiore per arrivare a UTS, quanto detto è riscontrabile dalla valutazione dei grafici ingegneristici: al diminuire della temperatura, il punto a UTS ha la tendenza a spostarsi sempre di più verso destra, questo comportamento ha il vantaggio di ritardare l'insorgere della strizione e quindi rimandare la rottura del materiale a valori di deformazione più elevati. Inoltre, al diminuire della temperatura si riduce la curva che regola il comportamento post – UTS, ovvero si riduce l'effetto della strizione sul provino.

Andando verso temperature più elevate, è possibile notare una riduzione delle proprietà meccaniche: si manifesta un abbassamento del punto di snervamento e di UTS ed è richiesta una minor deformazione per arrivare a tali valori; inoltre, l'effetto della strizione aumenta a causa della maggior lunghezza della curva sviluppata a post – UTS. Nei casi *Smooth* 45°, 90° e *Shear* si può notare un aumento di duttilità.

Per mettere meglio in evidenza la variazione delle proprietà meccaniche, è possibile valutare la differenza percentuale rispetto al caso a temperatura ambiente. Vengono ora rappresentate le grandezze più interessanti attraverso l'uso di istogrammi a colonne.

Dal primo grafico riportato in fig.6.1.15 è possibile vedere gli andamenti delle tensioni ultime a trazione; all'aumentare della temperatura, il valore di UTS cala progressivamente in modo sempre più marcato.

Questo trend si conferma anche con i provini notched mostrati in fig.6.1.16.

I grafici in fig.6.1.17 e fig.6.1.18 mostrano il valore della deformazione ingegneristica corrispondente al punto a UTS rispettivamente per i casi smooth e notched; un'attenta analisi di fig.6.1.17, permette di vedere come il valore di tale deformazione diminuisce in seguito all'aumento della temperatura solo dal caso a temperatura ambiente fino a 300°C, nel caso criogenico invece, la situazione non segue un trend preciso ma è soggetto a leggere variazioni probabilmente dovute agli effetti di anisotropia del materiale. I provini notched di fig.6.1.18 non sono influenzati dalla variazione della direzione di laminazione (perché è uguale a ciascuno provino), questo permette di determinare un comportamento più costante in funzione della temperatura. Il vantaggio principale legato all'aumento del valore di deformazione in corrispondenza di UTS, osservato nel caso *smooth* 0° rispetto alla RD e nei casi *notched*, è quello di richiedere un maggior livello energetico per provocare la strizione nel materiale e quindi ritardare l'insorgere della frattura.

I grafici in fig.6.1.19 e fig.6.1.20 mostrano l'ultimo valore di deformazione ottenuto in corrispondenza del punto di rottura. È importante precisare che alla temperatura di 300°C non è stato possibile rilevare il momento esatto della rottura del campione in quanto, questo era caratterizzato da un livello energetico molto basso rispetto a tutti gli altri casi. Il valore di rottura graficato è da considerarsi come il più probabile. Questi due grafici permettono di valutare la variazione di duttilità a seconda della temperatura. Nel caso dei provini smooth non è stato possibile determinare un trend preciso che regolasse l'aumento o la diminuzione della duttilità; nel caso notched la duttilità sembra aumentare quando ci si ritrova a temperature al di sotto dello zero.

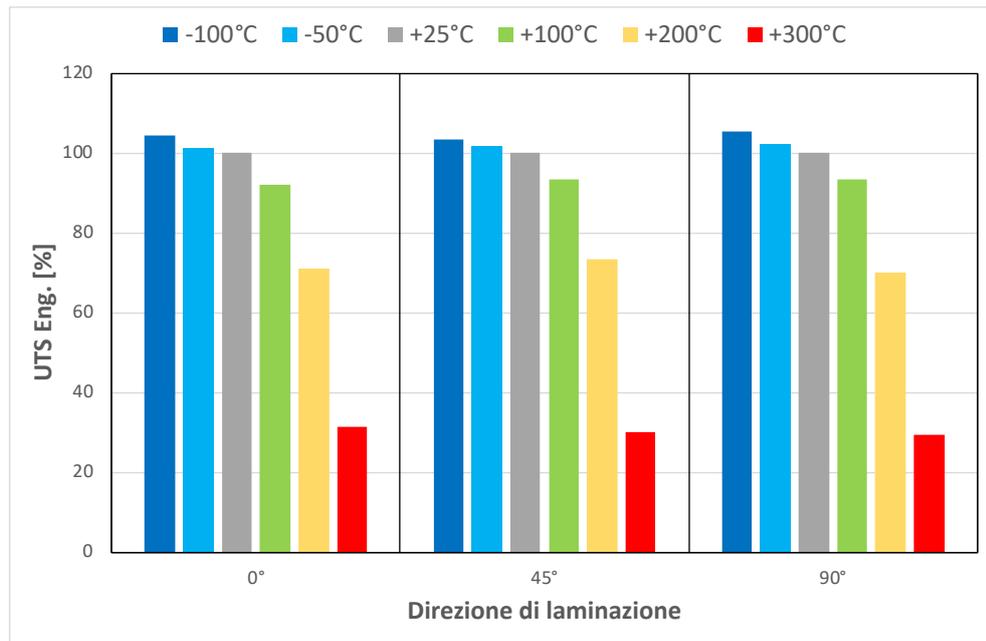


Figura 6.1.15: Confronto a UTS dei provini smooth, tali percentuali sono riferite rispetto al caso a 25°C.

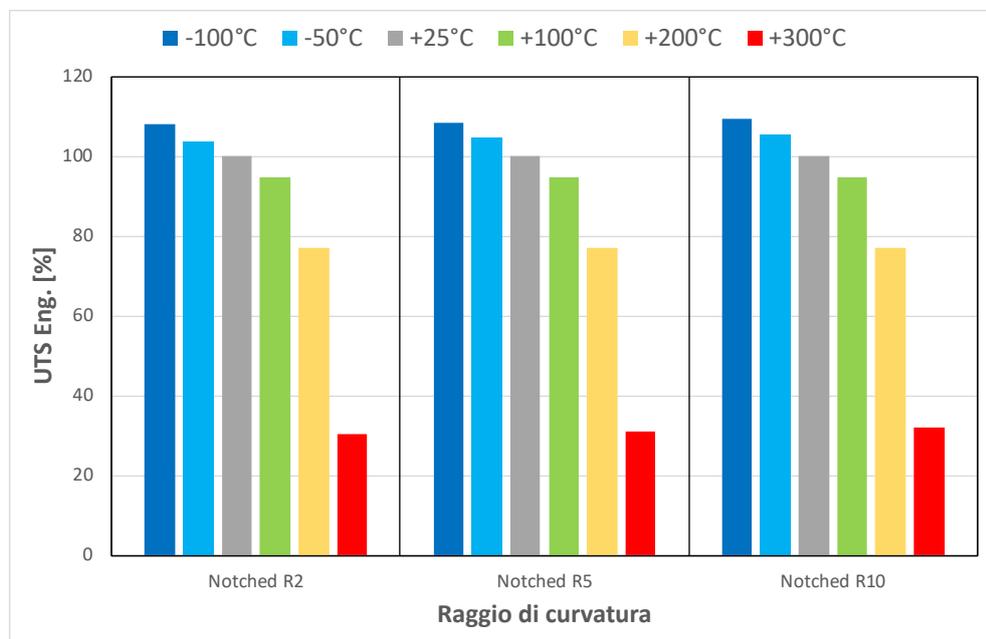


Figura 6.1.16: Confronto a UTS dei provini notched, tali percentuali sono riferite rispetto al caso a 25°C.

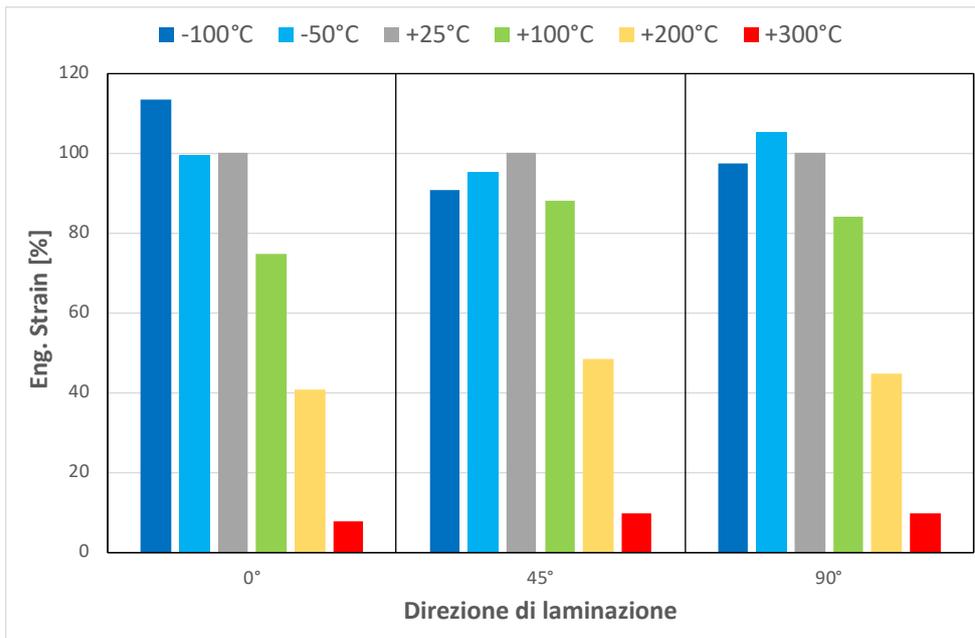


Figura 6.1.17: Valore di deformazione ingegneristica corrispondente a UTS dei provini smooth, tali percentuali sono riferite rispetto al caso a 25°C.

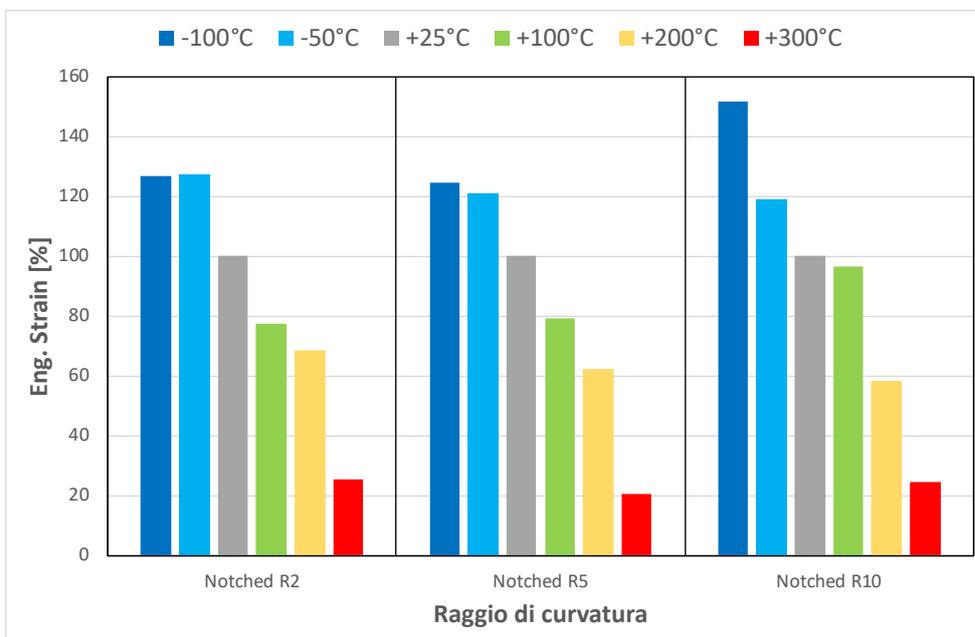


Figura 6.1.18: Valore di deformazione ingegneristica corrispondente a UTS dei provini notched, tali percentuali sono riferite rispetto al caso a 25°C.

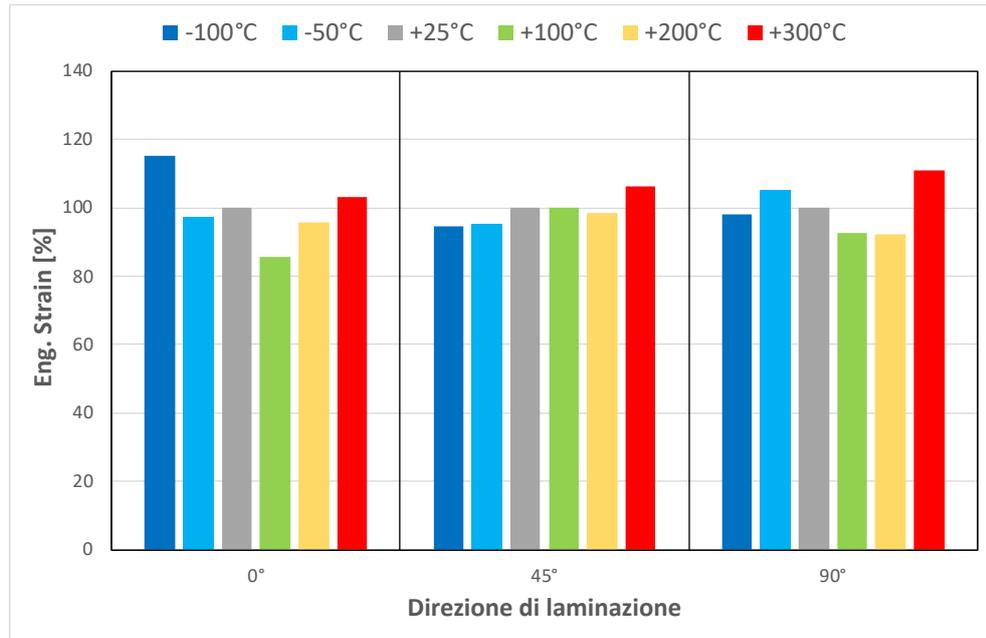


Figura 6.1.19: Ultimo valore di deformazione ingegneristico corrispondente al punto di rottura dei provini smooth, tali percentuali sono riferite rispetto al caso a 25°C.

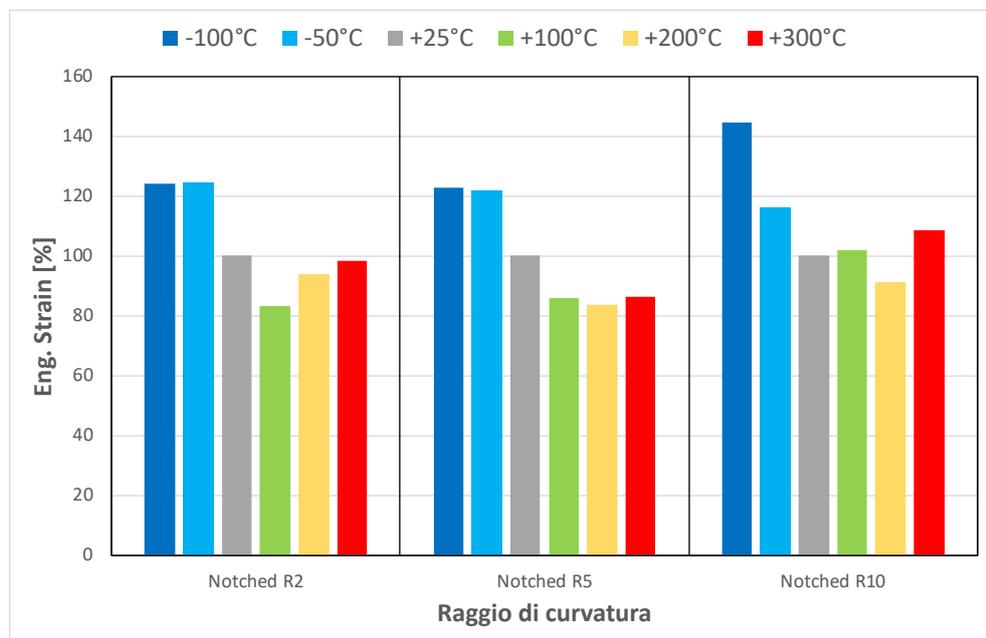


Figura 6.1.20: Ultimo valore di deformazione ingegneristico corrispondente al punto di rottura dei provini notched, tali percentuali sono riferite rispetto al caso a 25°C.

6.2 Analisi al microscopio digitale

Attraverso il software *Dyno Capture* utilizzato per gli ingrandimenti al microscopio digitale, è stato possibile calibrare una scala di misura, questo ha permesso la creazione di una linea poligonale in grado di seguire l'area del provino fratturato. Qui di seguito, in fig.6.2.1 e fig.6.2.2, sono riportate alcune immagini esemplificative delle aree di rottura relative al caso smooth - 0°deg e notched R2. Guardando le immagini, si evince che all'aumentare della temperatura si ha una riduzione significativa dell'area di frattura, mentre alle basse temperatura l'area è soggetta a variazioni più limitate.

I valori delle aree sono riportati in percentuale nel grafico in fig.6.2.3 e fig.6.2.4.

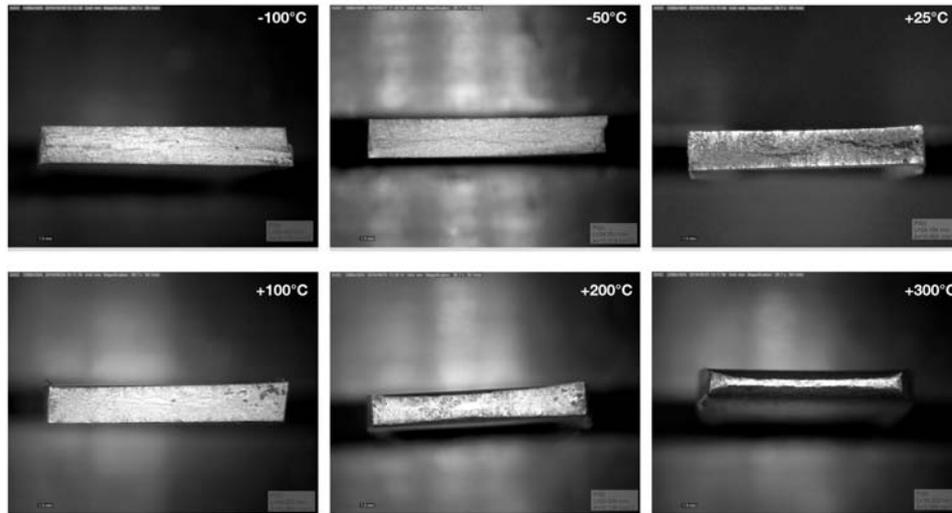


Figura 6.2.1: Frattografie dei provini smooth in direzione RD fatte mediante microscopio digitale.

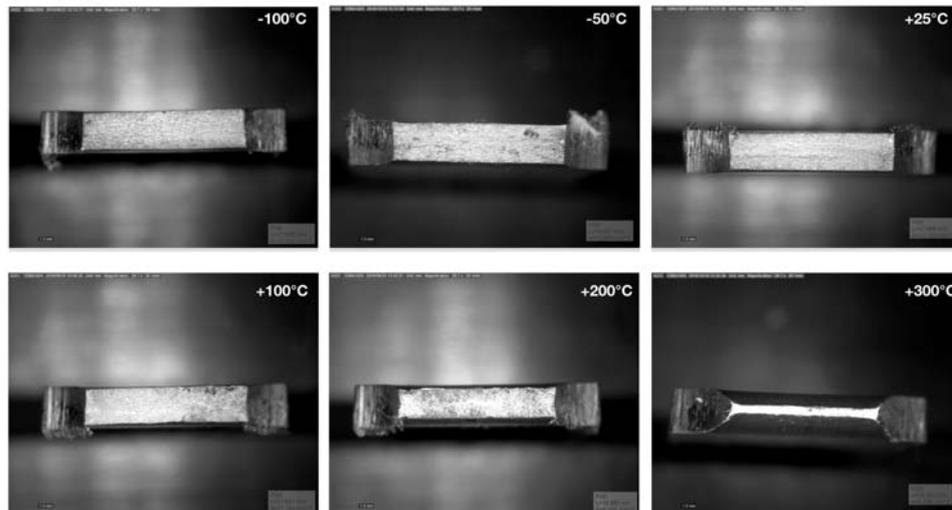


Figura 6.2.2: Frattografie dei provini notched R2 fatte mediante microscopio digitale.

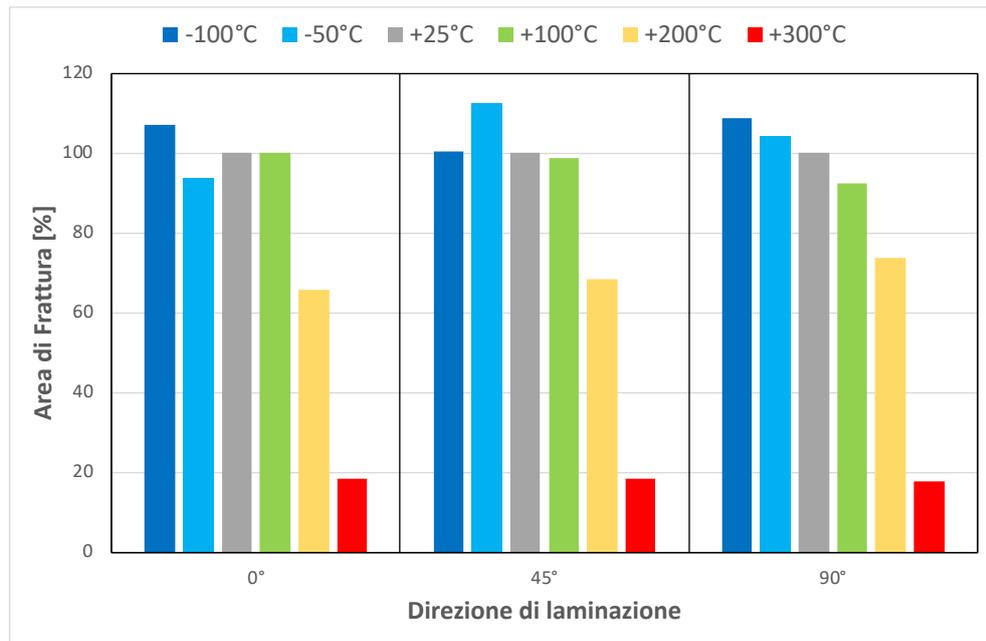


Figura 6.2.3: Area di frattura calcolata mediante microscopio digitale per provini smooth, tali percentuali sono riferite rispetto al caso a 25°C.

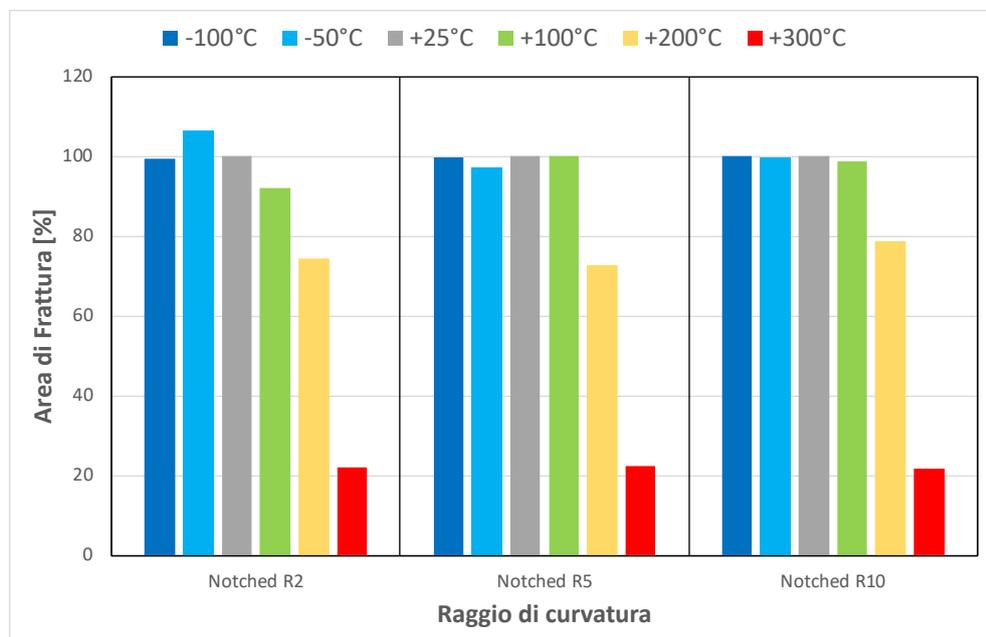


Figura 6.2.4: Area di frattura calcolata mediante microscopio digitale per provini notched, tali percentuali sono riferite rispetto al caso a 25°C.

L'equazione 2.10.4.4 permette, una volta determinata l'area di frattura, il calcolo della deformazione reale in prossimità di tale zona. Questi calcoli hanno permesso di ottenere i grafici riportati in fig.6.2.5 e fig.6.2.6.

La deformazione è massima in corrispondenza dei 300°C e diminuisce drasticamente con il calare della temperatura.

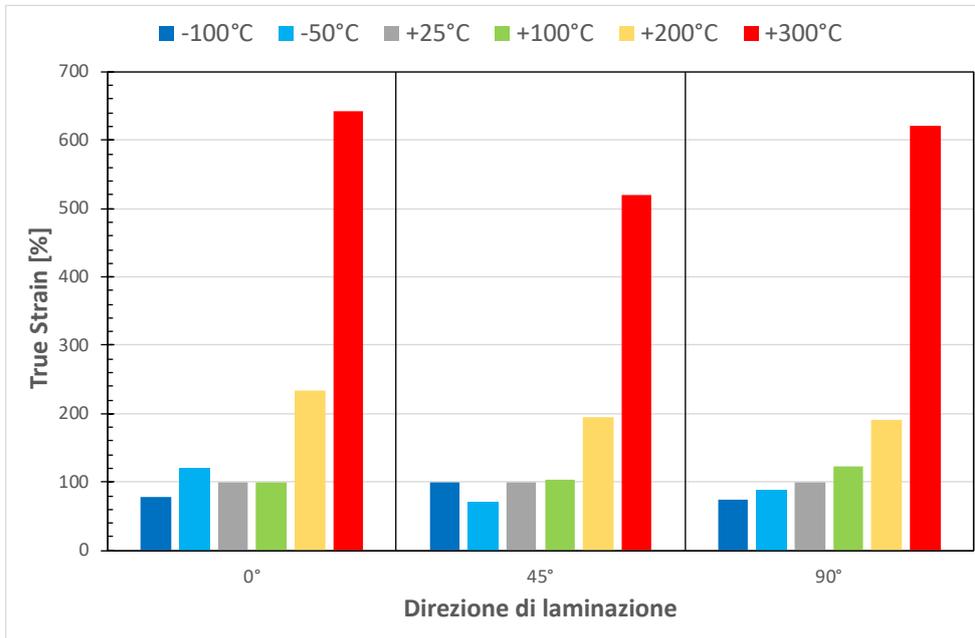


Figura 6.2.5: Valore di deformazione reale ottenuto dal calcolo con l'area di frattura da provini smooth, tali percentuali sono riferite rispetto al caso a 25°C.

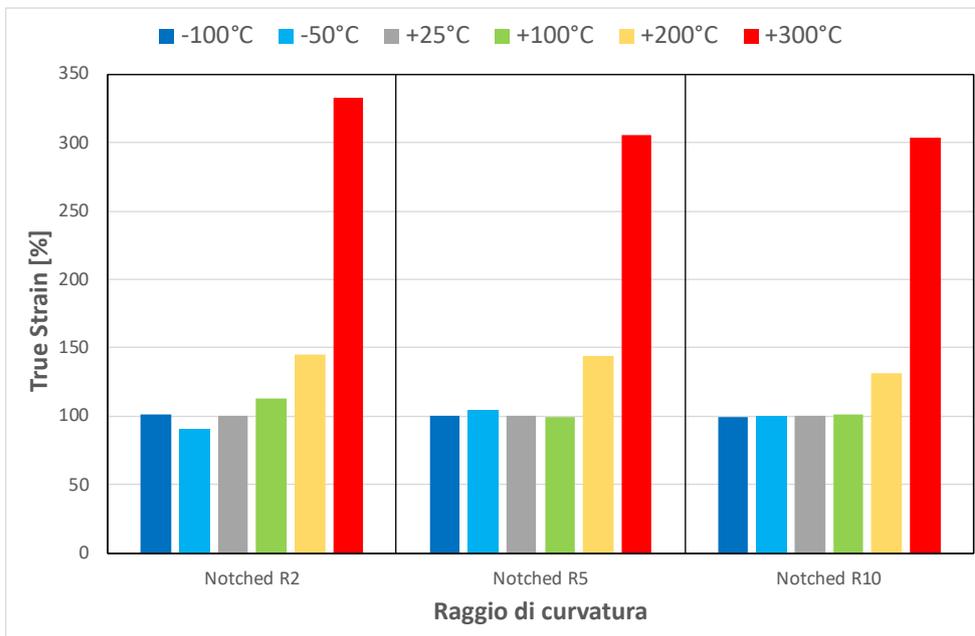


Figura 6.2.6: Valore di deformazione reale ottenuto dal calcolo con l'area di frattura da provini notched, tali percentuali sono riferite rispetto al caso a 25°C.

Nella tabella successiva sono riportati tutti i valori impiegati per la realizzazione dei grafici precedenti.

Provino	Temperatura [°C]	Allungamento a frattura [mm]	UTS ing [MPa]	ϵ_{ing} UTS	ϵ_{true} UTS	ϵ_{ing} frattura	ϵ_{true} frattura	Lunghezza alla frattura [mm]	Area frattura [mm ²]	ϵ_{true} - fracture da area frattura
Smooth odeg	-100	11.83	577.14	0.16	0.14	0.18	-	76.83	76.83	-
	-50	10.16	557.61	0.14	0.13	0.15	0.17	74.97	15.92	0.24
	25	10.44	552.36	0.14	0.13	0.16	0.14	75.26	16.96	0.38
	100	8.92	509.03	0.10	0.10	0.14	0.13	73.79	16.96	0.31
	200	10.02	391.81	0.06	0.05	0.15	0.14	74.83	11.13	0.73
Smooth 45deg	300	10.79	173.58	0.01	0.01	0.16	0.15	75.57	3.10	2.01
	-100	10.00	557.89	0.13	0.12	0.15	0.14	75.00	15.59	0.40
	-50	10.08	548.11	0.13	0.12	0.16	0.14	75.08	17.43	0.29
	25	10.72	538.78	0.14	0.13	0.16	0.15	75.55	15.51	0.40
	100	10.61	503.71	0.12	0.12	0.16	0.15	75.54	15.31	0.42
Smooth 90deg	200	10.43	395.30	0.07	0.07	0.16	0.15	75.40	10.61	0.78
	300	11.42	162.86	0.01	0.01	0.17	0.16	76.23	2.86	2.09
	-100	10.33	590.10	0.13	0.12	0.16	0.15	75.17	18.15	0.25
	-50	11.05	571.55	0.14	0.13	0.17	0.15	75.89	17.35	0.29
	25	10.52	559.80	0.14	0.13	0.16	0.15	75.37	16.67	0.33
Notched R2	100	9.67	522.16	0.11	0.11	0.15	0.14	74.60	15.43	0.41
	200	9.73	393.00	0.06	0.06	0.15	0.14	74.59	12.29	0.64
	300	11.77	164.06	0.01	0.01	0.18	0.16	76.52	2.97	2.06
	-100	2.39	626.93	0.04	0.04	0.04	0.04	67.39	12.05	0.66
	-50	2.59	603.06	0.04	0.04	0.04	0.04	67.40	12.89	0.59
Notched R5	25	2.05	580.61	0.03	0.03	0.03	0.03	66.93	12.12	0.65
	100	1.75	549.84	0.02	0.02	0.02	0.02	66.60	11.16	0.73
	200	1.94	448.13	0.02	0.02	0.03	0.03	66.81	9.02	0.94
	300	1.90	176.17	0.01	0.01	0.03	0.03	66.90	2.67	2.16
	-100	2.79	616.57	0.04	0.04	0.04	0.04	67.72	11.17	0.73
Notched R5	-50	2.79	596.64	0.04	0.04	0.04	0.04	67.70	10.87	0.76
	25	2.31	568.95	0.03	0.03	0.03	0.03	67.21	11.18	0.73
	100	2.06	539.33	0.03	0.03	0.03	0.03	66.91	11.21	0.73
	200	1.90	439.19	0.02	0.02	0.03	0.03	66.85	8.12	1.05
	300	1.92	177.51	0.01	0.01	0.03	0.03	66.92	2.49	2.23
Notched R10	-100	2.93	612.34	0.04	0.04	0.04	0.04	67.86	10.96	0.75
	-50	2.47	590.35	0.03	0.03	0.04	0.04	67.29	10.92	0.75
	25	2.10	559.23	0.03	0.03	0.03	0.03	66.98	10.96	0.75
	100	2.20	529.91	0.03	0.03	0.03	0.03	67.02	10.82	0.76
	200	1.81	431.85	0.02	0.02	0.03	0.03	66.81	8.64	0.99
300	2.14	179.36	0.01	0.01	0.03	0.03	67.14	2.37	2.28	

6.3 Caratterizzazione microstrutturale

Lo studio delle micrografie, attraverso il microscopio ottico, permette di dedurre come si è evoluta la struttura interna del materiale durante i test di trazione monoassiale.

Per adempiere a tale analisi, viene eseguita una seconda campagna di prove di trazione; il materiale viene testato nelle stesse condizioni di temperatura ma, diversamente dalla prima campagna di test, non si ha la manifestazione della rottura in quanto la ganascia della macchina viene fermata in prossimità del valore di UTS.

I nuovi campioni ottenuti dalla prova di trazione non distruttiva, sono stati successivamente tagliati e inglobati attraverso un composto in resina epossidica. In particolare, è stato possibile analizzare all'ottico, la superficie longitudinale e la sezione ortogonale del provino. Inoltre, è stato analizzato un campione *Tal quale*, non soggetto a deformazione; questo provino è stato impiegato come riferimento per un confronto con tutti gli altri casi in esame.

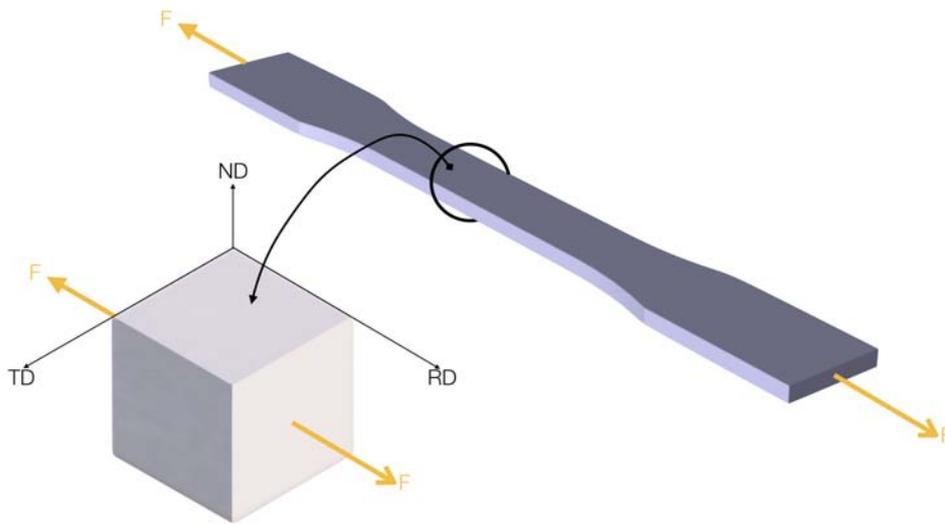


Figura 6.3.1: Assi di riferimento per lo studio delle micrografie. *RD*: direzione di laminazione, *ND*: direzione normale, *TD*: direzione trasversale. Gli assi *RD* e *TD* costruiscono il piano longitudinale, mentre gli assi *ND* e *TD* quello ortogonale.

In fig.6.3.1 è riportato un cubo rappresentativo di una porzione di volume del campione; questo è dotato di un sistema di assi di riferimento che ne permetterà la distinzione dei vari piani di studio. A seguito del processo di lucidatura, descritto nella sezione 4.4, l'inglobato è pronto per essere attaccato mediante il reagente di *Keller* modificato, una soluzione composta da:

- 0.5 mL HF
- 1.5 mL HCL
- 2.5 mL HNO₃
- 95.5 mL H₂O

Lo scopo di tale attacco chimico è quello di permettere la visualizzazione al microscopio ottico della struttura dei grani e mostrare la presenza dei precipitati.

Questo reagente si è rivelato il più efficace per questo scopo.

In seguito sono riportate le micrografie ottenute con un ingrandimento pari a 100X.

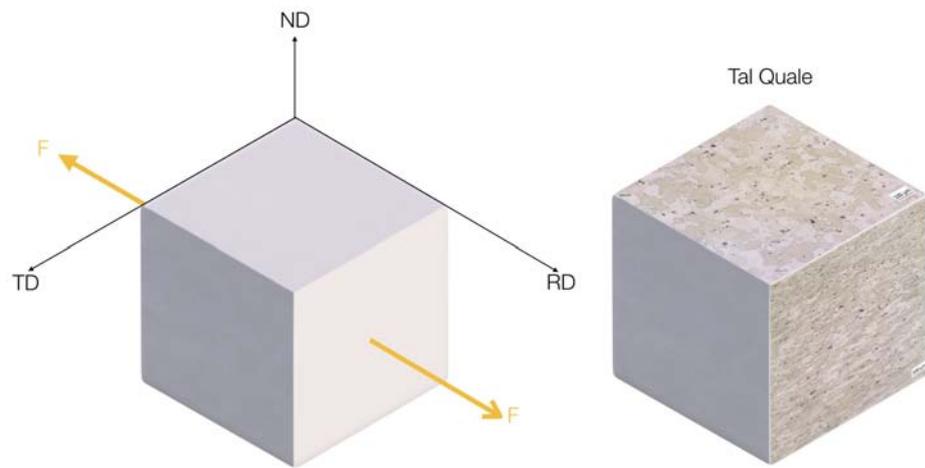


Figura 6.3.2: A sx è riportato il sistema di riferimento, a dx la micrografia del campione *Tal quale*.

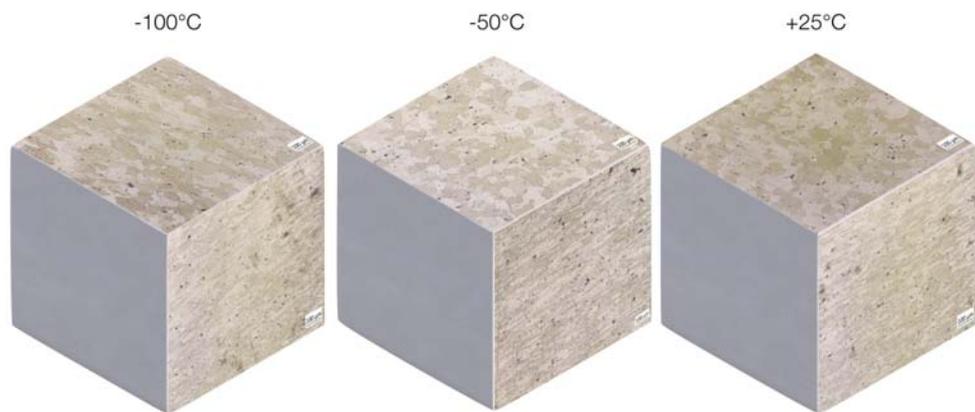


Figura 6.3.3: Micrografie dei campioni trazionati a -100°C , -50°C e 25°C .

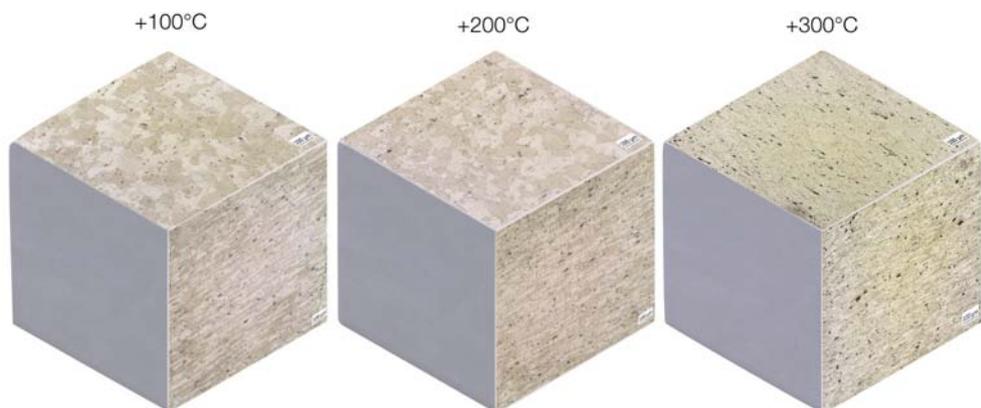


Figura 6.3.4: Micrografie dei campioni trazionati a 100°C , 200°C e 300°C .

Osservando le immagini in fig.6.3.2, fig.6.3.3 e fig.6.3.4 è possibile dedurre, in prima approssimazione, come la struttura dei grani rimanga pressoché simile tra i casi a 25°C, -50°C e -100°C, mentre a 300°C la dimensione dei grani tende a decrescere bruscamente.

Per analizzare meglio la dimensione dei grani e dei precipitati, è stato fondamentale aumentare l'ingrandimento del microscopio; in totale sono stati utilizzati tre diversi ingrandimenti: 100X, 200X e 500X.

Le micrografie del piano longitudinale mostrano la presenza di grani equiassiali mentre, lungo il piano ortogonale è stato possibile osservare dei grani a forma di pancake allungati. Le micrografie sono coerenti con quanto visto nella sottosezione 2.17.3.

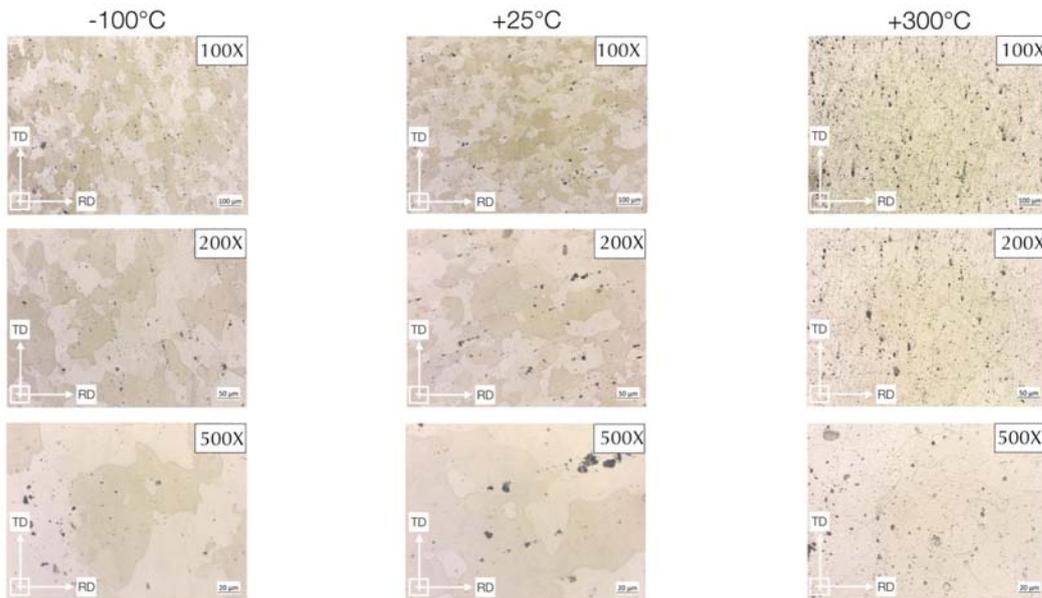


Figura 6.3.5: Micrografie lungo il piano longitudinale dei campioni trazionati a -100°C, 250°C e 300°C.

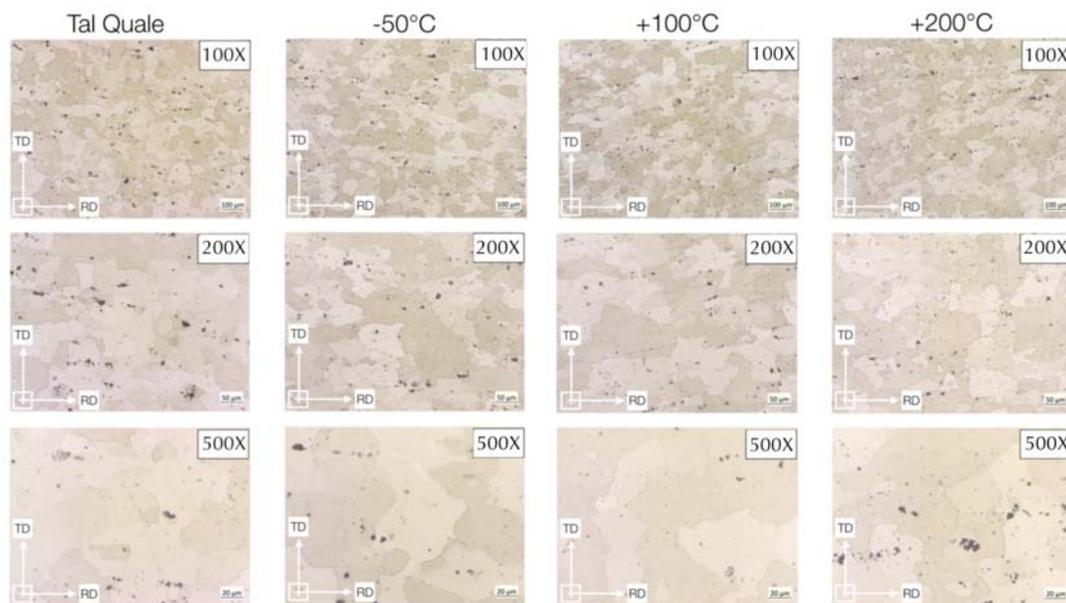


Figura 6.3.6: Micrografie lungo il piano ortogonale dei campioni trazionati a -100°C, 250°C e 300°C.

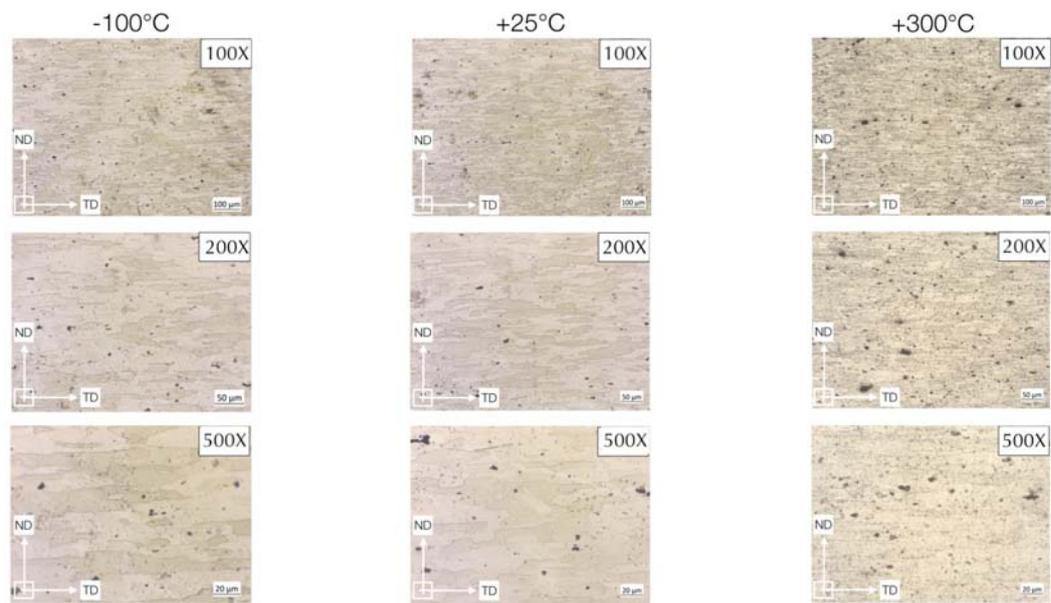


Figura 6.3.7: Micrografie lungo il piano longitudinale del campione *Tal quale* e quelli trazionati a -50°C , 100°C e 200°C .

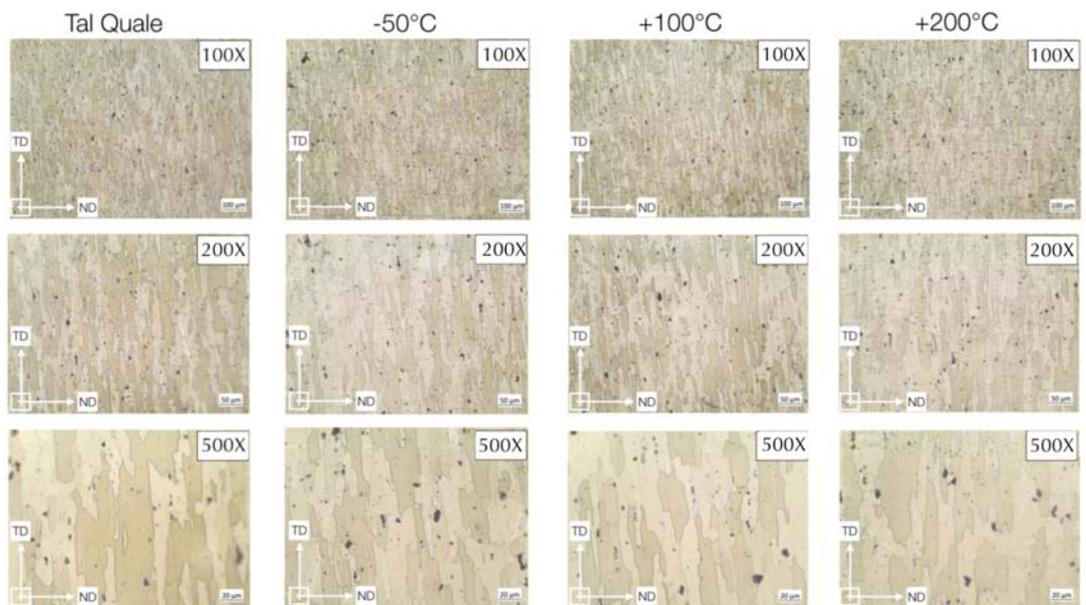


Figura 6.3.8: Micrografie lungo il piano ortogonale del campione *Tal quale* e quelli trazionati a -50°C , 100°C e 200°C .

6.4 Calcolo della dimensione dei grani

Le micrografie ottenute con un ingrandimento pari a 200X, sono state impiegate per determinare la dimensione dei grani lungo il piano longitudinale e quello ortogonale.

Line Cut, uno *script* sviluppato in Matlab, permette di analizzare la dimensione dei grani partendo dalle micrografie prodotte al microscopio ottico. Attraverso l'uso del metodo della retta intercetta, citato nella sottosezione 2.13. Il programma permette all'utente di definire un numero di rette utile per l'analisi, permette poi di cliccare sulle zone di intercettazione tra retta e bordo grano, in questo modo, al termine dell'analisi è possibile ottenere alcuni istogrammi che rappresentano la frequenza di distribuzione delle dimensioni dei grani e ottenere le varie grandezze minime, massime e medie con la relativa deviazione standard. Si faccia riferimento alla fig.2.13.1.

Le varie fasi operative sono riepilogate nel seguente elenco:

- acquisizione dell'immagine ottenuta dal microscopio ottico;
- rotazione dell'immagine importata: in questo modo è possibile valutare la dimensione dei grani sempre rispetto alla medesima direzione;
- si imposta l'unità di misura per l'analisi attraverso la scala riportata nella micrografia;
- si sceglie il numero di linee da impiegare nell'analisi. Si è scelto un numero pari a 7;
- si delimita la zona di studio attraverso una maschera rettangolare, in questo modo si evita di prendere in considerazione le zone dell'immagine in cui è riportata la scala;
- si determinano le zone di intercettazione attraverso *click* manuali;
- al termine dell'analisi lo *script* restituisce alcuni istogrammi e le dimensioni minime, massime e medie dei grani.

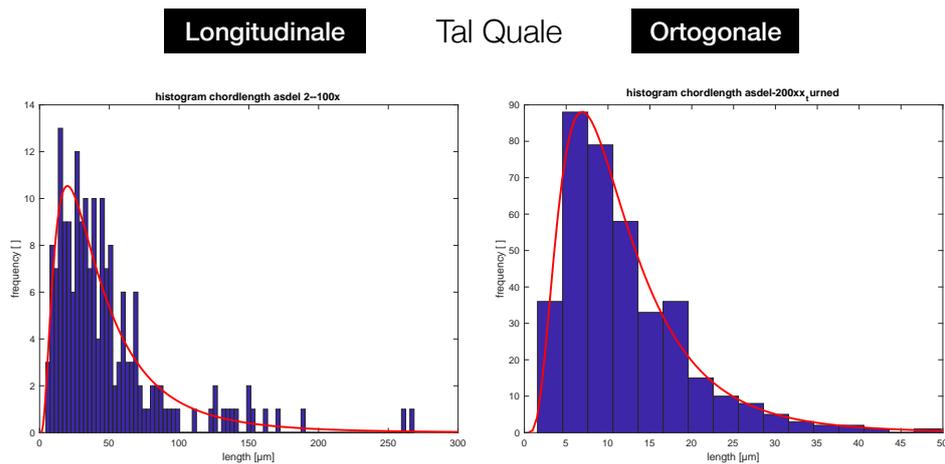


Figura 6.4.1: Distribuzioni di frequenza dei grani lungo la superficie longitudinale e ortogonale del campione *Tal quale*.

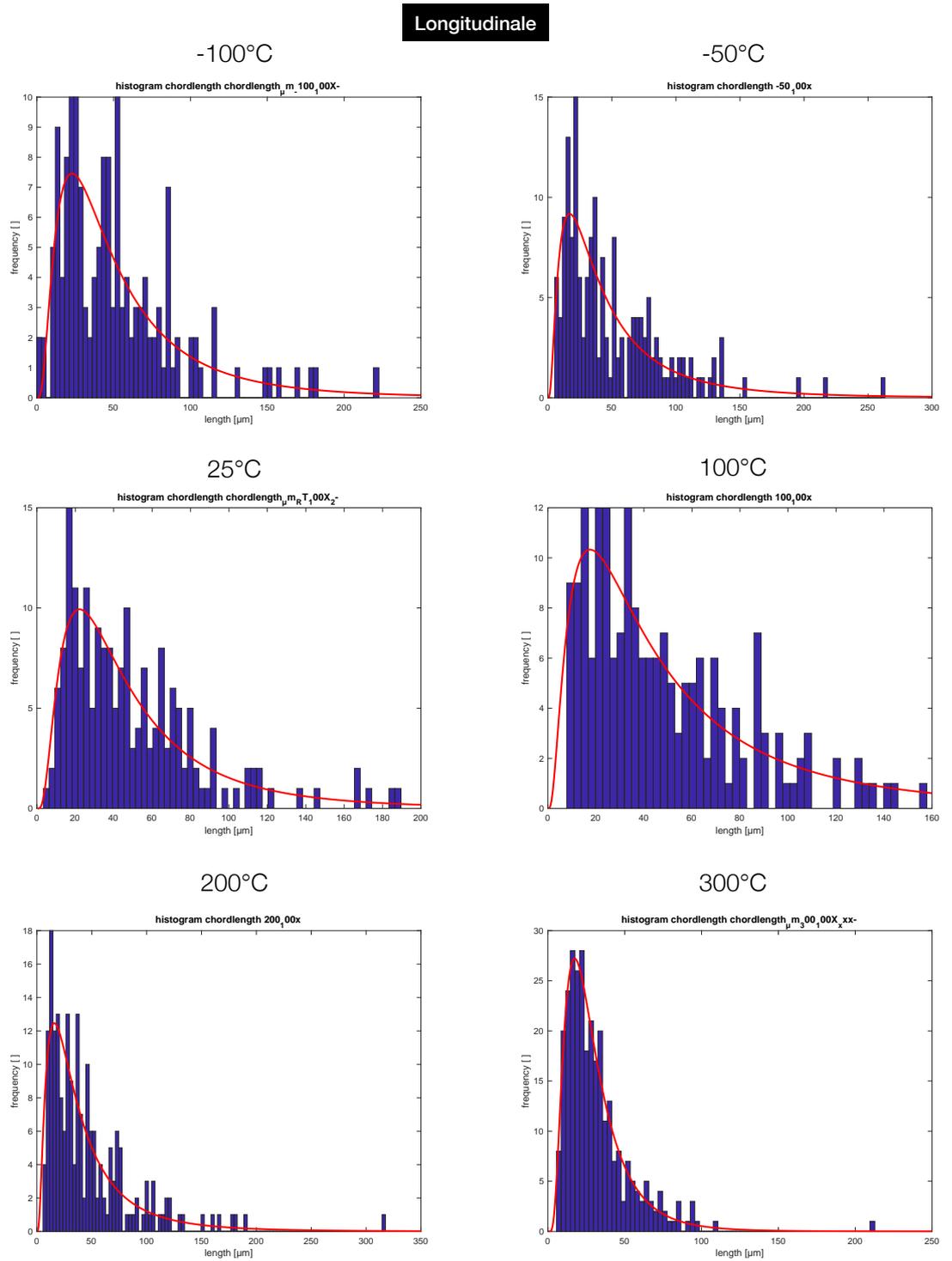


Figura 6.4.2: Distribuzioni di frequenza dei grani lungo la superficie longitudinale.

Ortagonale

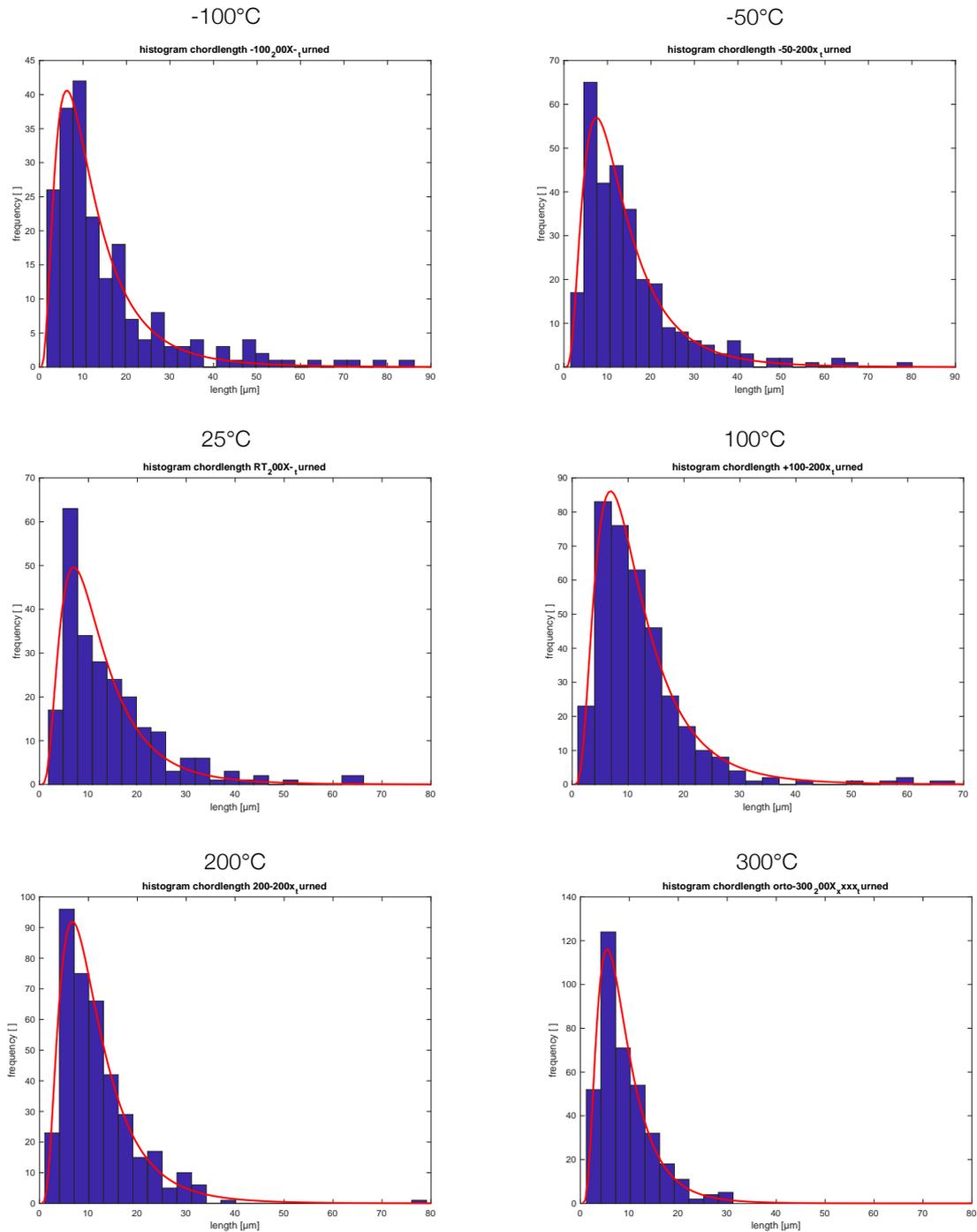


Figura 6.4.3: Distribuzioni di frequenza dei grani lungo la superficie ortogonale.

Gli istogrammi a barre verticali permettono di avere un'idea sulla distribuzione dei grani all'interno del materiale. Nell'asse delle ordinate è riportata la frequenza percentuale con cui si ripetono i valori di ogni intervallo, mentre nell'asse delle ascisse sono classificate le dimensioni dei grani.

Analizzando gli istogrammi rispetto al caso *Tal quale*, è possibile vedere che al diminuire della temperatura, aumenta la presenza di grani di grande dimensione, mentre aumentando la temperatura del test, cresce la concentrazione di grani di piccola dimensione. Questo è stato possibile intuirlo dalla distribuzione degli istogrammi: man mano che aumenta la temperatura, la distribuzione dei grani tende a spostarsi verso sinistra e tende ad aumentare l'altezza di ogni barra, mentre nel caso contrario, al diminuire della temperatura la distribuzione delle grandezze dei grani tende a spostarsi verso destra, raggiungendo in questo modo dimensioni dei grani maggiori.

Le siffatte considerazioni sono concordi sia nell'analisi della dimensione dei grani longitudinali sia in quelli ortogonali.

Dalle dimensioni medie ottenute dallo *script*, è stato possibile graficare le dimensioni con la relativa deviazione standard; entrambi i grafici di fig.6.4.4 e fig.6.4.5 mostrano che all'aumentare della temperatura la dimensione del grano tende a diminuire. In tab.6.4.1 sono riportati i valori minimi, massimi, medi ottenuti dall'analisi.

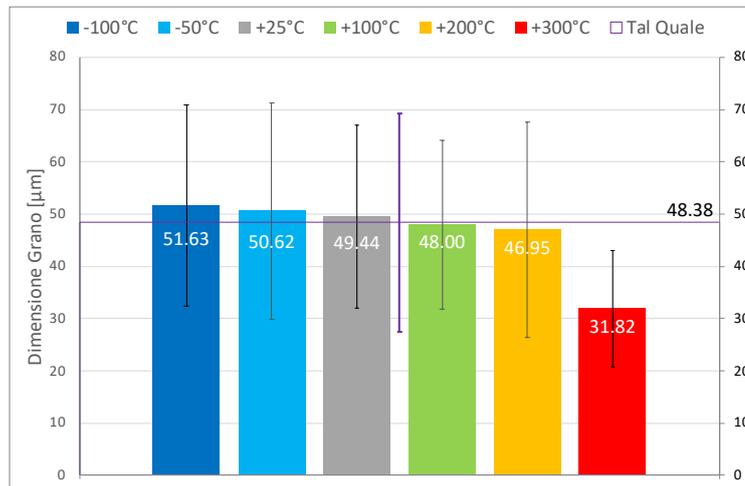


Figura 6.4.4: Dimensioni medie dei grani analizzati lungo il piano longitudinale.

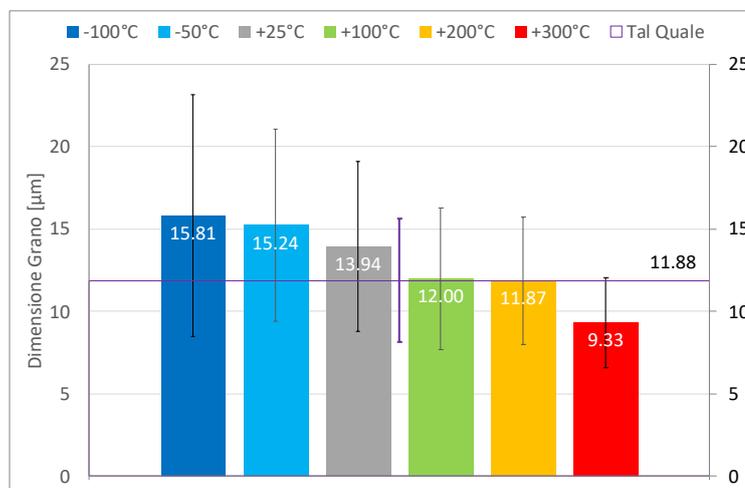


Figura 6.4.5: Dimensioni medie dei grani analizzati lungo il piano ortogonale.

Tabella 6.4.1: Dimensione media dei grani calcolata tramite *Line Cut*

	Temperatura	Min	Max	Media	Mediana	STD
-	[°C]	[μm]				
Longitudinale	-100	0.5	222.68	51.63	44.93	39
	-50	5.24	261.86	50.62	36.66	41
	25	3.37	189.62	49.44	41.51	35
	100	7.82	156.39	48.00	39.10	32
	200	5.60	317.13	46.95	35.86	41
	300	5.60	212.75	31.82	25.75	22
	Tal Quale	4.44	267.70	48.38	36.66	42
Ortogonale	-100	1.71	86.19	15.81	10	14.66
	-50	1.58	80.03	15.24	12.11	12
	25	1.81	66.23	13.94	10.84	10
	100	1.03	68.39	12.00	10.29	9
	200	1.09	78.29	11.87	9.79	8
	300	1.19	30.32	9.33	7.73	5
	Tal Quale	1.57	49.79	11.88	9.96	7

Facendo riferito alla relazione di *Hall-Petch*, eq.2.14.1, al diminuire della dimensione del grano si dovrebbe avere un aumento della tensione di snervamento del materiale, permettendo quindi un miglioramento delle proprietà meccaniche. Ma questo non è sempre stato riscontrato, infatti a temperature elevate come 300°C, la curva *tensione-deformazione* presenta il più basso valore di tensione di snervamento di tutti i casi testati. È stato quindi necessario capire la discordanza prodotta dalle micrografie e le curve prodotte dai test di trazione.

Tabella 6.4.2: Calcolo della temperatura omologa

Temperatura test [°C]:	-100	-50	25	100	200	300	
Temperatura test [K]:	173.15	223.15	298.15	373.15	473.15	573.15	
Temperatura di fusione [K]	Temperatura omologa						
Solidus:	748.15	0.23	0.30	0.4	0.50	0.63	0.77
Liquidus:	908.15	0.19	0.25	0.33	0.41	0.52	0.63
Media:	828.15	0.21	0.27	0.36	0.45	0.57	0.69
Se considero la Solidus:	Freddo	Freddo	Tiepido	Tiepido	Caldo	Caldo	
Se considero la Liquidus:	Freddo	Freddo	Tiepido	Tiepido	~Tiepido	Caldo	
Se considero la Media:	Freddo	Freddo	Tiepido	Tiepido	~Caldo	Caldo	

Dal calcolo della temperatura omologa, tab.6.4.2, è stata determinata la tipologia di lavorazione eseguita per ciascuna temperatura di test; a temperature al di sotto dello zero, le lavorazioni possono essere definite a freddo, invece tra 25°C e 100°C la lavorazione è a tiepido, alla temperatura di 200°C la lavorazione non è univocamente definita e rappresenta un passaggio tra il caso tiepido e caldo, mentre a 300°C la lavorazione è a tutti gli effetti a caldo.

Viene utile definire la temperatura di ricristallizzazione, questa corrisponde alla temperatura secondo cui si ha il 50% di ricristallizzazione in un'ora. Per le leghe, questa è definita attorno al $0.5T_m$, ovvero a circa metà della temperatura di fusione. A 300° ci si aspetta la ricristallizzazione del materiale, processo che porta alla nascita di nuovi grani esenti da sollecitazioni interne precedentemente impresse.

Il processo di ricristallizzazione si sviluppa attraverso le due fasi qui descritte:

- Nucleazione: fase che porta alla formazione di nuovi sub-grani straordinariamente piccoli intorno ai nucleo del cristallo principale.
- Accrescimento: è la fase in cui i grani sviluppatasi precedentemente, iniziano ad aumentare la propria dimensione. Ciò è possibile a causa del movimento

dei bordi di grano, facilitati a muoversi all'interno del materiale a causa della ridotta densità di dislocazioni. [1].

Il fattore che incide sulla dimensione finale dei grani è la temperatura [2], infatti, più questa è alta, maggiore sarà la velocità con cui i grani si nucleano e si accrescono. Se per esempio la velocità di nucleazione è bassa mentre la velocità di accrescimento è alta, il materiale porterà alla formazione di grani di grande dimensione.

Inoltre è importante precisare che il processo di ricristallizzazione può avvenire in due modi diversi:

- Ricristallizzazione dinamica: quando il materiale è sotto l'effetto di una elevata deformazione plastica attiva.
- Ricristallizzazione statica: quando il materiale, già deformato plasticamente, entra in una condizione di riposo.

L'incongruenza tra l'equazione di *Hall-Petch* e la ridotta tensione di snervamento a 300°C è spiegata dall'assenza di ricristallizzazione dinamica. Il materiale manifesta solamente un processo di ricristallizzazione statico che inizia a svilupparsi al termine della prova di trazione e finisce quando il campione, raffreddato attraverso l'aria, ritorna ad una temperatura inferiore rispetto a quella di ricristallizzazione. La presenza della sola fase di ricristallizzazione statica, è da imputare al bassissimo valore di deformazione ottenuto in corrispondenza di UTS: ciò permetterebbe di spiegare il mancato raggiungimento del minimo livello cinetico previsto per l'attivazione della fase di accrescimento del grano durante il processo di ricristallizzazione dinamico.

Quando il provino è sottoposto a trazione monoassiale, all'aumentare dello sforzo vi è un incremento della densità delle dislocazioni, ma all'aumentare della temperatura del test di trazione, tale densità cala drasticamente, riuscendo a spiegare il calo delle proprietà meccaniche e l'aumento della duttilità osservato a 300°C.

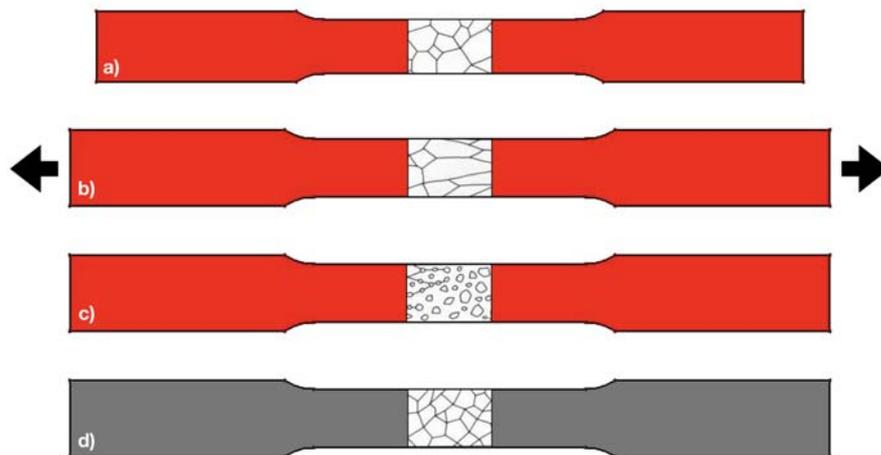


Figura 6.4.6: Analisi della ricristallizzazione statica durante la prova di trazione a 300°C. a) Il materiale è soggetto alla temperatura della camera climatica, pari a 300°C ed è pronto ad essere trazonato. b) Il materiale subisce una deformazione plastica permanente, i grani aumentano a causa della ridotta densità di dislocazioni e la σ_y cala in accordo alla legge di *Hall-Petch*. c) Al termine della prova di trazione, inizia il processo di ricristallizzazione statico. d) Il campione viene raffreddato attraverso l'aria, la dimensione del grano risulta essere più piccola rispetto a quella iniziale a causa dell'aumento di dislocazioni che impedisce ai bordi grano di spostarsi.

Qui di seguito, 6.4.7 è possibile valutare le differenze dei grani confrontando il caso *Tal quale* al caso a 300°C.

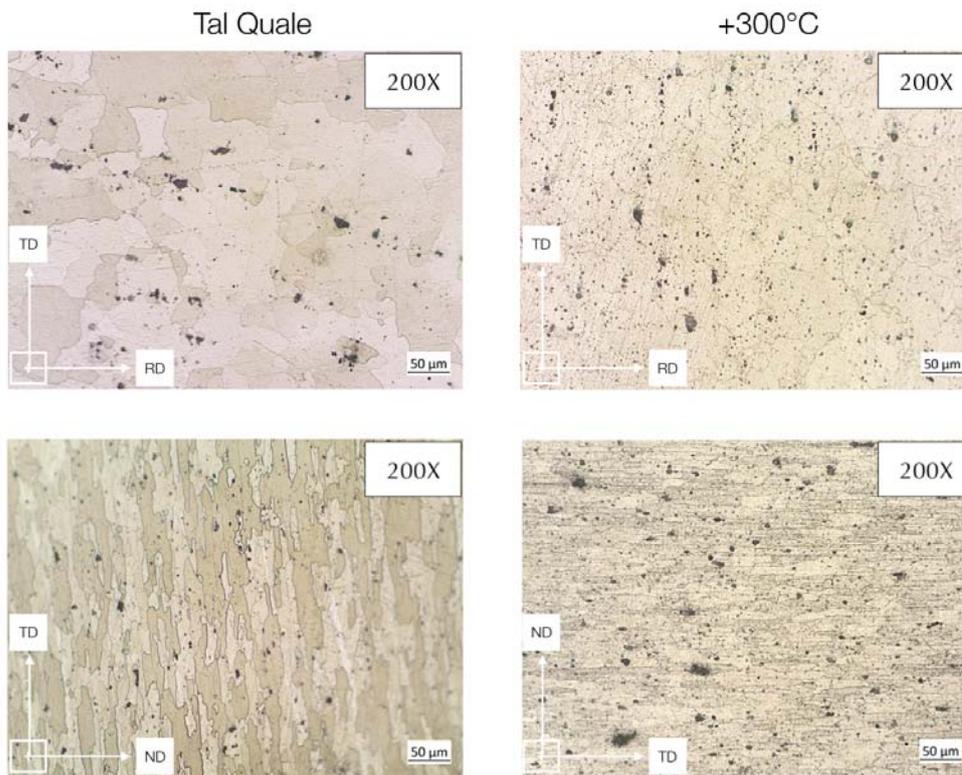


Figura 6.4.7: Confronto della dimensione grani tra il *Tal quale* e il caso a 300°C: a 300°C si può notare il processo di ricristallizzazione statico dei grani.

6.5 Composizione dei precipitati

Prima di procedere con il calcolo dell'area dei precipitati, viene utile verificare la composizione chimica elementare.

In particolare, analizzano tutti i provini trazionati in modo da capire se sussistono variazioni di composizione alle varie temperature dei test.

6.5.1 Analisi dei precipitati con SEM - EDS

Un'analisi preliminare attraverso la sonda del SEM, chiamata EDS, (*Energy Dispersive X-Ray Spectroscopy*), ha permesso di analizzare delle zone specifiche del campione.

Puntando il fascio elettronico su una zona di interesse del campione inglobato, è possibile misurare l'energia e la distribuzione dei raggi X generati, attraverso l'uso di un *detector*. Questo permette di stabilire la composizione chimica dell'area di studio.

L'analisi con l'EDS ha permesso di mostrare la composizione chimica elementare dei due precipitati. Quello bianco è composto da ferro e rame, Fe – Cu, mentre quello nero da magnesio e zinco, Mg – Zn. La composizione è rimasta invariata in tutti i casi studiati, sia lungo il piano longitudinale che ortogonale.

Maggiori dettagli riguardo la composizione possono essere rivelati mediante l'uso dell'XRD.

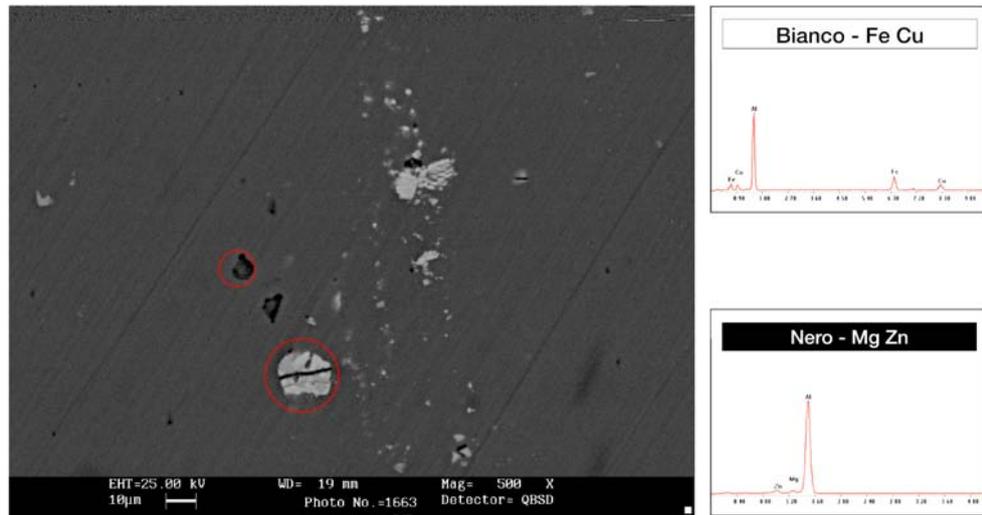


Figura 6.5.1: Composizione elementare dei precipitati.

6.5.2 Analisi dei precipitati con l'XRD

Mentre l'EDS viene utilizzato per l'identificazione chimica degli elementi e la loro concentrazione, l'XRD è usato per identificare le disposizioni spaziali degli atomi nelle fasi cristalline. La differenza tra questi due strumenti è basata sul fatto che per eseguire un EDS è necessaria una sorgente di elettroni mentre per XRD è necessaria una sorgente di raggi X, a differenza dell'EDS, quest'ultimo non prevede l'uso di una camera sottovuoto.

Nell'XRD, i raggi X di lunghezza d'onda nota vengono utilizzati per sondare la struttura del materiale, i dati acquisiti sono poi confrontati con il database di riferimento.

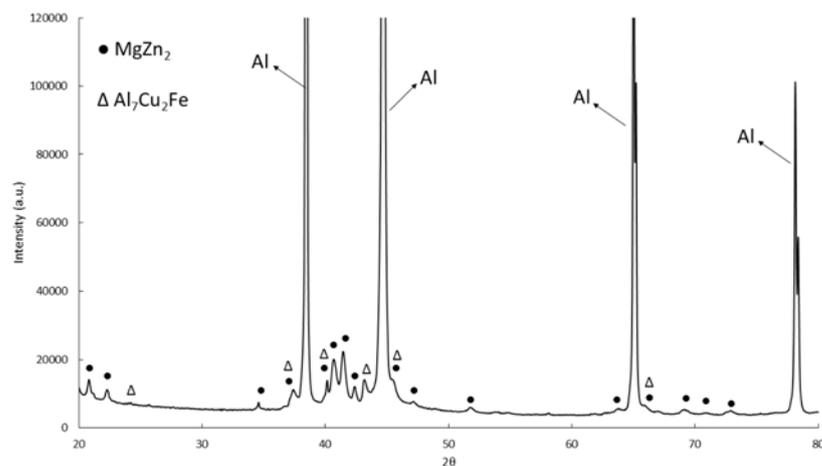


Figura 6.5.1: Disposizione spaziale degli atomi per i due precipitati.

Il grafico in fig.6.5.2 mostra l'effettiva composizione chimica delle due tipologie di precipitati. Il precipitato nero è composto da $MgZn_2$ mentre quello bianco da Al_7Cu_2Fe .

Le composizioni ottenute confermano quanto visto in letteratura.

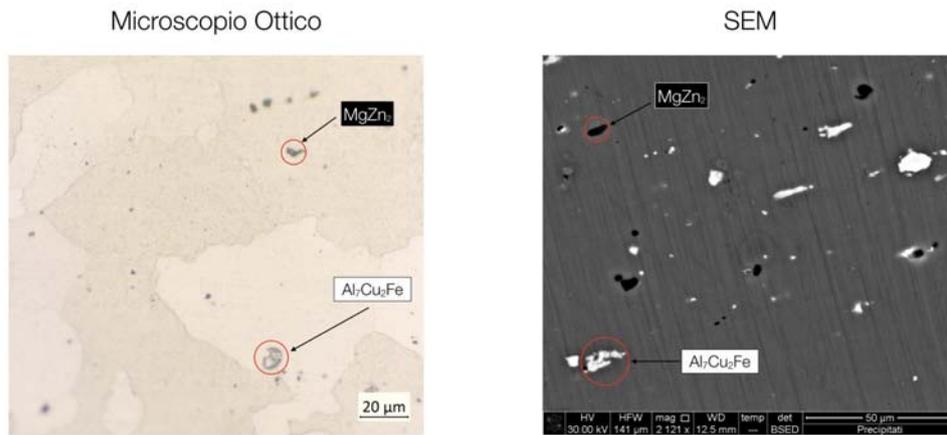


Figura 6.5.2: Le due tipologie di precipitati osservati dal microscopio ottico e al SEM.

6.6 Calcolo della dimensione dei precipitati

Attraverso il potente software grafico *ImageJ* è stato possibile calcolare l'area dei precipitati partendo dalle micrografie ottenute dal microscopio ottico o dalle immagini prodotte dal microscopio a scansione elettronica.

Il programma grafico, permette di calcolare l'area dei precipitati attraverso l'uso di una tecnica basata sulla colorazione dei pixel: attraverso l'utilizzo del tool integrato *Analisi di Particelle*, il programma è stato in grado di riconoscere le zone nere/bianche dell'immagine e convertirle in valori d'area. La procedura è descritta qui di seguito:

- selezione dell'immagine micrografica;
- si imposta uno spazio colore pari a 16 bit, in questo modo l'immagine è trasformata in bianco nero e ogni pixel contiene l'informazione del proprio colore in una scala di grigi, neri e bianchi;
- viene calibrata l'unità di misura da usare nell'analisi: la lunghezza della scala viene convertita da pixel in micrometri;
- si seleziona l'area utile all'analisi mediante rettangolo, in questo modo è possibile non considerare la scala riportata nell'immagine o altre scritte non necessarie;
- si duplica l'immagine e si ottiene l'immagine utile all'analisi;
- si seleziona lo spazio colore in grado di mostrare in maniera chiara i precipitati;
- infine si adopera lo strumento di analisi delle particelle, da qui è possibile impostare la dimensione minima rilevabile e mostrare in output un'immagine dei solo grani. Si faccia riferimento alla fig.6.6.1.1.

6.6.1 Calcolo delle aree dei precipitati attraverso le micrografie ottiche

Dalle micrografie prodotte all'ottico, i precipitati $MgZn_2$ compaiono sotto forma di pixel neri di dimensioni diverse e sono distribuiti casualmente lungo la superficie analizzata.

Essendo un'indagine statistica, sono state analizzate assieme più foto di aree diverse dello stesso campione, in questo modo è stato possibile ampliare l'indagine attraverso un numero maggiore di precipitati. Le foto prodotte a vari ingrandimenti, sono state poi calibrate in modo tale da ottenere aree normalizzate in micrometri.

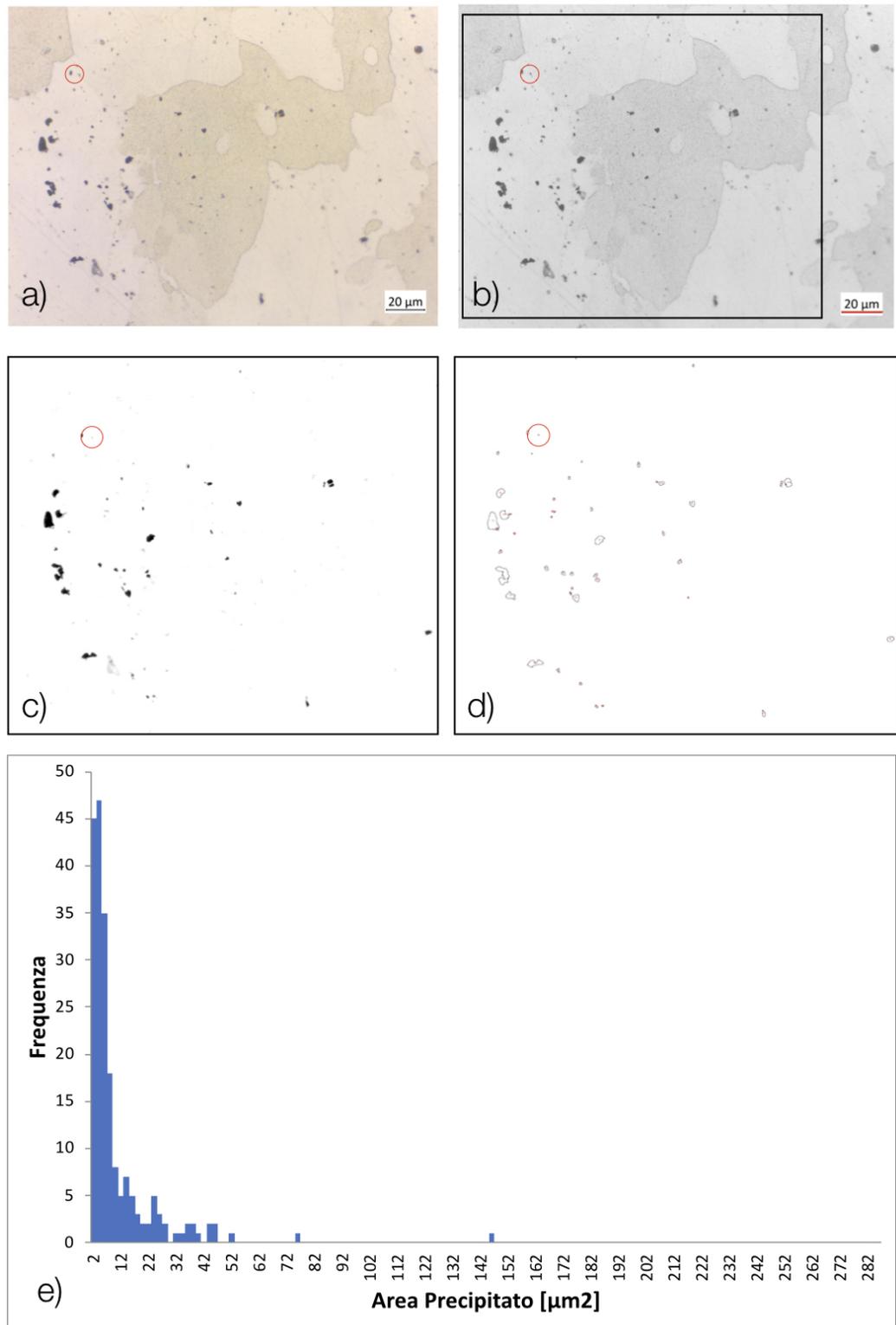


Figura 6.6.1.1: Operazioni preliminari da svolgere per l'utilizzo dello strumento *analisi delle particelle*. a) Selezione dell'immagine. b) Impostazione della scala, spazio colore 16 bit e mascheratura. c) Settaggio per la regolazione di soglia. d) Utilizzo dello strumento *analisi delle particelle*. e) Esempio di distribuzione di frequenza dei precipitati.

In tabella tab.6.6.1.1 sono riportate le grandezze minime, massime e medie dei precipitati $MgZn_2$ rilevate dall'analisi con ImageJ. È importante notare come la grandezza minima rilevata dal programma, vari da un caso all'altro; la spiegazione risiede nella difficoltà a impostare una dimensione minima univoca a causa dell'interferenza dei bordi di grano con l'analisi dei precipitati: essendo entrambi dello stesso colore, è stato necessario cambiare la soglia minima di rilevazione in modo da eliminare fonti di dati parassiti.

L'area massima è rappresentativa del precipitato più grande visualizzato dalle micrografie mentre l'area media è da considerarsi un indicatore che tiene conto sia dei precipitati più fini che di quelli più grossi, essendo la popolazione di precipitati molto variabile, occorre fare affidamento sulle distribuzioni di frequenza.

Tabella 6.6.1.1: Dimensione dei precipitati $MgZn_2$ al microscopio ottico.

Dimensione dei precipitati $MgZn_2$				
Direzione	Temperatura	A_Minima	A_Massima	A_Media
-	[°C]	[μm^2]	[μm^2]	[μm^2]
Longitudinale	-100	1.17	144.39	9.28
	-50	0.31	137.91	10.84
	25	0.11	150.50	13.83
	100	0.05	147.43	10.04
	200	0.10	285.96	9.94
	300	0.16	168.64	8.33
	Tal quale	0.34	240.18	15.12
Ortagonale	-100	0.30	106.90	11.01
	-50	0.21	340.06	9.91
	25	2.03	201.79	18.40
	100	0.34	120.71	6.07
	200	0.51	138.01	13.08
	300	0.65	376.81	15.12
	Tal quale	0.33	95.74	7.97

Attraverso l'utilizzo di un software di calcolo, vengono creati degli istogrammi a barre verticali che permettono di vedere con che frequenza si manifestano precipitati di varie dimensioni.

Attraverso la combinazione di tutti gli istogrammi è stato possibile visualizzare la distribuzione di frequenza dei precipitati in funzione della temperatura della prova di trazione. Per entrambi i grafici di fig.6.6.2.1 e fig.6.6.2.2, è possibile trarre conclusioni simili. Prendendo come riferimento il caso *Tal quale* in viola, è possibile confrontare le dimensioni dei precipitati ottenuti dalle lavorazioni a caldo a freddo e a tiepido.

Al diminuire della temperatura si ha una piccola crescita della popolazione di precipitati fini, mentre i precipitati di grande dimensione sono presenti solo in quantità ridotte, questo permette di affermare che a temperature al di sotto dello zero, i precipitati hanno la tendenza ad essere piccoli. A $-100^\circ C$ è possibile ipotizzare che la soglia minima di rilevazione dei precipitati sia così alta da non permettere di determinare la grandezza dei precipitati più piccoli.

A temperature più elevate si nota una continua crescita della dimensione dei precipitati ma contestualmente si osserva un incremento importante di concentrazione di precipitati fini, questo può portare ad una diminuzione delle proprietà meccaniche.

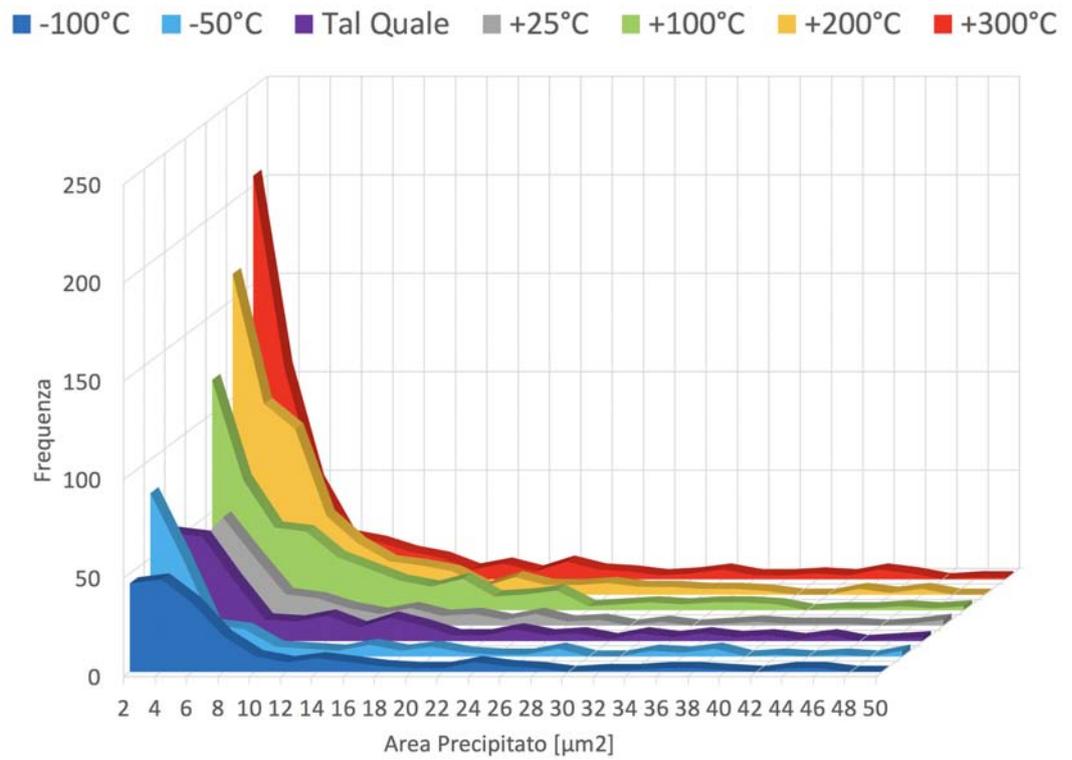


Figura 6.6.1.2: Distribuzione della dimensione dei precipitati analizzati dalle micrografie longitudinali a seconda della temperatura del test di trazione.

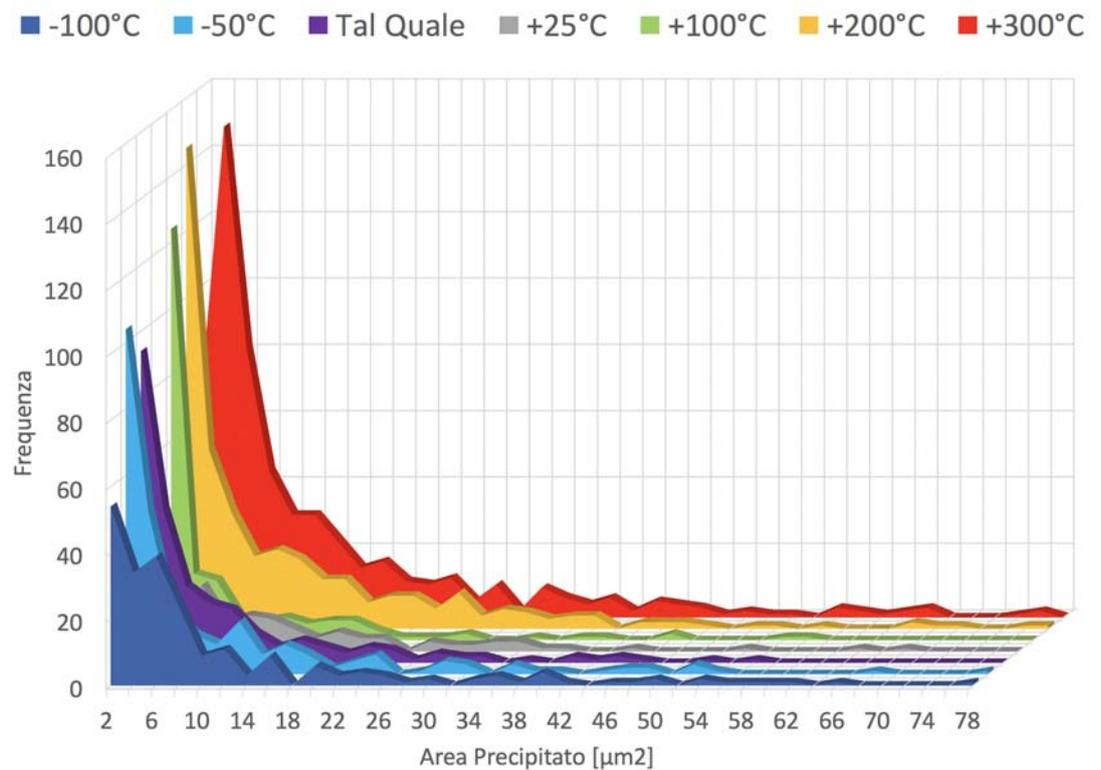


Figura 6.6.1.3: Distribuzione della dimensione dei precipitati analizzati dalle micrografie ortogonali a seconda della temperatura del test di trazione.

6.6.2 Calcolo delle aree dei precipitati attraverso il SEM

L'EDS ha permesso di notare la presenza di due classi distinte di precipitati, di $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ (bianco) e MgZn_2 (nero). È importante precisare che il precipitato nero visto precedentemente all'ottico corrisponde sempre al precipitato nero visualizzato dalle foto al SEM. A differenza del microscopio ottico, le indagini svolte con questo strumento hanno permesso di eliminare eventuali fonti di particelle non desiderate, permettendo quindi di catturare solo i precipitati MgZn_2 con un maggior dettaglio e i precipitati $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ che non erano facilmente visualizzabili all'ottico. Attraverso l'uso del software *ImageJ* è stato possibile analizzare sia l'area dei precipitati $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ che dei precipitati MgZn_2 , ovviamente uno alla volta, attraverso l'utilizzo dello strumento *inversione colore*.

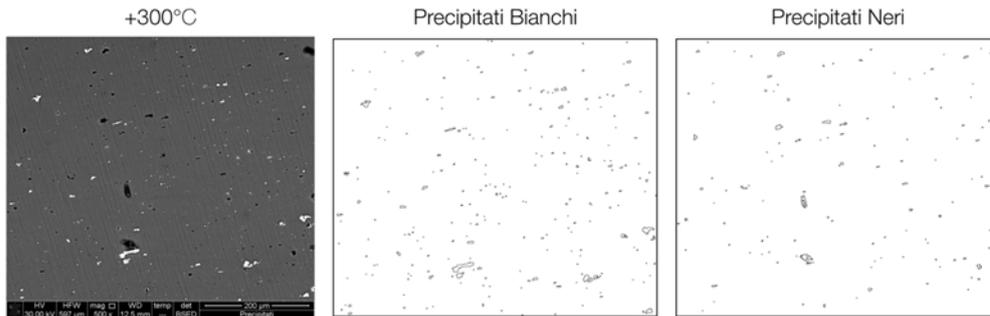


Figura 6.6.2.1: Analisi dei precipitati bianchi e neri nel caso a 300°C.

Vengono ora analizzati solo i casi estremi corrispondenti ai provini trazionati alla temperatura di -100°C , 25°C e 300°C . La direzione studiata è quella ortogonale.

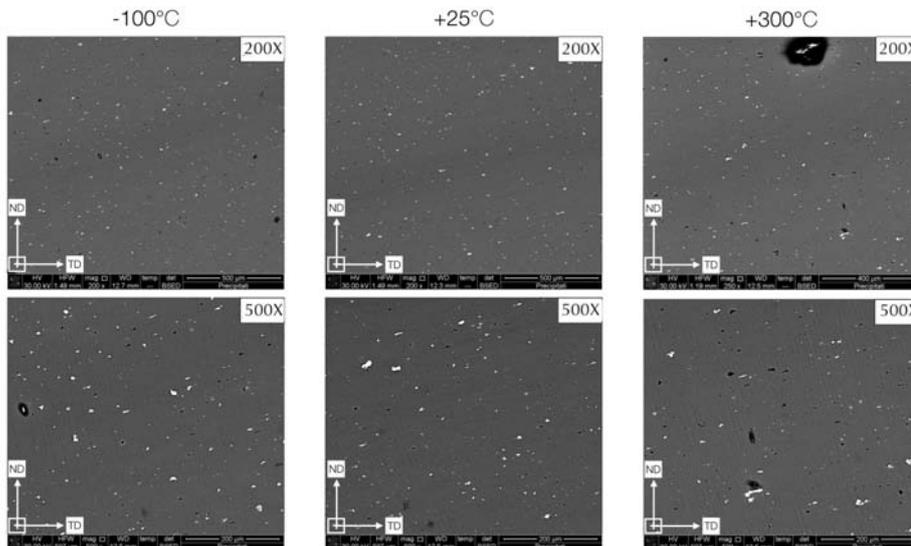


Figura 6.6.2.2: Immagini catturate attraverso il SEM per i campioni ortogonali a -100°C , 25°C e 300°C . Gli ingrandimenti usati sono stati X200 e X500.

I grafici di fig.6.6.2.3 e fig.6.6.2.4, permettono, ancora una volta, di valutare la distribuzione in frequenza dei precipitati ottenuti dai casi estremi dei campioni ortogonali.

Nell'analisi dei precipitati Al_7Cu_2Fe , all'aumentare della temperatura, è stato riscontrato un aumento dei precipitati fini e un aumento di concentrazione dei precipitati superiori ai $6\mu m^2$. Rispetto al caso a temperatura ambiente, a $-100^\circ C$ i precipitati iniziano ad aumentare la propria frequenza in un intervallo compreso tra gli $8\mu m^2$ e i $14\mu m^2$.

Studiando i precipitati neri invece, rispetto al caso a temperatura ambiente, è stato possibile notare un aumento della concentrazione dei precipitati fini sia a $-100^\circ C$ che a $300^\circ C$. Ciò rende l'andamento del tutto simile a quello sviluppato dall'ottico. Non è stato riscontrato però, un aumento cospicuo dell'area dei precipitati.

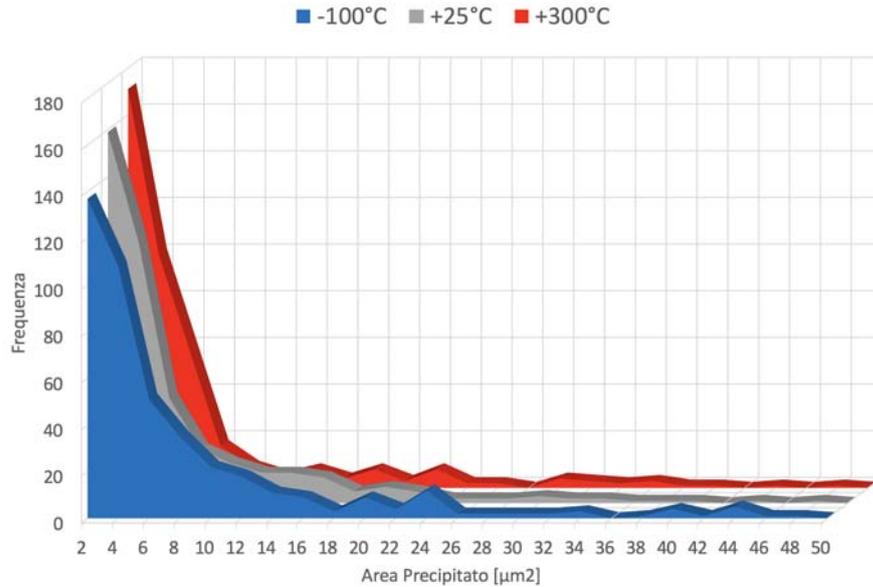


Figura 6.6.2.3: Distribuzione della dimensione dei precipitati bianchi analizzati dalle micrografie ortogonali a seconda della temperatura del test di trazione.

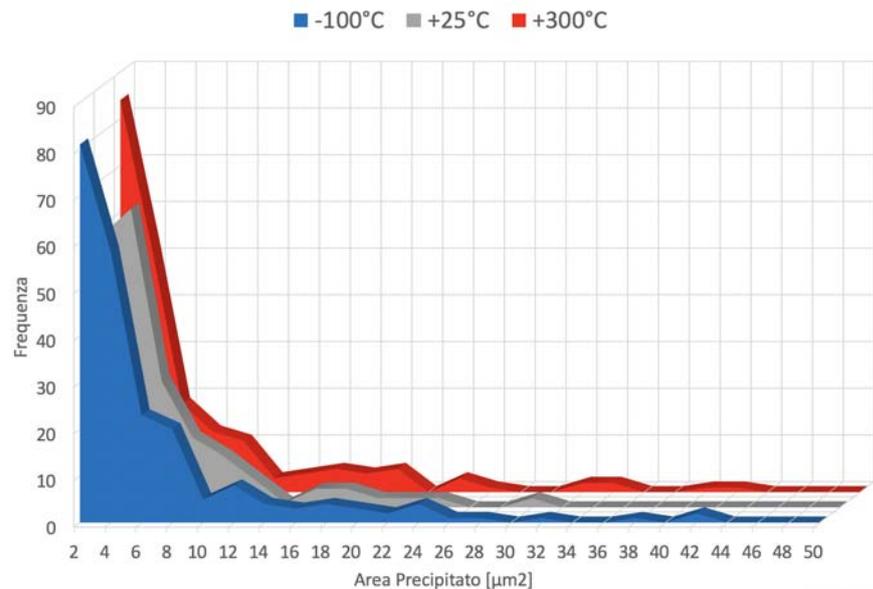


Figura 6.6.2.4: Distribuzione della dimensione dei precipitati neri analizzati dalle micrografie ortogonali a seconda della temperatura del test di trazione.

6.6.3 Confronto tra le dimensioni dei precipitati

Si mettono ora a confronto le aree ortogonali dei precipitati ottenute dall'analisi con il microscopio ottico e dal SEM. Nelle tabelle di seguito mostrate sono riportati i valori massimi e minimi ottenuti da ciascun istogramma, questi valori permettono di definire un range di grandezza per i precipitati.

Dalle analisi al microscopio ottico è stato possibile ottenere le seguenti aree:

Tabella 6.6.3.1: Precipitati al microscopio ottico (Neri)

Direzione	Temperatura	A_Minima	A_Massima
-	[°C]	[μm^2]	[μm^2]
Longitudinale	-100	1.17	144.39
	-50	0.31	137.91
	25	0.11	150.5
	100	0.05	147.43
	200	0.10	285.96
	300	0.16	168.64
	Tal quale	0.34	240.18
Ortagonale	-100	0.30	106.90
	-50	0.21	340.06
	25	2.03	201.79
	100	0.34	120.71
	200	0.51	138.00
	300	0.65	376.81
	Tal quale	0.33	95.74

L'analisi al SEM ha permesso di ottenere i seguenti *range* d'area:

Tabella 6.6.3.2: Precipitati al SEM

Direzione Ortagonale - SEM				
	Precipitati MgZn_2		Precipitati $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$	
Temperatura	A_Minima	A_Massima	A_Minima	A_Massima
[°C]	[μm^2]	[μm^2]	[μm^2]	[μm^2]
-100	1.01	257.91	1.01	122.22
+25	1.02	29.93	1.02	186.86
+300	1.02	97.73	1.02	238.55

Qui di seguito sono riportati i valori d'area ottenuti confrontando i piani ortogonali tra le micrografie all'ottico e quelle al SEM.

Tabella 6.6.3.3: Confronto precipitati Ottico - SEM

	Precipitati MgZn_2 - Ottico		Precipitati MgZn_2 - SEM	
Temperatura	A_Minima	A_Massima	A_Minima	A_Massima
[°C]	[μm^2]	[μm^2]	[μm^2]	[μm^2]
-100	0.30	106.90	1.01	257.91
+25	2.03	201.79	1.02	29.93
+300	0.65	376.81	1.02	97.73

I risultati mostrati in tab.6.6.3.3, presentano alcune differenze nonostante le distribuzioni di frequenza abbiano un andamento similare.

Si vuole ricordare che le immagini catturate dai vari microscopi rappresentano solo una piccola superficie dell'intero provino, questo fa sì che alcune fotografie possano presentare un numero isolato di precipitati di dimensione maggiore rispetto alla media effettiva del caso. Tali valori di massimo e minimo servono solo per dare

un'idea del tutto qualitativa, mentre se si vuole essere più specifici è necessario valutare la distribuzione di frequenza delle aree come è stato fatto nella sezione precedente.

6.7 Nanodurezze

La prova di nanodurezza permette di deformare plasticamente una superficie del campione. Attraverso l'ausilio di un indentatore Berkovich, questo test ha permesso lo studio della resistenza del materiale, ovvero, investigare le proprietà meccaniche di durezza fornite dai grani e vedere come questa varia a seconda dei precipitati e delle dislocazioni presenti.

I campioni inglobati vengono posizionati all'interno del macchinario, viene poi definita una superficie di studio e si imposta il numero di indentazioni da svolgere. Nel seguente elaborato, sono stati eseguiti 25 test per campione, seguendo un percorso a matrice 5x5. Il nano-indentatore, fatto operare in modalità di carico, viene impostato per sviluppare una forza pari a 50mN con una *velocità di deformazione* pari a 0.2 1/s; il risultato prodotto dall'analisi corrisponde ad una media dei valori prodotti dalle varie prove.

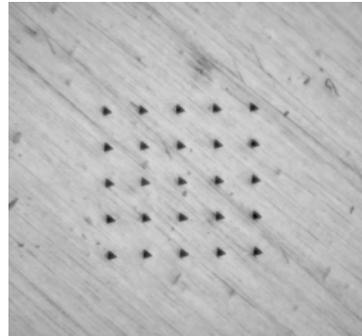


Figura 6.7.1: Indentazioni lasciate dall'indentatore. Sono stati eseguiti 25 test per campione.

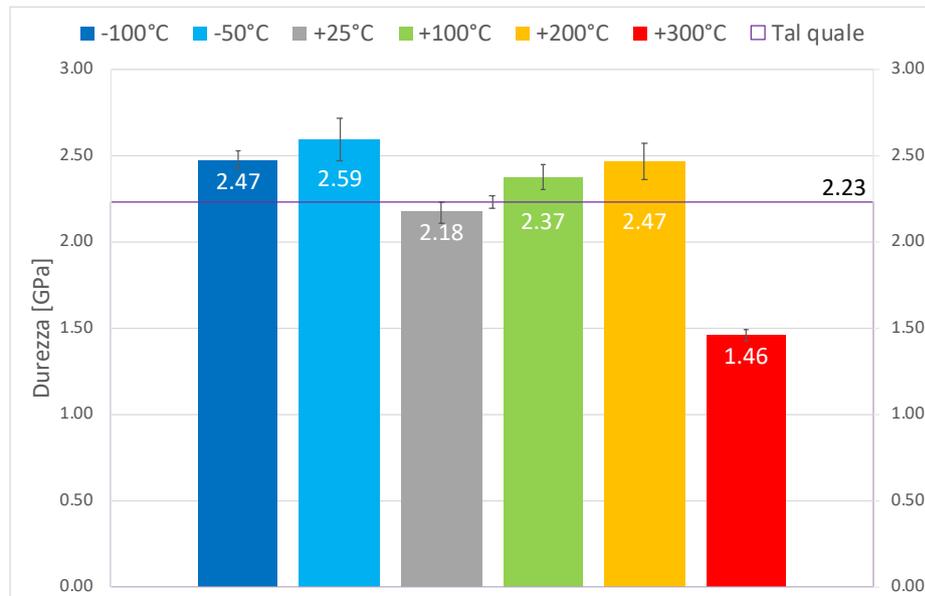


Figura 6.7.2: Test di nanodurezza sui vari campioni trazionati a temperature differenti. Il valore in viola corrisponde al caso *Tal quale* non deformato.

Facendo ora riferimento al caso *Tal quale* mostrato in fig.6.7.2, la durezza tende ad aumentare in condizioni di temperatura al di sotto dello zero, questo è dovuto

dalla presenza di maggior dislocazioni e da un incremento dei precipitati fini. A 300°C, il grande aumento dei precipitati fini, l'accrescimento di questi e la diminuzione sostanziale delle dislocazioni, mostrano una significativa diminuzione della durezza in grado di rendere il materiale più tenero.

6.8 Analisi termica al DSC

I test eseguiti al calorimetro a scansione differenziale (DSC), hanno permesso di comprendere le varie fasi che portano allo sviluppo dei precipitati.

La routine impiegata per l'analisi è composta dai seguenti passaggi:

- equilibrio a 40°C
- fase isoterma per 1 minuto
- rampa fino a 400°C con step di salita +5°C/min
- ritorno a a 40°C

Lo scopo di tali prove sussiste nel capire se ci siano modifiche del comportamento delle curve quando si analizza il materiale trazionato a temperature diverse. Il grafico in fig.6.8.2 illustra i risultati ottenuti dalle prove, mettendo in evidenza quattro fasi distinte:

- I: Reazione endotermica poco prima dei 200°C, secondo la letteratura questa zona dovrebbe corrispondere alla dissoluzione delle fasi GPI e GPII.
- II: Reazione esotermica a circa 225°C, che dovrebbe rappresentare l'inizio della formazione della fase η' quasi-stabile.
- III: Reazione esotermica a circa 240°C, sebbene sia poco accentuata, questa zona rappresenterebbe la trasformazione della fase η' quasi-stabile in fase η stabile.
- IV: Reazione esotermica dopo i 310°C crescita dei precipitati fini della fase η stabile.

Tale successioni di fasi, descritte e graficate dall'analisi tramite DSC, mette in luce il processo con cui si ha la formazione dei precipitati $MgZn_2$, responsabili dell'aumento delle proprietà meccaniche quando la temperatura è al di sotto dello zero.

Vengono analizzati anche i campioni trazionati alle temperature di -50°C, 100°C e 200°C e confrontanti con il caso *Tal quale*.

Ad eccezione di quest'ultimo caso, i provini mantengono un comportamento simile senza manifestare slittamenti dei picchi. Le differenze che possono sussistere con il campione *Tal quale* possono essere spiegate dall'assenza di uno stato tensionale impresso durante i test di trazione.

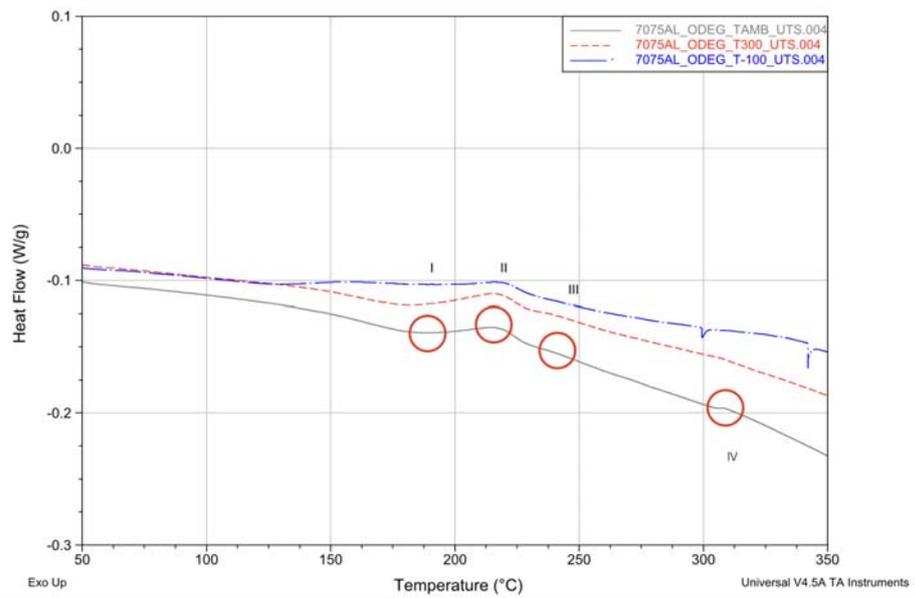


Figura 6.8.1: Risultati dei test DSC eseguiti sui campioni a -100°C , 25°C e 300°C .

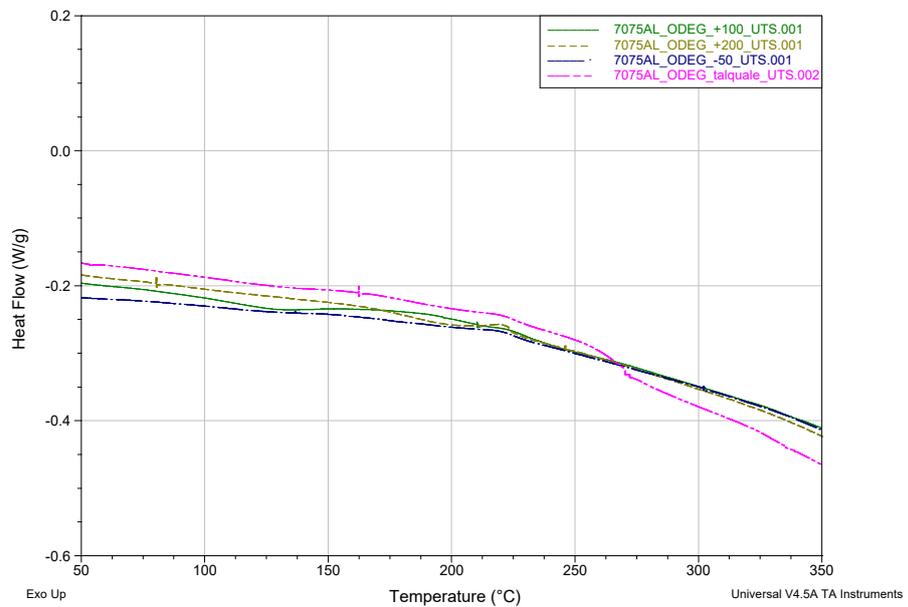


Figura 6.8.2: Risultati dei test DSC eseguiti sui campioni a -50°C , 100°C , 200°C e Talquale.

6.9 Frattografie al SEM

Dalle prove di trazione distruttive, è stato possibile analizzare al SEM le aree di frattura dei provini *smooth* orientati a 0° .

Questa analisi qualitativa ha permesso di osservare, grazie agli elevati ingrandimenti forniti dal SEM, lo sviluppo dei *dimples*. Dalla meccanica della frattura, descritta in dettaglio nella sottosezione 2.11, si può analizzare la sequenza di formazione e crescita delle micro cavità che portano alla formazione dei *dimples*:

- la strizione induce la presenza di uno stato tensionale triassiale;
- inizia ad avere effetto la componente idrostatica del tensore degli sforzi;
- inizia la decoesione del materiale;
- si manifestano delle micro cavità nella regione più stressata del campione;
- aumentando lo stress, le micro cavità crescono fino alla fase di coesione;
- le cavità coese prendono il nome di *dimples*;
- si ha la formazione della frattura;
- inizia la fase di propagazione della frattura che porta alla rottura del materiale.

Analizzando le foto in fig.6.9.1 e fig.6.9.2, è possibile vedere come la temperatura della prova di trazione porti a differenze significative nella dimensione dei *dimples*. All'aumentare della temperatura infatti, oltre che osservare una riduzione dell'area di frattura, è possibile percepire un aumento della dimensione dei *dimples*, questi tendono ad ingrossarsi e a diventare più profondi.

Rispetto al caso a temperatura ambiente, a 200°C si osserva la presenza di micro cavità secondarie, mentre a 300°C si ha solo la presenza di *dimples*.

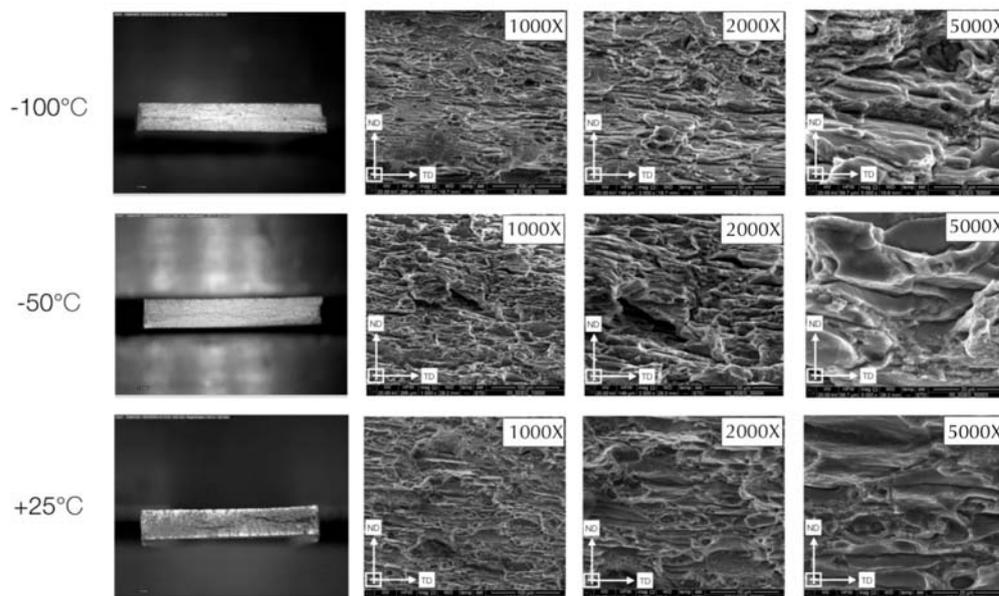


Figura 6.9.1: Frattografie al SEM dei campioni *smooth* a 0° trazionati alle temperature -100°C , -50°C , 25°C .

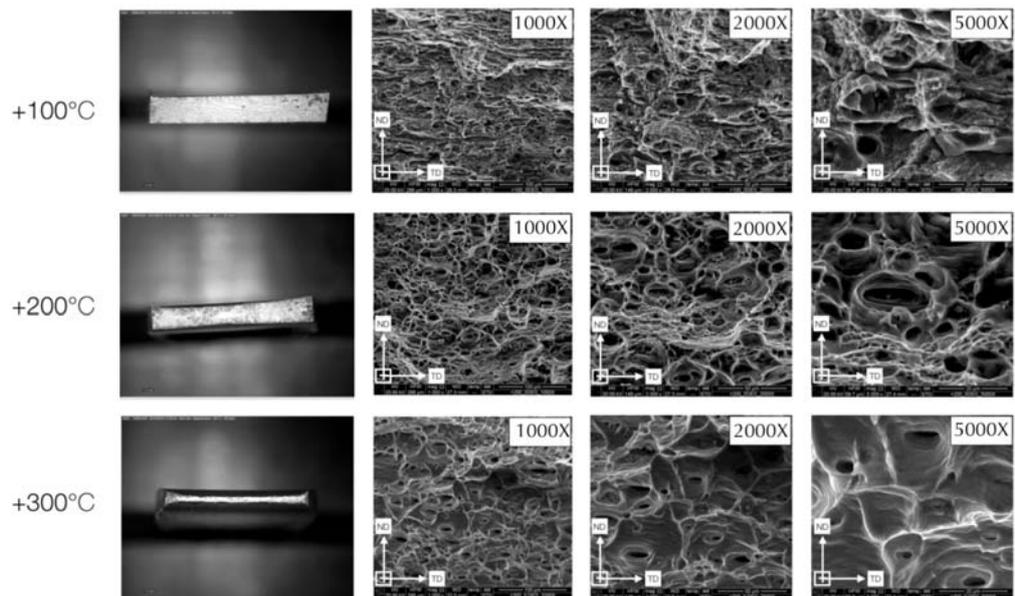


Figura 6.9.2: Frattografie al SEM dei campioni *smooth* a 0° trazionati alle temperature 100°C, 200°C, 300°C.

6.10 Prove di corrosione

La resistenza alla corrosione dei campioni, è stata analizzata mediante prove potenziodinamiche effettuate con potenziostato AMEL2549. I test sono stati eseguiti in una soluzione 3.5% NaCl utilizzando un elettrodo a calomelano come elettrodo di riferimento (SCE) e un elettrodo di platino come contro elettrodo. La velocità di scansione delle prove potenziodinamiche è stata fissata pari a 0.00005 V/s in un range di potenziali tra -1.3 e 0V. Le prove, eseguite lungo il tratto utile del provino, sono state svolte su tre campioni al fine di assicurare la riproducibilità del risultato. Le correnti e i potenziali di corrosione sono stati estrapolati graficamente con metodo di Tafel.

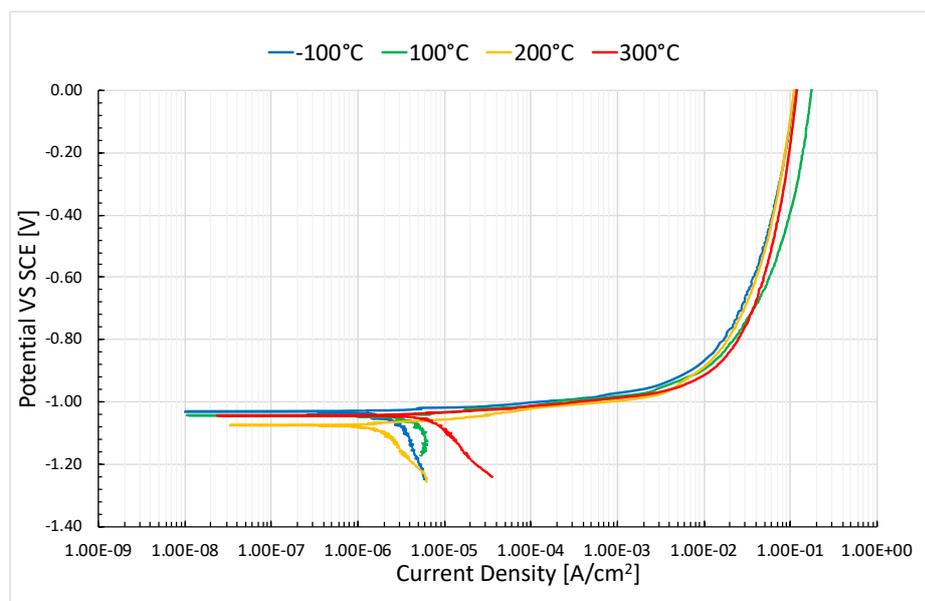


Figura 6.10.1: Test di corrosione eseguito sui campioni *smooth* trazionati a -100°C, 100°C, 200°C e 300°C

Dalle prove di corrosione sono stati ottenuti i seguenti risultati.

Tabella 6.10.1: Test di corrosione svolti sui provini trazionati a differenti temperature.

Temperatura di trazione [°C]	I_{corr} A/cm ²	E_{corr} V
-100	1.0×10^{-6}	-1.03
100	3.0×10^{-6}	-1.04
200	2.0×10^{-6}	-1.08
300	8.0×10^{-6}	1.04

Analizzando la tab.6.10.1, è possibile vedere come i valori di potenziale sono sostanzialmente identici per i vari campioni. All'aumentare della temperatura il provino manifesta una maggior sensibilità a corrodersi, la densità di corrente di corrosione infatti aumenta all'aumentare della temperatura di trazione. Globalmente il campione -100°C risulta il più resistente alla corrosione mentre il campione 300°C il peggiore.

Per spiegare il perché di queste differenze, viene utile ricordare l'effetto che i precipitati hanno all'interno del processo di corrosione. La ridotta sensibilità alla corrosione che si riscontra nei campioni deformati ad una temperatura al di sotto dello zero è dovuta principalmente dalla ridotta dimensione dei precipitati anodici MgZn_2 , il che permette di ridurre attacchi preferenziali da parte del fluido corrosivo. A 300°C invece, la dimensione del precipitato nero è assai maggiore, ciò permette di spiegare la maggior sensibilità alla corrosione.

6.11 Risultati delle simulazioni

Le simulazioni numeriche hanno permesso di calcolare i valori di stress utili per il tracciamento del diagramma UTS – Locus. Prima di estrarre i valori desiderati, si è rivelato necessario far coincidere le curve *Forza-Corsa* sperimentali con quelle simulate attraverso il modello numerico. Questo è stato possibile tramite un processo di ottimizzazione manuale, che ha permesso di determinare i parametri del materiale, K e n , in grado di far coincidere il più possibile le due curve. Tali valori sono espressi nella seguente tabella:

Tabella 6.11.1: Valori di K e n ottenuti attraverso il processo di ottimizzazione

Temperatura [°C]	Smooth		Notched R2		Notched R5		Notched R10	
	K	n	K	n	K	n	K	n
-100	0.72	0.079	0.67	0.079	0.69	0.079	0.70	0.079
-50	0.68	0.067	0.62	0.067	0.65	0.067	0.68	0.067
25	0.67	0.065	0.6	0.065	0.63	0.065	0.63	0.065
100	0.63	0.067	0.58	0.067	0.58	0.067	0.58	0.067
200	0.44	0.030	0.43	0.030	0.44	0.030	0.45	0.030
300	0.15	0.025	0.15	0.025	0.15	0.025	0.15	0.025

Attraverso i valori di K e n espressi in tab.6.11.1 è stato possibile ottenere una condizione di *matching* tra le curve simulate e quelle reali. Un esempio di ciò, è possibile vederlo in fig.6.11.1.

Le uniche differenze tra i modelli si manifestano in condizioni di rottura: il modello FEM non presenta alcun modello di danneggiamento e questo comporta un valore infinito della corsa. Nonostante ciò, il modello agli elementi finiti permette di sviluppare correttamente le dinamiche in prossimità di UTS.

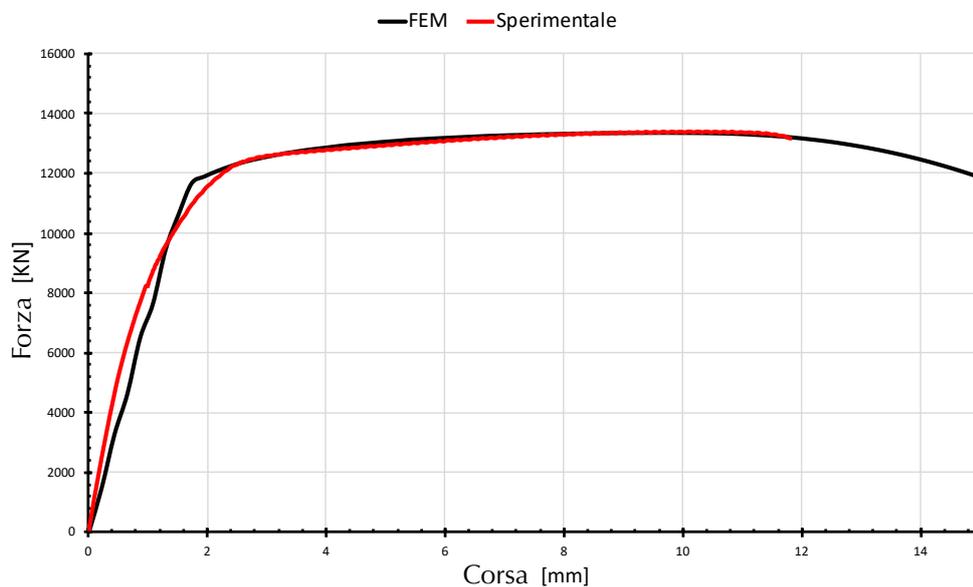


Figura 6.11.1: Un esempio di *matching* tra curva sperimentale e curva FEM.

Lo step successivo ha permesso di correlare il valore massimo della forza al *time step* della simulazione, vengono quindi estratti, dal modello, gli andamenti della deformazione e della triassialità rispetto al tempo di simulazione. A questo punto è sufficiente ricercare il valore di tempo prossimo a UTS ed estrarre i valori corrispondenti.

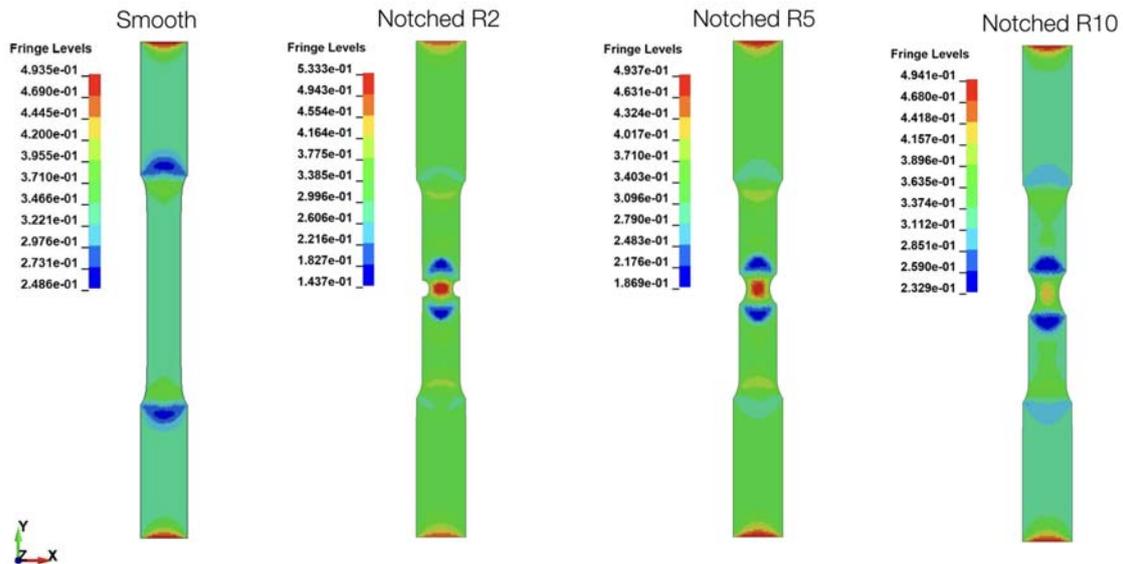


Figura 6.11.2: Valutazione della triassialità sui provini a -100° all'istante temporale corrispondente a UTS.

In particolare, i valori di triassialità sono stati ottenuti valutando un nodo centrale del provino, mentre nel caso della deformazione, questa è stata valutata attraverso un elemento centrale.

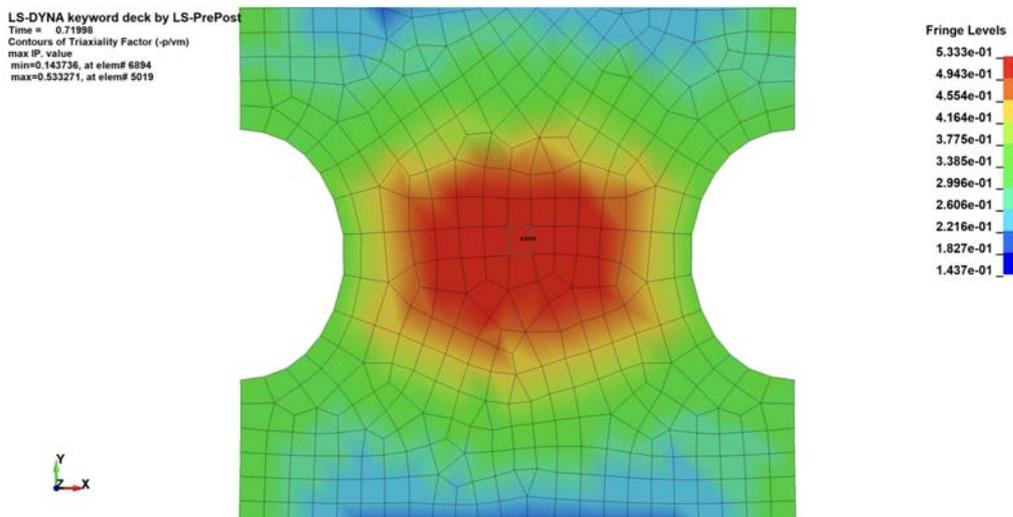


Figura 6.11.3: Valutazione della triassialità sul provino *Notched R2* a -100° all'istante temporale corrispondente a UTS.

Osservando invece il campione *Smooth* in fig.6.11.2, la triassialità si mantiene costante lungo il tratto utile. Invece, andando oltre il valore di UTS sarà possibile notare un aumento cospicuo della triassialità nella zona in cui insorgerà la strizione.

Le immagini in fig.6.11.3, fig.6.11.4 e fig.6.11.5 mostrano in dettaglio le zone più stressate dei campioni *Notched R2*, *Notched R5* e *Notched R10* al tempo di simulazioni pari a UTS.

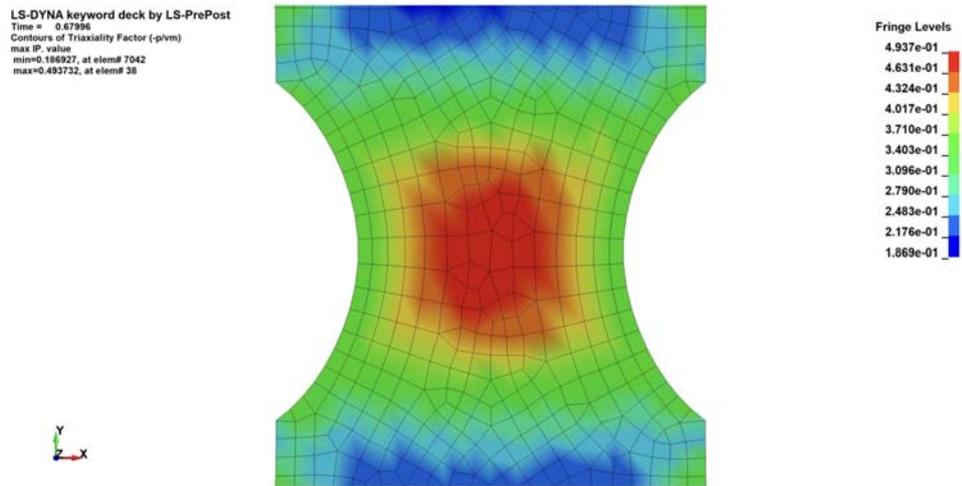


Figura 6.11.4: Valutazione della triassialità sul provino *Notched R5* a -100° all'istante temporale corrispondente a UTS.

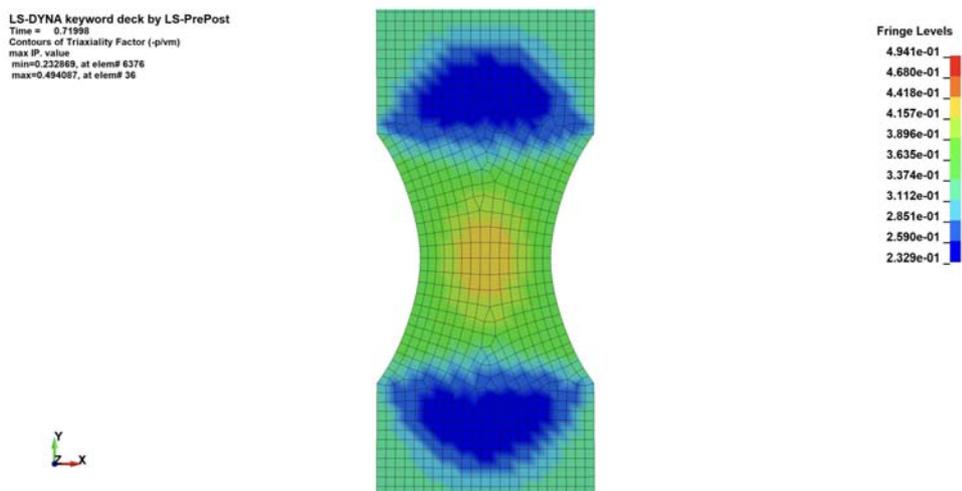


Figura 6.11.5: Valutazione della triassialità sul provino *Notched R10* a -100° all'istante temporale corrispondente a UTS.

I valori di deformazione e triassialità estratti dalle simulazioni sono riportati nella tabella seguente:

Tabella 6.11.2: Parametri di Deformazione (ϵ) e Triassialità (η) ricavati dalle simulazioni.

Temperatura [°C]	UTS - Locus							
	Smooth		Notched R2		Notched R5		Notched R10	
	ϵ	η	ϵ	η	ϵ	η	ϵ	η
-100	0.1542	0.3337	0.1723	0.5280	0.2052	0.4772	0.2128	0.4319
-50	0.1458	0.3342	0.1750	0.5324	0.1995	0.4835	0.1725	0.4367
25	0.1351	0.3336	0.1251	0.5403	0.1686	0.4843	0.1710	0.4382
100	0.0943	0.3338	0.0589	0.5429	0.1034	0.4866	0.1253	0.4338
200	0.0554	0.3337	0.0660	0.5600	0.1217	0.5001	0.1017	0.4465
300	0.0319	0.3315	0.0172	0.5768	0.0253	0.5228	0.0352	0.4666

Qui di seguito sono riportati i grafici di *triassialità-deformazione* estratti dalle simulazioni. In ogni diagramma viene evidenziato il punto a UTS da cui sono estratte le

componenti riportate nella tab.6.11.2.

Analizzando l'andamento dei grafici *smooth*, è possibile notare come il luogo in cui si ha la tensione ultima a trazione anticipa un tratto in cui si manifesta un cambio di pendenza della curva, la causa di questa variazione è imputabile alla formazione di una strizione che comporta una non linearità nel processo di trazione.

Nei provini *notched*, il cambio di pendenza risulta essere meno evidente a causa della strizione meno marcata.

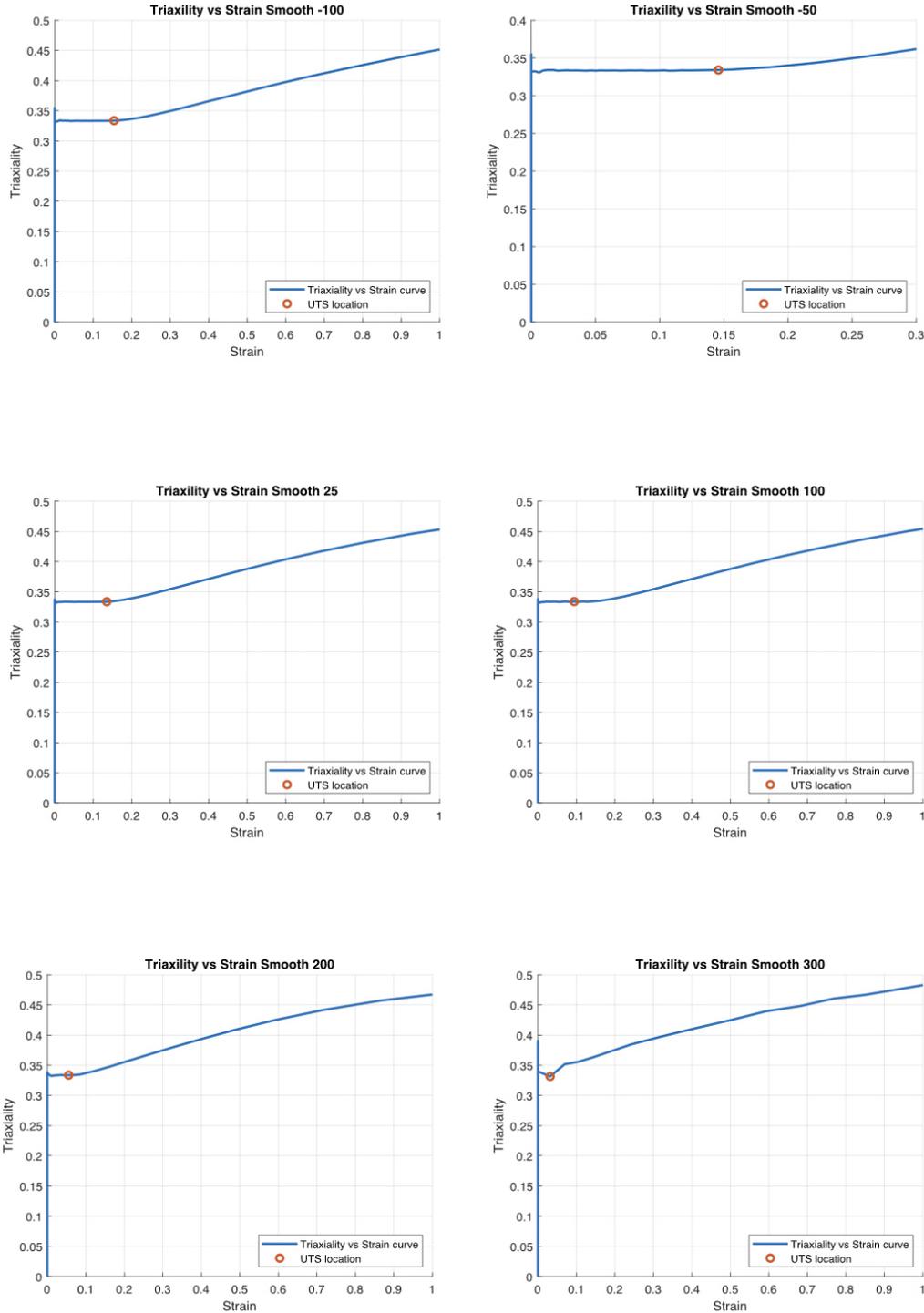


Figura 6.11.6: Grafico Triassialità (η) e Deformazione (ϵ) *Smooth*.

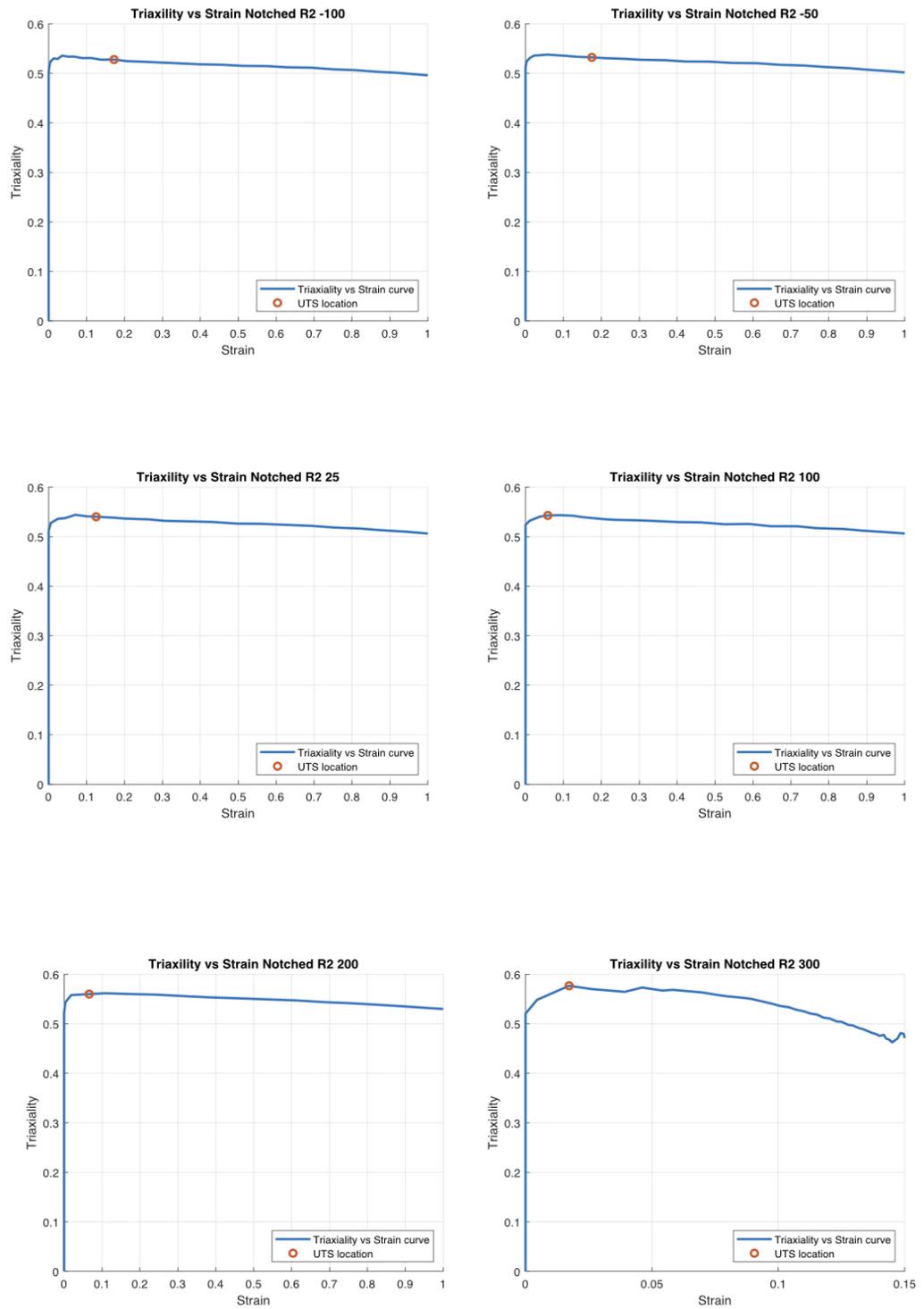


Figura 6.11.7: Grafico Triassialità (η) e Deformazione (ϵ) *Notched R2*.

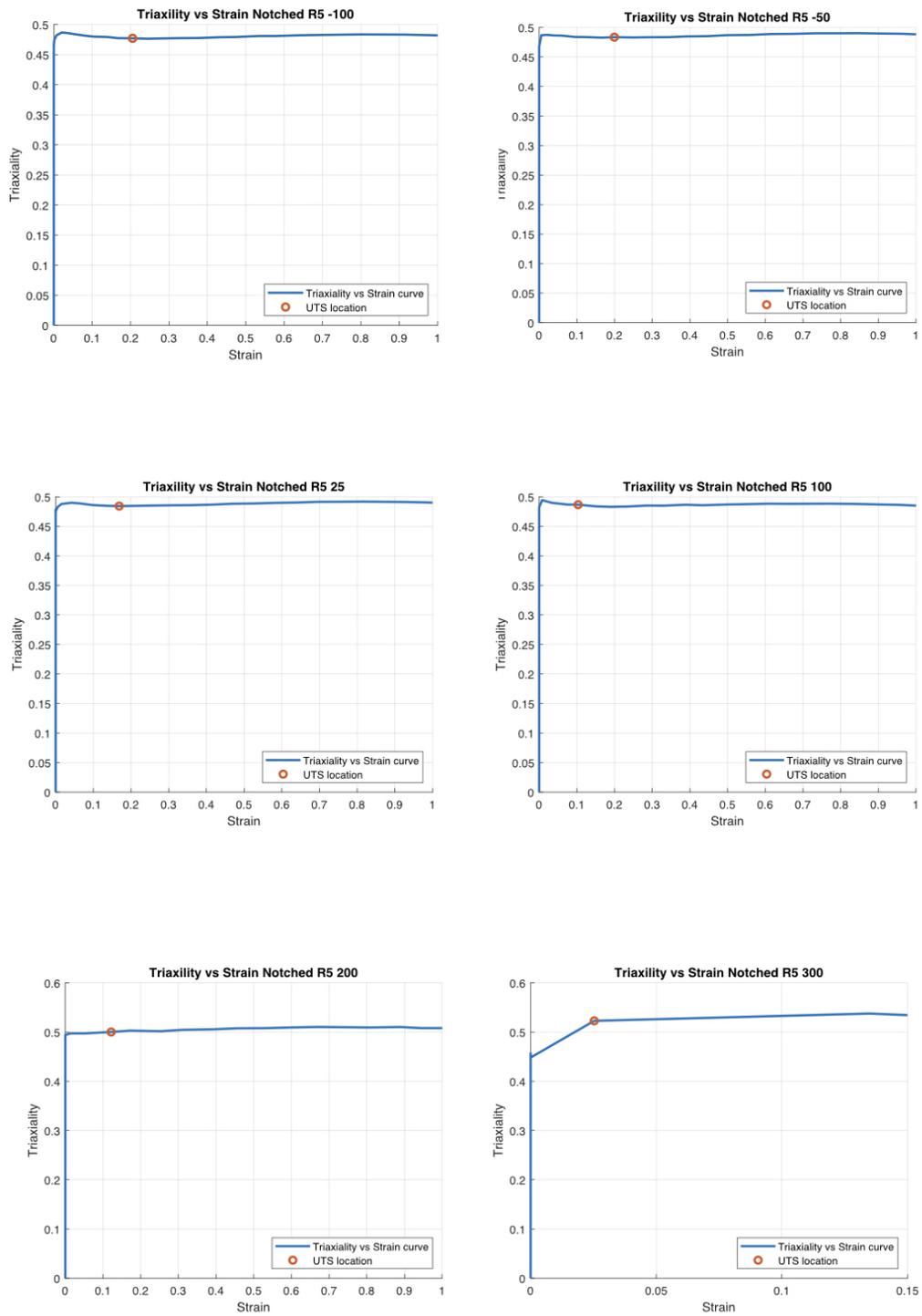


Figura 6.11.8: Grafico Triassialità (η) e Deformazione (ϵ) notched R5.

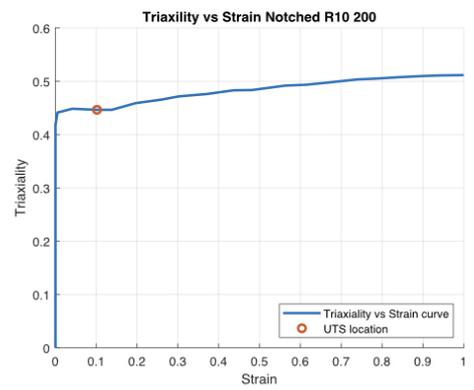
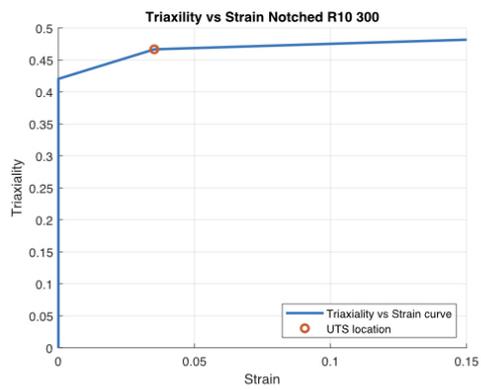
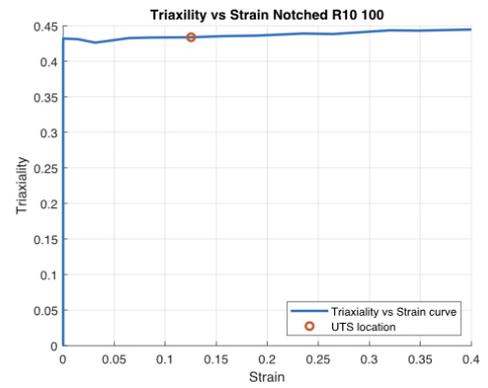
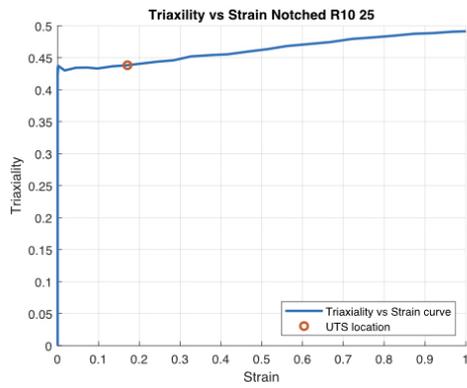
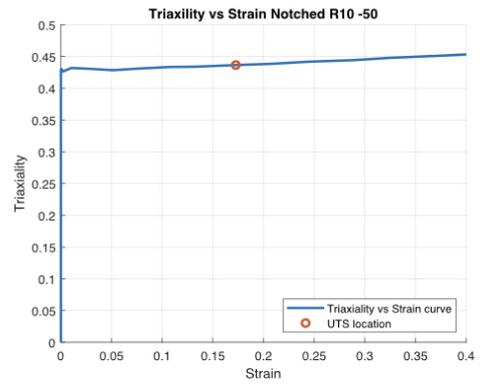
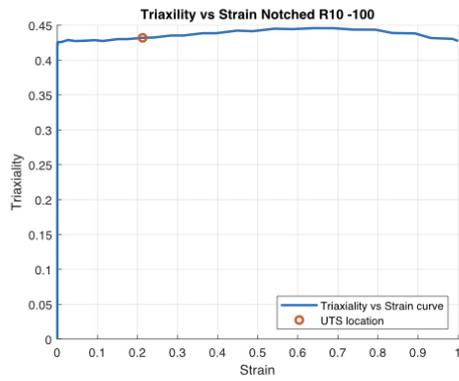


Figura 6.11.9: Grafico Triassialità (η) e Deformazione (ϵ) Notched R10.

Attraverso i dati riportati in tab.6.11.2 è stato possibile tracciare tre grafici di confronto.

Il primo grafico, fig.6.11.10, riporta i valori di triassialità a UTS seguendo l'ordine di provino (da sx verso dx) *smooth*, *notched R10*, *notched R5* e *notched R2*. Ogni curva, costituita per l'appunto dai 4 risultati di triassialità ottenuti dai 4 campioni, è soggetta ad una temperatura diversa. L'analisi di questo grafico mette in luce sei curve con un andamento simile al variare della temperatura e permette di vedere come la triassialità varia in base alla geometria del provino. Ad eccezione dei campioni *smooth*, i campioni con intaglio mostrano una variazione significativa del parametro di triassialità quando viene fatta variare la temperatura del test: all'aumentare della temperatura è possibile notare come l'aumento di triassialità è sempre più marcato; nei casi a tiepido e a freddo invece, la variazione è meno decisa. È possibile affermare che, per ogni provino, all'aumentare della temperatura aumenta il valore di triassialità.

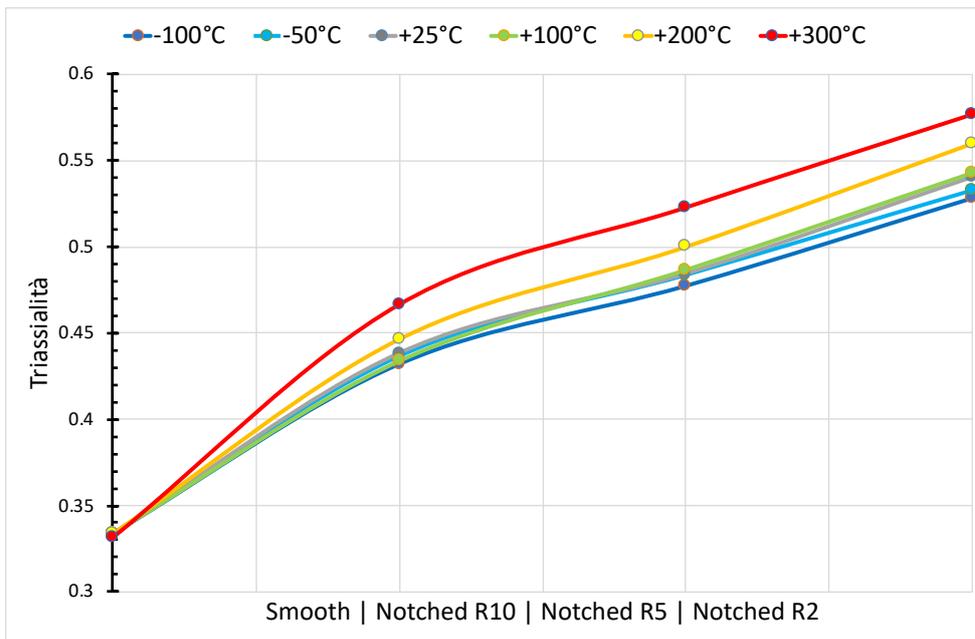


Figura 6.11.10: Valori di triassialità a UTS in funzione del tipo di provino e della temperatura.

Il secondo grafico, in fig.6.11.11, riporta i valori di deformazione a UTS: ogni curva rappresenta il congiungimento dei 4 valori di deformazione estratti dai 4 campioni. Tale grafico mette in evidenza come la deformazione ha la tendenza a calare quando aumenta la temperatura del test.

L'ultimo grafico rappresenta l'UTS – Locus, fig.6.11.12, ed è la combinazione dei due grafici precedenti. Anche in questo caso, le curve si alzano quando diminuisce la temperatura. All'aumentare della temperatura, la triassialità aumenta e la deformazione cala.

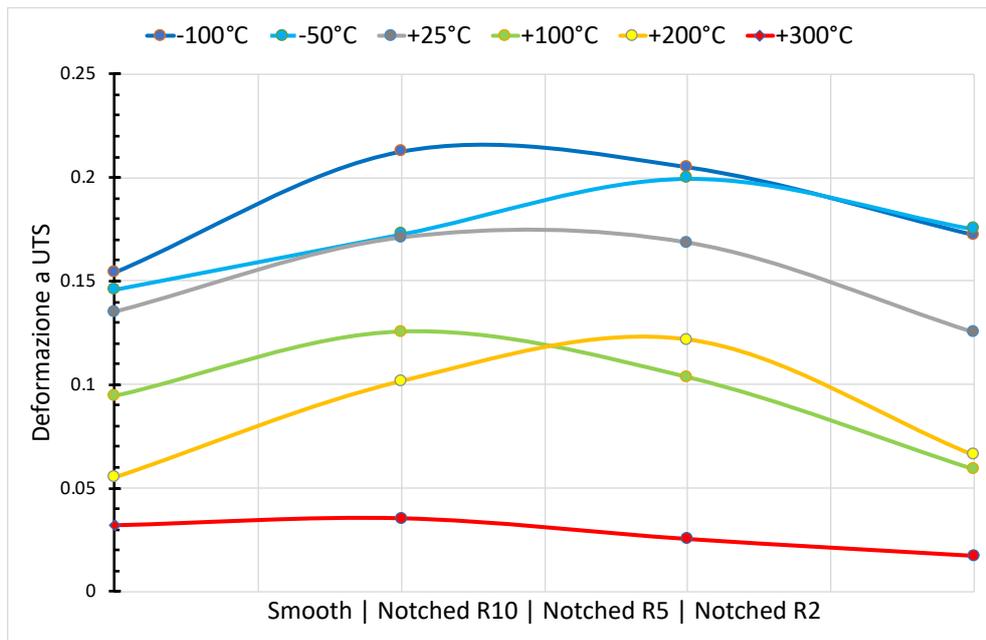


Figura 6.11.11: Valori di deformazione a UTS in funzione del tipo di provino e della temperatura.

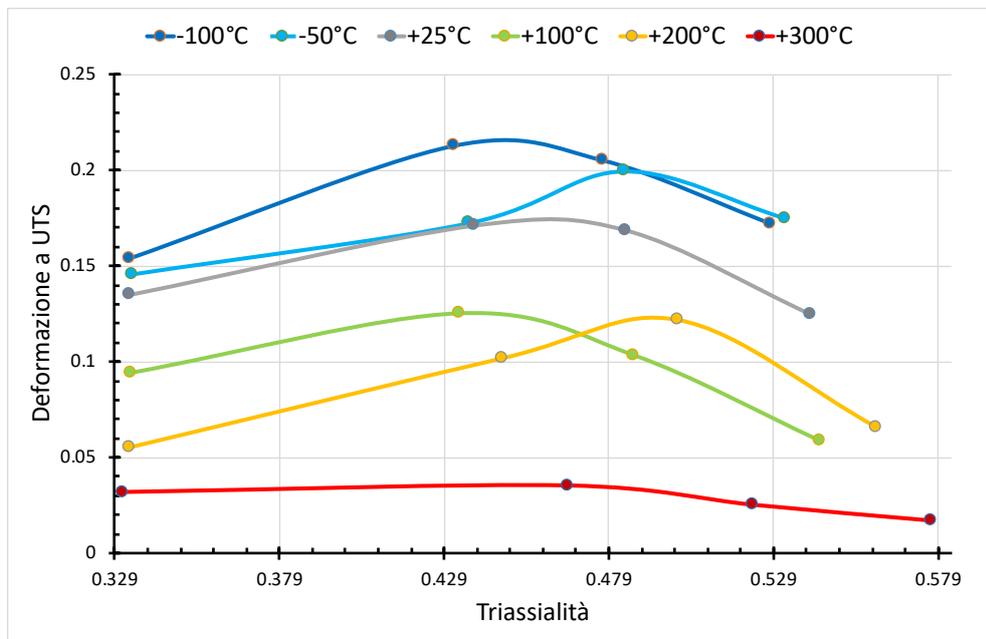


Figura 6.11.12

RIFERIMENTI BIBLIOGRAFICI

- [1] Matteo Puzzle. (2019)
Elementi di scienza dei metalli.
- [2] Hugh J. McQueen & W. J. McGregor Tegart
La deformazione dei metalli alle alte temperature.

7 CONCLUSIONI

Lo studio della lega di alluminio AA7075 – T6 condotta a varie temperature di formatura, ha permesso di determinare un aumento delle proprie prestazioni quando questa è stata sottoposta a trazione a temperature al di sotto dello zero. Si traggono ora le conclusioni finali.

Dalle prove di trazione, è stato confermato che alle temperature criogeniche, il materiale ha la tendenza ad aumentare le sue proprietà meccaniche. I provini sottoposti alla temperatura di -50°C e -100°C hanno ottenuto i più alti valori di tensione di snervamento (σ_y) e di tensione ultima a trazione (UTS) di tutti gli altri campioni esaminati. Al diminuire della temperatura è evidente come la deformazione richiesta per deformare plasticamente il materiale sia progressivamente maggiore, ma il vantaggio principale è legato all'aumento del valore di deformazione in corrispondenza di UTS, osservato sia nel caso *smooth* 0° rispetto alla RD, sia nei casi *notched*. Questo permette di affermare che è necessario un maggior livello energetico per provocare la strizione e quindi si ha la possibilità di ritardare l'insorgere della frattura nel materiale, rendendo la lega più prestazionale e resistente al danneggiamento.

L'effetto dell'anisotropia, studiato nei provini *smooth* ha avuto come conseguenza principale una variazione di duttilità nei casi sotto zero.

Le micrografie hanno messo in luce una struttura di grano equi-assiale lungo il piano longitudinale e una struttura di tipo *pancake* allungato lungo il piano ortogonale. La dimensione dei grani, in regime criogenico, non ha subito una grossa variazione rispetto al caso tal quale; nel caso a 300°C invece, la dimensione del grano ha subito una notevole riduzione a causa del processo di ricristallizzazione statico, avvenuto al termine della prova di trazione. Alla temperatura di -100°C , è stata valutata una dimensione media di grano pari a $51.63\mu\text{m}$ e $15.81\mu\text{m}$ rispettivamente lungo la direzione longitudinale e ortogonale. A 300°C invece la dimensione media è stata valutata pari $31.82\mu\text{m}$ e $9.33\mu\text{m}$.

L'aumento delle proprietà di resistenza e durezza in ambiente criogenico è imputabile principalmente all'aumento della densità di dislocazioni e dalla presenza di precipitati fini. Attraverso l'analisi con ImageJ è stato possibile osservare un leggero incremento nella concentrazione di precipitati fini ed un leggero accrescimento di questi rispetto al caso a 25°C . A -100°C è possibile ipotizzare che la soglia minima di rilevazione dei precipitati sia così alta da non permettere di determinare la grandezza dei precipitati più piccoli. A 300°C invece, si nota un aumento considerevole nella concentrazione di precipitati fini e un maggiore accrescimento di quest'ultimi, il che, assieme alla bassa densità di dislocazioni ha permesso di spiegare la diminuzione delle proprietà di durezza e di resistenza.

Le analisi con l'EDS e l'XRD hanno permesso di determinare la presenza di due precipitati all'interno della matrice di alluminio: un precipitato bianco costituito da $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ considerato solamente come impurità non disciolta nell'Al e un precipitato nero costituito da MgZn_2 responsabile però dell'aumento delle proprietà meccaniche.

Dai test di corrosione, è stata valutata una maggior resistenza a corrosione quando la lamiera viene formata sotto zero: nel dettaglio i precipitati MgZn_2 si comportano da elementi anodici e secondo la letteratura, sono in grado di portare alla formazione di corrosione intergranulare; i precipitati $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ sono catodici rispetto l'Al e sono inclini a sviluppare una corrosione da pit.

A 300°C , in seguito all'elevato accrescimento dei precipitati anodici MgZn_2 , il materiale si è dimostrato più sensibile alla corrosione, permettendo al fluido corrosivo di aumentare gli attacchi sulla superficie del campione. A -100°C invece, a causa

della ridotta dimensione dei precipitati anodici $MgZn_2$, il campione risulta meno sensibile ad essere attaccato chimicamente. I test al DSC hanno poi permesso di confermare la sequenza di formazione degli elementi η stabili formati per l'appunto da $MgZn_2$.

Le simulazioni numeriche svolte attraverso LS – DYNA hanno mostrato, in condizioni sotto zero, una diminuzione della triassialità e un aumento della deformazione a UTS. Le curve sviluppate nel grafico del UTS – Locus crescono al diminuire della temperatura.

Per spiegare il perché di queste differenze, viene utile ricordare l'effetto che i precipitati hanno all'interno del processo di corrosione. La ridotta sensibilità alla corrosione che si riscontra nei campioni deformati ad una temperatura al di sotto dello zero è dovuta principalmente dalla ridotta dimensione dei precipitati anodici $MgZn_2$, il che permette di ridurre attacchi preferenziali da parte del fluido corrosivo. A $300^\circ C$ invece, la dimensione del precipitato nero è assai maggiore, ciò permette di spiegare la maggior sensibilità alla corrosione.

8 RINGRAZIAMENTI

Vorrei ringraziare la Prof.ssa *Stefania Bruschi*, relatrice di questa tesi di laurea, oltre che per l'aiuto fornitomi lungo questo percorso e la grande conoscenza che mi ha donato attraverso il suo corso di *Tecnologie di lavorazione dei materiali aerospaziali*, per la disponibilità e precisione dimostratemi durante tutto il periodo di svolgimento della tesi.

Un ringraziamento anche ai suoi collaboratori, Ing. *Enrico Simonetto* e Ing. *Rachele Bartolini* che mi hanno assistito durante le attività di laboratorio e di ricerca. Ci tengo a ringraziare anche i colleghi tesisti incontrati durante questi sei mesi di tesi e i simpaticissimi dottorandi che hanno sempre avuto modo di rallegrare le giornate in laboratorio creando un clima positivo al confronto e al dialogo. Ringrazio inoltre i dottorandi e il personale del laboratorio di Materiali e del laboratorio Te.Si per avermi fornito aiuto e assistenza nell'utilizzo dei macchinari e degli strumenti.

Un grande ringraziamento ai miei genitori che, con il loro dolce e instancabile sostegno, sia morale che economico, mi hanno permesso di inseguire i miei sogni, contribuendo alla mia formazione personale e professionale.

Dulcis in fundo, un ringraziamento speciale a *Valentina*, che ha sopportato amovoltamente scleri e frustrazioni, ansie e paure, tergiversazioni e rimandi. Ora ho raggiunto la meta e senza di lei so con certezza che non sarei mai riuscito ad arrivare dove sono ora.