



UNIVERSITÀ
DEGLI STUDI
DI PADOVA

DIPARTIMENTO DI INGEGNERIA INDUSTRIALE

Corso di Laurea in Ingegneria Meccanica

Influenza dell'anisotropia sulla formabilità della lamiera di Ti6Al4V

Anisotropy influence on Ti6Al4V sheet formability

Relatore

Chiar.ma Prof. Ing. Stefania Bruschi

Laureando

Nicola Bettiol

14 SETTEMBRE 2017

ANNO ACCADEMICO 2016/2017

Abstract

At the present time, titanium is employed in advanced fields, like biomedics, aerospace and high-end automotive, where the importance of its characteristics of high mechanical resistance in regard to the weight, in addition to its good corrosion resistance, allows to compensate its elevated cost.

Recent studies aimed at the characterization of the behavior of sheet products of the $\alpha - \beta$ Ti6Al4V alloy, that's the most used one in various fields, studying in particular the formability limit when undergone to various stress states, identified by the triaxiality and Lode parameters, in an extended range of temperatures. Besides, the behaviour of the sheet has been recently started to be studied with the focus on its intrinsic anisotropy. The study of this phenomenon has been almost completely limited for decades to the sphere of deep drawing of low carbon steel sheets, but its potential relevance is lately being recognized also for different materials, both at low and high temperatures.

This master thesis studies experimentally the influence of anisotropy on the formability of the alloy under inspection, through various typologies of tensile test. Subsequently, it's created a numerical model for the implementation of the observed phenomenon into an FEM software, and it's formulated a theoretical model for a preliminary explanation.

Sommario

Al momento attuale, il titanio è utilizzato in ambiti d'avanguardia, come il biomedicale, l'aerospazio e l'automotive d'altissima gamma, dove l'importanza delle sue caratteristiche di resistenza meccanica rapportata al peso, nonché le buone proprietà di resistenza alla corrosione, permette di tollerare il suo elevato costo.

Recenti studi si sono proposti di caratterizzare il comportamento di prodotti di lamiera in lega $\alpha - \beta$ Ti6Al4V, che in molti ambiti costituisce la lega di più largo impiego, studiandone in particolar modo il limite di formabilità quando sottoposta a diversi stati di tensione, definiti dai parametri di triassialità e di Lode, in un ampio range di temperature. Inoltre, si è recentemente cominciato a studiare il comportamento della lamiera ponendo il focus sulla sua intrinseca anisotropia. Lo studio di tale fenomeno è stato per decenni per gran parte relegato all'ambito dell'imbutitura a freddo di lamiere in acciaio a basso tenore di carbonio, ma se ne sta ora riconoscendo la potenziale importanza anche in materiali differenti, tanto a freddo quanto a caldo.

Questo lavoro di tesi studia sperimentalmente l'influenza dell'anisotropia sulla formabilità della lega in esame, con test di trazione di varie tipologie. Si crea dunque un modello numerico per l'implementazione di quanto osservato al calcolatore, e si formula un modello teorico che spiega parzialmente il fenomeno.

Indice

1	Stato dell'arte	1
1.1	Generalità del Ti6Al4V	1
1.1.1	Composizione chimica e proprietà meccaniche	2
1.1.2	Aspetti microstrutturali	2
1.1.3	Applicazioni	3
1.2	Specificità della lamiera di Ti6Al4V	4
1.2.1	Generalità sull'anisotropia delle lamiere	4
1.2.2	Anisotropia della lamiera di Ti6Al4V	4
1.2.3	Influenza dell'anisotropia sulla reologia e sull'instabilità del Ti6Al4V	5
1.3	La formatura di lamiere	9
1.3.1	L'importanza della modellazione	9
1.3.2	I modelli di comportamento del materiale	10
1.4	Modello di plasticità con triassialità e Lode	13
1.4.1	Lo stato di tensione	13
1.4.2	Il fracture locus 3D asimmetrico	14
1.5	Nuovo modello basato su Johnson-Cook	17
2	Attività sperimentale	19
2.1	Materiale utilizzato	19
2.1.1	Calcolo delle coordinate di triassialità e parametro di Lode	21
2.2	Piano sperimentale	24
2.3	Apparato sperimentale per i provini di trazione	26
2.4	Procedura sperimentale	28
2.4.1	Preparazione del provino	28
2.4.2	Settaggio della procedura di riscaldamento	28
2.4.3	Settaggio della procedura di trazione	30
2.4.4	Predisposizione della prova	31
2.5	Attività di misura	32

2.5.1	Elaborazione tramite software Aramis di GOM	32
2.5.2	La curva di flusso	32
2.5.3	Misura della deformazione media sulla superficie di frattura: prove di trazione	33
2.5.4	Misura della deformazione media sulla superficie di frattura: prove di taglio	35
2.5.5	Misura delle deformazioni all'insorgere di strizione	38
3	Risultati sperimentali	41
3.1	Curve Forza-Corsa	41
3.1.1	Prove a temperatura ambiente	41
3.1.2	Prove a 600°C	51
3.2	Deformazioni salienti per i provini lisci	58
3.3	Deformazione a frattura	60
3.4	Fratteografie	62
4	Elaborazione dati	65
4.1	Interpolazione dei dati sperimentali	65
4.2	Speculazioni sull'influenza dei coefficienti r	66
5	Modellazione teorica	73
5.1	Trazione monoassiale	74
5.1.1	Configurazione A, Figura 5.1	74
5.1.2	Configurazione B, Figura 5.2	74
5.2	Taglio	75
5.2.1	Configurazione A, Figura 5.4	75
5.2.2	Configurazione B, Figura 5.5	75
5.3	Analisi del modello	76
6	Conclusioni	81
	Bibliografia	81

Elenco delle figure

1.1	Hardening rate per le direzioni RD e TD [6]	5
1.2	Figure polari [4]	6
1.3	Risultati delle analisi sulle caratteristiche tecnologiche [4]	8
1.4	Angolo di Lode [10]	14
1.5	Relazione dello stato di tensione piana su un grafico $\eta - \xi$ [10]	14
1.6	Fracture locus di Johnson-Cook e Wierzbicki et al [10]	15
1.7	Esempio di fracture locus postulato da Bai-Wierzbicki [10]	16
2.1	Geometrie dei provini	20
2.2	Evoluzione dei valori di triassialità per cinque geometrie di provino	22
2.3	Evoluzione dei valori del parametro di Lode per cinque geometrie di provino	22
2.4	Coordinate di triassialità e parametro di Lode relative alle cinque geometrie utilizzate, confrontate con la curva di plane stress	23
2.5	Vista delle griffe della pressa MTS e della testa di riscaldamento dell'induttore	27
2.6	Esempio di schermata del programma "mts-int"	29
2.7	Esempio di schermata di settaggio della procedura della pressa con riscaldamento	31
2.8	Immagine di area di frattura di provino di trazione con geometria notch 2 mm	35
2.9	Esempio di calcolo di deformazione a frattura sui provini shear b831	36
2.10	Cerchi di Mohr per lo stato tensionale di puro taglio	37
3.1	Curva Forza-Corsa, provini lisci, T ambiente, tre direzioni	43
3.2	Andamento della deformazione principale massima sulla corsa, provini smooth, T ambiente, tre direzioni	43
3.3	Valore di corsa a frattura, provini smooth, T ambiente, tre direzioni	44
3.4	Curva Forza-Corsa, provini notched 2 mm, T ambiente, tre direzioni	46
3.5	Curva Forza-Corsa, provini notched 5 mm, T ambiente, tre direzioni	46

3.6	Curva Forza-Corsa, provini notched 10 mm, T ambiente, tre direzioni	47
3.7	Valore di corsa a frattura, tre geometrie di provini notched, T ambiente, tre direzioni	47
3.8	Curva Forza-Corsa, provini shear b831, T ambiente, tre direzioni . .	49
3.9	Valore di corsa a frattura, provini shear b831, T ambiente, tre direzioni	49
3.10	Particolari notevoli di provini shear.	50
3.11	Curva Forza-Corsa, provini lisci, 600°C, tre direzioni	52
3.12	Andamento della deformazione principale massima sulla corsa, provini smooth, 600°C, tre direzioni	53
3.13	Valore di corsa a frattura, provini smooth, 600°C, tre direzioni . . .	53
3.14	Curva Forza-Corsa, provini notched 2 mm, 600°C, tre direzioni . . .	54
3.15	Curva Forza-Corsa, provini notched 5 mm, 600°C, tre direzioni . . .	55
3.16	Curva Forza-Corsa, provini notched 10 mm, 600°C, tre direzioni . .	55
3.17	Valore di corsa a frattura, tre geometrie di provini notched, 600°C, tre direzioni	56
3.18	Curva Forza-Corsa, provini shear b831, 600°C, tre direzioni	56
3.19	Valore di corsa a frattura, provini shear b831, 600°C, tre direzioni .	57
3.20	Deformazioni salienti per i provini lisci, T ambiente	59
3.21	Deformazioni salienti per i provini lisci, 600°C	59
3.22	Deformazione a frattura per le geometrie testate, T ambiente	61
3.23	Deformazione a frattura per le geometrie testate, 600°C	61
3.24	Frattografie su provini lisci, direzione 90, 2000x	62
3.25	Frattografie su provini intagliati, direzione 90, 2000x	63
3.26	Frattografie su provini shear, 2000x	64
4.1	Fracture locus a temperatura ambiente per la direzione RD	67
4.2	Fracture locus a temperatura ambiente per la direzione 45	67
4.3	Fracture locus a temperatura ambiente per la direzione 90	68
4.4	Fracture locus a 600°C per la direzione RD	68
4.5	Fracture locus a 600°C per la direzione 45	69
4.6	Fracture locus a 600°C per la direzione 90	69
4.7	Fracture locus a temperatura ambiente, particolarizzati alla condizione di plane stress	70
4.8	Fracture locus a 600°C, particolarizzati alla condizione di plane stress	70

5.1	Rappresentazione schematica delle celle elementari del reticolo HCP in posizione "A", e dei principali sforzi di taglio ad esse applicati in condizioni di trazione monoassiale, secondo tre direzioni di applicazione del carico esterno	77
5.2	Rappresentazione schematica delle celle elementari del reticolo HCP in posizione "B", e dei principali sforzi di taglio ad esse applicati in condizioni di trazione monoassiale, secondo tre direzioni di applicazione del carico esterno	77
5.3	Cerchio di Mohr per la tensione monoassiale. Sono indicati gli stati di tensione teorici corrispondenti alla direzione di facile scorrimento in configurazione "B" per le tre direzioni di applicazione del carico esterno	78
5.4	Rappresentazione schematica delle celle elementari del reticolo HCP in posizione "A", e dei principali sforzi di taglio ad esse applicati in condizioni di puro taglio, secondo tre direzioni di applicazione del carico esterno	78
5.5	Rappresentazione schematica delle celle elementari del reticolo HCP in posizione "B", e dei principali sforzi di taglio ad esse applicati in condizioni di puro taglio, secondo tre direzioni di applicazione del carico esterno	79
5.6	Cerchio di Mohr per lo stato di puro taglio. Sono indicati gli stati di tensione teorici corrispondenti alla direzione di facile scorrimento in configurazione "B" per le tre direzioni di applicazione del carico esterno	79

Elenco delle tabelle

1.1	Composizione chimica della lega	1
1.2	Proprietà fisiche e meccaniche	2
1.3	Coefficienti dei termini i influenza di strain rate e temperatura	18
2.1	Coordinate di Triassialità e parametro di Lode per sei geometrie di provino	23
2.2	Campagna prove	25
2.3	Dati di targa della pressa MTS TM 322	26
3.1	Deformazioni salienti per i provini lisci, T ambiente e 600°C	58
3.2	Deformazioni a frattura per le geometrie testate, T ambiente e 600°C	60
4.1	Coefficienti per le superfici di interpolazione dei fracture locus, T ambiente e 600°C	66

Capitolo 1

Stato dell'arte

1.1 Generalità del Ti6Al4V

Secondo quanto riporta il *Material Properties Handbook: Titanium Alloys* di ASM International [1], la lega di titanio Ti6Al4V, anche nota come Titanio Grado 5, è attualmente la lega di titanio più utilizzata. Nel 1994, più del 50% in peso del titanio prodotto apparteneva a tale lega, e non esistevano leghe che potessero prevedibilmente scalzarne il predominio. Essa è apprezzata in particolare per il suo elevato rapporto resistenza/densità, la sua buona stabilità a temperature basse o moderate (fino a 400°C), notevole resistenza alla corrosione e biocompatibilità, e la possibilità di essere assoggettata a trattamenti termici.

Tabella 1.1: Composizione chimica della lega

Componente	Min%	Max%
Al	5,5	6,75
V	3,5	4,5
C	-	0,08
H	-	0,015
Fe	-	0,4
N	-	0,05
O	0,08	0,2
Altri singolarmente	-	0,05
Altri totale	-	0,3
Ti	87,725	91

Tabella 1.2: Proprietà fisiche e meccaniche tipiche della lega allo stato ricotto [2]

Grandezza	Valore	Unità
Densità	4,43	g/c^3
Tensione di snervamento	880	MPa
Tensione di rottura	950	MPa
Allungamento a rottura	14%	-
Modulo di Young	113,8	MPa
Modulo di taglio	44,0	GPa
Coefficiente di Poisson	0,342	-
Resistenza a taglio	550	MPa

1.1.1 Composizione chimica e proprietà meccaniche

A seconda dell'applicazione, sarà preferibile un elevato contenuto di N, O, Al, V, che produrrà un'elevata resistenza a trazione (in particolare per N e O), o al contrario un loro ridotto contenuto, per privilegiare duttilità, tenacità a frattura, resistenza a tenso-corrosione e resistenza al propagarsi delle cricche.

Esistono particolari sotto-leghe per applicazioni speciali, come il Grado ELI (Extra-Low Interstitial), con proprietà di notevole resistenza al danneggiamento specie a temperature criogeniche, o come il Ti-6Al-4V-Pd, con presenza di Palladio fino allo 0,2% per migliore resistenza a corrosione.

1.1.2 Aspetti microstrutturali

Si fa riferimento a quanto riportato in [3]. Le leghe di titanio sono classificate come leghe α , β o $\alpha+\beta$ in base alla loro composizione e microstruttura risultante. È stato dimostrato che lo stato tensionale e le proprietà microstrutturali, come dimensione di grano delle varie fasi e relativa frazione percentuale, influenzano pesantemente le proprietà meccaniche delle leghe (resistenza, duttilità, vita a fatica).

In particolare, la fase α presenta un reticolo di tipo esagonale compatto (HCP), con solo tre direzioni di scorrimento collocate sui piani di base degli esagoni. Ciò comporta un elevato valore della tensione di snervamento, ma limitata duttilità, mentre la tenacità di questa fase dipende dalla dimensione di grano. La fase β ha una struttura cubica a corpo centrato (BCC), che presenta più piani di scorrimento, dunque una maggiore duttilità e un'inferiore tensione di snervamento (circa un terzo di quella della fase α). Il volume delle due fasi dipende dalla composizione della lega, e in particolare dalla presenza più o meno consistente di elementi α -stabilizzanti, come l'alluminio, o β -stabilizzanti, come il vanadio, oltre che dalla temperatura di esercizio.

Data la considerevole differenza di caratteristiche meccaniche tra le due fasi, la frazione massica di ciascuna fase gioca un ruolo fondamentale nella determinazione delle caratteristiche della lega. Un aumento della fase α migliorerà la resistenza a propagazione di macro-cricche, la tenacità a frattura e alzerà la resistenza allo snervamento, mentre una sua diminuzione migliorerà la duttilità e la resistenza a propagazione di micro-cricche.

Nel caso della lega Ti6Al4V, a temperatura ambiente si osserva la presenza di una frazione di α compresa tra l'88 e il 92%. Tale frazione diminuisce molto lentamente fino a 600°C, dunque cede importanza molto rapidamente in favore della fase β fino a scomparire a circa 900°C.

1.1.3 Applicazioni

La lega in esame viene utilizzata in semilavorati di vario genere, oltre che in prodotti per fusione e metallurgia delle polveri.

Il suo campo di applicazione rimane circoscritto a situazioni in cui il peso e la resistenza alla corrosione sono di primaria importanza, a causa del suo elevato costo in relazione alle leghe di acciaio o alluminio.

Il Ti6Al4V è stato inizialmente sviluppato negli anni '50 per creare palette di compressori in motori a reazione.

L'80% di esso si utilizza in campo aerospaziale; i semilavorati vengono impiegati nei motori (palette di turbina, dischi, ruote) e negli airframe. I processi di superplastic forming e diffusion-bonding permettono la creazione di strutture estremamente complesse, usate specialmente in aeromobili militari. Nell'industria aerospaziale i pezzi prodotti per fusione vanno dai grandi componenti strutturali da più di 135 kg a piccoli particolari di 30 g. Esempi di applicazioni sono i mozzi di rotore degli elicotteri, corpi di missili, ali.

I semilavorati di Ti6Al4V sono utili nel campo degli impianti chirurgici grazie al loro basso modulo di Young, buona resistenza a trazione e a fatica, biocompatibilità. Sono utilizzati per viti ossee, impianti ortodontici, protesi parziali o totali per le articolazioni di anca, ginocchio, gomito, mandibola, dita, spalle.

Nell'industria automotiva i semilavorati di Ti6Al4V trovano impiego prevalentemente in applicazioni ad alte prestazioni e in automobili da corsa, dove il peso gioca un ruolo importante, e spesso vengono usati per componenti in moto alternativo o rotanti, come valvole, molle, bielle, bilancieri e alberi di trasmissione.

Si registrano impieghi speciali anche in ambito marino.

1.2 Specificità della lamiera di Ti6Al4V

Come accennato nell'introduzione sulle applicazioni della lega di titanio in esame, i semilavorati vengono impiegati in numerosi settori dell'industria, e tra questi un ruolo di primaria importanza è giocato dalle lamiere. A causa dell'esigua presenza di sistemi di scorrimento nella matrice di titanio a reticolo esagonale compatto (che costituisce la fase preponderante in tale lega), da cui deriva una scarsa formabilità del materiale a temperatura ambiente, si rende spesso necessario procedere alla formatura dei pezzi ad elevata temperatura [4].

1.2.1 Generalità sull'anisotropia delle lamiere

Secondo l'articolo di Oh et al., *Effect of r -Value and Texture on Plastic Deformation and Necking Behavior in Interstitial-Free Steel Sheets* [5], maggior parte delle lamiere prodotte con processi termo-meccanici mostrano comportamenti anisotropi, che sorgono da due fonti principali: microstrutturali e cristallografiche. Quelle microstrutturali possono essere causate dalla forma non equiassica dei grani e da disposizioni particolari delle fasi secondarie. Di converso, un'orientazione preferenziale dei piani cristallografici appartenenti a diversi grani, ovvero la presenza di texture, dà luogo all'anisotropia cristallografica.

I laminati commerciali, assoggettati a laminazione a freddo seguita da ricottura, presentano generalmente dei grani piuttosto equiassici, ed una distribuzione piuttosto uniforme delle fasi secondarie. Pertanto, salvo casi particolari, la maggiore fonte di anisotropia è da imputarsi ai caratteri cristallografici.

1.2.2 Anisotropia della lamiera di Ti6Al4V

La lamiera di titanio costituisce un caso particolare di quanto affermato nel paragrafo precedente. Infatti, per la maggior parte delle composizioni e temperature comunemente utilizzate, è preponderante la fase α , a reticolo HCP. Tale reticolo è intrinsecamente anisotropo, in quanto le uniche tre direzioni di facile scorrimento per le dislocazioni si trovano sul piano basale dei prismi esagonali.

Lo studio [6] parte appunto dal presupposto che il comportamento plastico dei materiali a reticolo HCP sia fortemente anisotropo, e coinvolga vari meccanismi a livello cristallografico, come geminazione e scorrimento delle dislocazioni. Spesso i particolari comportamenti anisotropi vengono attribuiti ai geminati, tuttavia il loro ruolo non è ancora stato chiarito appieno.

Lo studio si concentra nell'osservare le differenze nella curva di flusso plastico tra due diverse famiglie di provini di lamiera di α -Ti, sollecitati a trazione lungo la direzione di laminazione o la direzione trasversale, a temperatura ambiente e a tre diversi strain rate iniziali.

Entrambe le famiglie mostrano il già noto andamento a tre fasi dell'hardening rate $\Theta = d\sigma/d\varepsilon_p$ (rispettivamente decrescente, crescente, decrescente prima dell'insorgenza del necking), mettendo però in luce una chiara differenza nella posizione del minimo e del massimo della funzione, e nei valori dell'hardening rate stesso, come osservabile in Figura 1.1, a seconda della direzione di applicazione del carico.

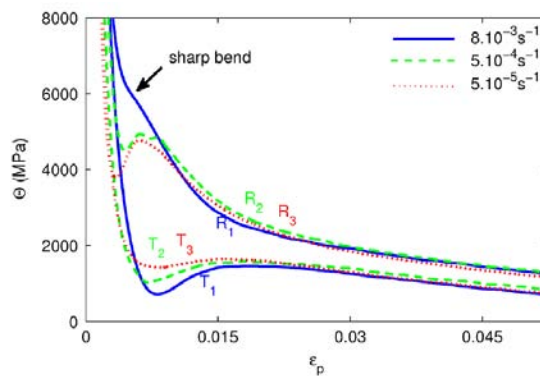


Figura 1.1: Hardening rate per le direzioni RD e TD [6]

Lo studio conclude che il meccanismo della geminazione sembra produrre un effetto preponderante in compressione a temperatura ambiente, e gli effetti di invecchiamento potrebbero avere un ruolo importante ad alte temperature o per particolari leghe. Tali fenomeni non riescono però a spiegare i comportamenti osservati a trazione su titanio commercialmente puro a temperatura ambiente. Viene formulata dunque l'ipotesi che essi siano da imputare alla natura fortemente anisotropa dello scorrimento delle dislocazioni nel reticolo esagonale.

1.2.3 Influenza dell'anisotropia sulla reologia e sull'instabilità del Ti6Al4V

Nell'articolo di Wang et al. *Anisotropy influence on flow behaviour and plastic instability of Ti6Al4V sheets deformed in a wide range of temperatures and strain rates* [4], risalente ad inizio 2017, viene effettuata un'estesa analisi della letteratura disponibile sul tema dell'anisotropia della lamiera di Ti6Al4V. Partendo dal presupposto già citato all'inizio di questa sezione, che la formatura delle lamiere di Ti6Al4V debba spesso avvenire a temperature superiori a quella ambientale, l'analisi mette in luce come finora non sia stato mai condotto uno studio sistema-

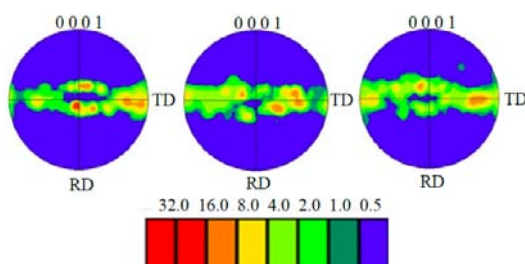


Figura 1.2: Figure Polari per provini RD deformati a temperatura ambiente, 600 e 800°C [4]

tico sull'influenza dell'anisotropia in tali condizioni: in vari casi viene dimostrato interesse per l'anisotropia a temperatura ambiente, come ad esempio in [6], ma solamente in [7] viene testata la lega d'interesse a 600°C. Tuttavia, tale studio si focalizza sulla durata della vita d'esercizio dei componenti prodotti in tale lega, e non sulle caratteristiche tecnologiche legate alla sua formabilità. Infine, altri studi [8] hanno profuso impegno nel ricavare il comportamento plastico ad elevata temperatura del Ti6Al4V, a strain rate tipici della formatura superplastica, ma ignorando completamente l'influenza dell'anisotropia.

Pertanto, lo studio [4], si è posto l'obiettivo di analizzare gli effetti dell'anisotropia in un ampio range di temperature (da T ambiente a 900°C) e a tre strain rate (0,01 0,1 1 s^{-1}) su provini lisci di lamiera di Ti6Al4V tagliati secondo tre direzioni, individuate dall'angolo che l'asse maggiore di simmetria del provino forma con la direzione di laminazione (*Rolling Direction*), pari a 0°, 45°, 90°. ¹

Figure Polari

Una parte di fondamentale importanza dell'articolo [4] è quella relativa ai diagrammi *pole figures*, mostrati in Figura 1.2 ed ottenute con la tecnica EBSD *electron backscattered diffraction*.

Le figure mostrano l'orientazione del vettore parallelo all'altezza dei prismi a base esagonale costituenti il reticolo HCP, dunque la direzione $(0001)_\alpha$. È evidente il forte accumulo di tale direzione lungo la direttrice trasversale al provino, e un debole accumulo lungo la direzione di laminazione. Ciò comporta una forte componente T-texture e una debole componente B-texture. Tali risultati sono più evidenti a temperatura ambiente, ma assolutamente validi anche dopo deformazione ad elevata temperatura. Per quanto riguarda la temperatura ambiente, si osserva una buona corrispondenza con i diagrammi mostrati in [6].

¹Per comodità dello scrivente, nel prosieguo della trattazione i provini relativi alla direzione 0° verranno chiamati provini RD, da Rolling Direction

Caratteristiche Tecnologiche

Dai grafici di Figura 1.3 si può apprezzare come l'anisotropia influenzi pesantemente le caratteristiche tecnologiche lungo tutto l'arco delle temperature testate. Il valore della tensione ultima a rottura, UTS, come prevedibile cala all'aumentare della temperatura, ma si evidenzia che i provini a 45° mostrano un valore sempre inferiore agli altri, che invece danno risultati comparabili. L'esponente di incrudimento n mostra un andamento crescente-decrescente con massimo in corrispondenza dei 400°C, ma fino a 700°C la curva relativa alla RD si mantiene stabilmente sopra la 45°, che a sua volta è più alta della 90°. L'anisotropia normale r , espressa mediante il coefficiente di Lankford, che confronta la deformazione trasversale del provino con quella sullo spessore, è sempre massima per la direzione 45° e minima per la RD. Per quanto riguarda invece l'esponente di sensibilità allo strain rate, m , esso è molto vicino a zero alle temperature più basse, come viene naturale attendersi, e sale con l'aumentare della temperatura. È interessante notare che il valore del coefficiente m influenza la tendenza alla strizione diffusa o localizzata del materiale: sperimentalmente si osserva che a valori più elevati del coefficiente di sensibilità allo strain rate corrisponde l'insorgenza della strizione diffusa, prima del degenerare della stessa in strizione localizzata. Infatti, la prima è stata osservata a partire dai provini RD e 45° deformati a 600°C.

Considerazioni qualitative sul valore di m

Una spiegazione a ciò la si può fornire analizzando l'espressione della tensione di flusso particolareggiata per le elevate temperature:

$$\sigma = C\dot{\epsilon}^m \quad (1.1)$$

All'insorgere dell'instabilità, dunque nel momento in cui il rafforzamento del materiale non controbilancia più efficacemente il ridursi della sezione resistente dovuta alla conservazione del volume, lo strain rate aumenta localmente. Pertanto, tanto maggiore sarà m , tanto più elevato sarà il rafforzamento localizzato del materiale, dunque anche le porzioni immediatamente adiacenti saranno portate a strizionare, poiché saranno caratterizzate nel medesimo istante da una sezione superiore e da una resistenza inferiore, dando luogo ad una diffusione del necking.

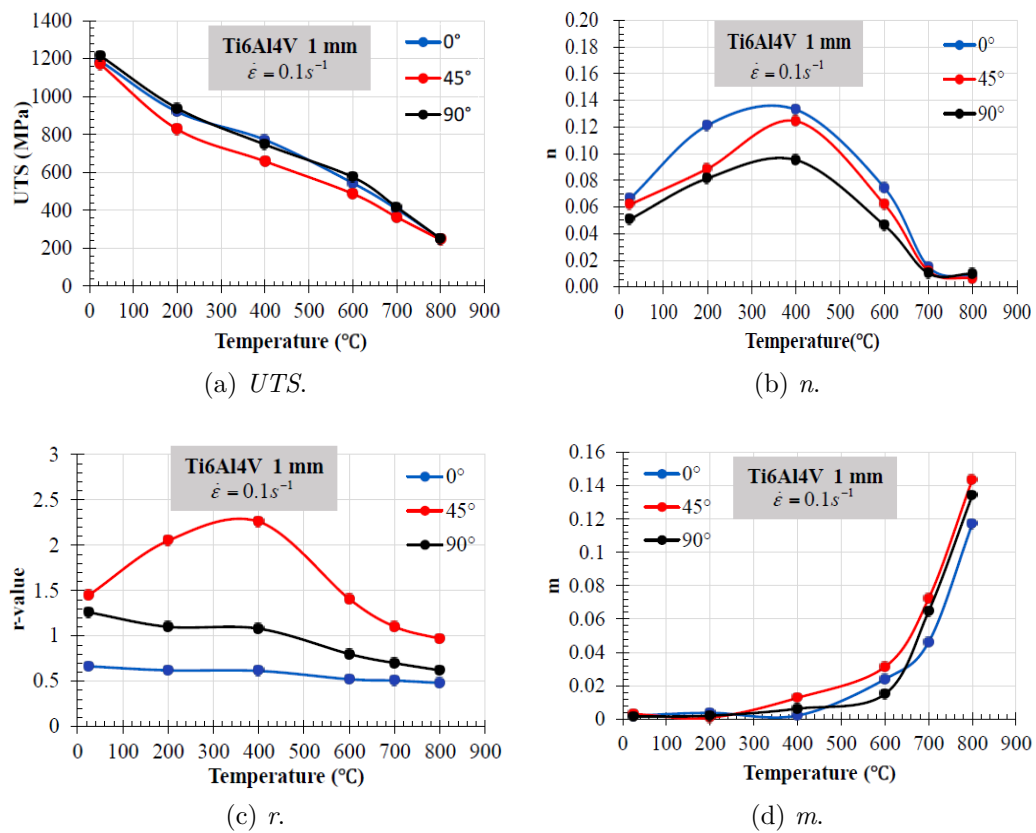


Figura 1.3: Risultati delle analisi sulle caratteristiche tecnologiche [4]

1.3 La formatura di lamiera

In tale sezione si fa riferimento a quanto presente in [9]. Nelle lamiera metalliche, la risposta alla deformazione plastica si manifesta attraverso vari fenomeni, come incrudimento, anisotropia, cedimento, frattura. La maggior parte di tali fenomeni avviene simultaneamente e con interazioni reciproche significative, e può notevolmente influenzare il comportamento delle lamiera metalliche, a causa delle variazioni che può causare sulle caratteristiche meccaniche. Nella letteratura scientifica e tecnica, la modellazione e il testing del comportamento del materiale nel processo di formatura di lamiera sono trattati in modo separato da quelli riservati alla deformazione massiva. Nella formatura di lamiera, la deformazione avviene per la maggior parte a causa di forze di trazione sul piano della lamiera stessa, invece che per forze di compressione, e i meccanismi della formatura di lamiera sono essenzialmente la stiratura e la piegatura. Inoltre, rispetto alla deformazione massiva assume maggiore importanza l'integrità superficiale della lamiera formata, poiché naturalmente la possibilità di intervenire sulla stessa a posteriori è largamente ridotta, se non esclusa.

1.3.1 L'importanza della modellazione

Gli strumenti di prototipazione virtuale dei processi di formatura costituiscono ai giorni nostri un ausilio essenziale in campo industriale per ottenere previsioni accurate delle caratteristiche geometriche e meccaniche della lamiera, oltre che dei possibili difetti e limiti di fattibilità del processo stesso, sulla base dei parametri impostati. Queste previsioni sono la premessa fondamentale di molte decisioni nella progettazione del processo. Pertanto, è essenziale che queste siano quanto più possibile affidabili, nel senso di compatibili con la realtà, e versatili, per essere applicati efficacemente a diversi processi. Per far ciò, sono necessari affidabili modelli del comportamento dei materiali in risposta alla deformazione e solide routine di test per la loro calibrazione. Gli svariati modelli di risposta del materiale attualmente utilizzati descrivono e si focalizzano nell'analisi di fenomeni di scale e natura radicalmente diverse. Ciascun modello ha dei precisi requisiti in termini di dati sperimentali per calibrare e validare i suoi parametri. Spesso la disponibilità degli strumenti per particolari test, insieme al costo di questi, incluso dei tempi computazionali per generare ed elaborare dati, può sancire l'applicabilità ed il successo a livello industriale di un modello. Ciò si traduce nel fatto che nonostante vengano continuamente proposti modelli e metodologie di test innovativi, la stragrande maggioranza di questi rimane confinata all'ambito della ricerca.

1.3.2 I modelli di comportamento del materiale

La simulazione numerica di un processo di formatura di lamiera necessita dell'implementazione di due tipologie di modelli: uno che fornisca le informazioni relative al flusso plastico del materiale in forma di lamiera, l'altro che predica il limite di formabilità del pezzo con un determinato set di condizioni di processo. La descrizione del comportamento di una lamiera metallica sottoposta ad uno stato di tensione pluriassiale necessita di tre elementi:

- criterio di snervamento o *yeld locus*, dunque il luogo dei punti in uno spazio tensionale in corrispondenza dei quali avviene lo snervamento;
- una legge di flusso plastico o *flow rule*, che legghi le varie componenti di tensione, deformazione e velocità di deformazione;
- una legge di incrudimento o *hardening rule*, che descriva l'evoluzione dello yeld locus iniziale.

I limiti di formabilità possono essere previsti con metodi fenomenologici o fisici. I primi vengono formulati sulla base dell'osservazione strettamente empirica del cedimento del pezzo, i secondi ricercano i motivi intimi e reali di danneggiamento del materiale, cercando di prevederne l'evoluzione fino al cedimento.

I modelli di incrudimento

I primi modelli di incrudimento erano scalari e fenomenologici, adatti a descrivere il comportamento del materiale soggetto a carico monotono e monoassiale, a temperatura ambiente e lungo un singolo percorso di carico. Tali condizioni vengono meno nella maggior parte dei processi reali, ad esempio quando sono previsti più step di formatura o applicazioni del carico non lineari. Pertanto, i modelli si sono evoluti per tenere conto dei fenomeni fisici che caratterizzano il comportamento del materiale.

Tali modelli possono essere di quattro tipi:

- isotropo, se avviene un'espansione proporzionale dello yeld locus, dunque quando il processo è monotono e la direzione di applicazione del carico non varia;
- cinematico, se lo yeld locus non cambia in forma e dimensione, ma trasla nello spazio tensionale, in casi particolari come l'effetto Bauschinger, la transizione elasto-plastica continua, l'addolcimento permanente;

- rotazionale o anisotropo, se lo yield locus mantiene forma e dimensione, ma ruota nello spazio, quando le proprietà anisotrope della lamiera cambiano in funzione dello stato di deformazione, ovvero varia la texture;
- distorsivo, se lo yield locus cambia forma, in conseguenza di brusche variazioni di direzione di applicazione del carico, come nei processi multi-step.

A complicare ulteriormente il panorama, è recentemente sorto l'interesse per la descrizione di processi condotti a temperature maggiori della T ambiente o ad elevati strain rate, complice l'impiego di acciai altoresistenziali, leghe di magnesio o titanio, stampati a caldo. I modelli più noti a tal scopo sono quelli di Johnson-Cook, Norton-Hoff e Voce-Kocks, tuttavia assumono il comportamento del materiale isotropo.

Nella pratica tecnica, rimangono più utilizzati i modelli isotropo e cinematico, grazie alla loro semplicità di test e calibrazione, nonostante siano inefficaci nelle previsioni in situazioni con un certo grado di complessità.

I criteri di snervamento

Il criterio di snervamento definisce il limite del comportamento elastico in uno stato di tensione pluriassiale, dopo il quale il materiale continua a deformarsi plasticamente fino a rottura. Sulla base dei primi criteri proposti da Tresca, Huber e Von Mises, sono stati sviluppati nuovi criteri per meglio descrivere i comportamenti anisotropi.

Il primo criterio anisotropo, lo Hill48, è definito dall'equazione (1.2):

$$\sigma_1^2 - \frac{2r_0}{1+r_0}\sigma_1\sigma_2 + \frac{r_0(1+r_{90})}{r_{90}(1+r_0)}\sigma_2^2 = \sigma_0^2 \quad (1.2)$$

dove r_0 e r_{90} sono i coefficienti di Lankford misurati a 0° e 90° rispetto alla direzione di laminazione. Nonostante tale criterio offra risultati validi solo per materiali debolmente anisotropi, rimane il più utilizzato grazie al ridotto numero di coefficienti da determinare, e al loro chiaro collegamento con un significato fisico.

Nel tempo sono stati formulati criteri sempre più complicati, ma appunto perciò meno utilizzati; a titolo di esempio, alcuni studi sperimentali han mostrato che per leghe a struttura HCP, come le leghe di titanio prevalentemente α , la superficie di snervamento viene correttamente descritta da funzioni del quarto ordine.

I limiti di formabilità empirici

Uno degli obiettivi fondamentali di una corretta progettazione del processo di formatura è la non insorgenza di fratture o assottigliamenti eccessivi dello spessore

della lamiera. Pertanto, la previsione del limite di formabilità del materiale in ciascuna condizione di processo, è di primaria importanza.

Per far ciò, sono stati elaborati metodi basati sul concetto di Diagramma Limite di Formabilità FLD, metodi lineari che assumono l'omogeneità della lamiera metallica, e basati sulla meccanica della frattura FM, in cui la quantità di deformazione plastica equivalente, scalata di una funzione dipendente dallo stato tensionale integrata lungo il percorso di carico, fornisce un indicatore del livello di danno accumulato dal materiale (*Damage*).

L'FLD è il criterio più diffuso, e indica la combinazione di deformazione maggiore e minore che può essere sostenuta dal materiale senza cedimento. Secondo la normativa ISO 12004 il cedimento si individua all'insorgenza della strizione localizzata. Tale metodo presenta importanti svantaggi, quali la dipendenza dallo spessore della lamiera e l'inaccuratezza nel caso di percorsi di deformazione non lineari.

I modelli FM possono essere suddivisi tra criteri di frattura, che derivano da considerazioni energetiche con l'assunzione che il materiale sia privo di porosità, e modelli di accrescimento dei vuoti. Tra i primi, i più diffusi sono quelli di Cockroft e Latham, Brozzo, Oyane e Johnsons e Cook; tra i secondi, si ricordano McClintock e Rice e Tracey. In genere tali modelli predicono la frattura quando una variabile di damage raggiunge un valore critico. L'accumulo del damage è dipendente dalla storia di carico, ma esso non è accoppiato alla deformazione, e non è prevista una hardening rule. Nonostante tali limiti, questi metodi sono spesso implementati nei codici ad elementi finiti grazie alla loro semplicità intrinseca di calibrazione.

Recentemente sono stati proposti dei criteri di frattura più avanzati, che descrivono lo stato tensionale tramite il parametro di triassialità (indicativo della pressione idrostatica) e il parametro di Lode (legato alla tensione tagliante). È stato appurato che tali modelli possono fornire, in stati tensionali complessi, previsioni accurate della frattura, migliori di quelle offerte dalle FLD convenzionali, per le quali risulta invece necessaria la progettazione con adeguati fattori di sicurezza. Il limite di questi metodi è il maggiore sforzo sperimentale richiesto per determinare i numerosi parametri del materiale.

1.4 Modello di plasticità con triassialità e Lode

Nel lavoro di Bai e Wierzbicki, *A new model of metal plasticity and fracture with pressure and Lode dependence*, [10], gli autori hanno postulato dei modelli di yield locus e fracture locus dipendenti da triassialità e deviatoricità, supportati dalle recenti evidenze sperimentali, che smentiscono la teoria classica di plasticità dei metalli. In questa sezione concentriamo l'attenzione sul fracture locus.

1.4.1 Lo stato di tensione

Per la formulazione del modello, è necessario ricordare tre invarianti del tensore delle tensioni $[\sigma]$, definiti come segue:

$$p = -\sigma_m = -\frac{1}{3}tr([\sigma]) = -\frac{1}{3}(\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3) \quad (1.3)$$

$$q = \bar{\sigma} = \sqrt{\frac{1}{2}[(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2]} \quad (1.4)$$

$$r = \left[\frac{27}{2} det([S]) \right]^{1/3} = \left[\frac{27}{2} (\sigma_1 - \sigma_m)(\sigma_2 - \sigma_m)(\sigma_3 - \sigma_m) \right]^{1/3} \quad (1.5)$$

dove $[S]$ è il tensore delle tensioni deviatoriche,

$$[S] = [\sigma] + p[I] \quad (1.6)$$

$[I]$ il tensore identità e $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$ le tensioni principali. Si noti che il parametro p è positivo in compressione, mentre σ_m positivo in trazione.

È utile esprimere la pressione idrostatica in termini adimensionali, riferendosi al parametro η , detto triassialità:

$$\eta = \frac{-p}{q} = \frac{\sigma_m}{\bar{\sigma}} \quad (1.7)$$

L'angolo di Lode, θ , geometricamente rappresentato in Figura 1.4, è legato al terzo invariante del tensore deviatorico ξ attraverso

$$\xi = \left(\frac{r}{q} \right)^3 = \cos(3\theta) \quad (1.8)$$

Dato che l'angolo di Lode è compreso tra $0 \leq \theta \leq \pi/3$, ξ sarà compreso tra $-1 \leq \xi \leq 1$. Tutti gli stati di tensione possono essere individuati da una coppia di (η, ξ) ; in particolare, nel caso della tensione piana ($\sigma_3 = 0$) i due parametri risultano legati dalla relazione (1.9), diagrammata in Figura 1.5.

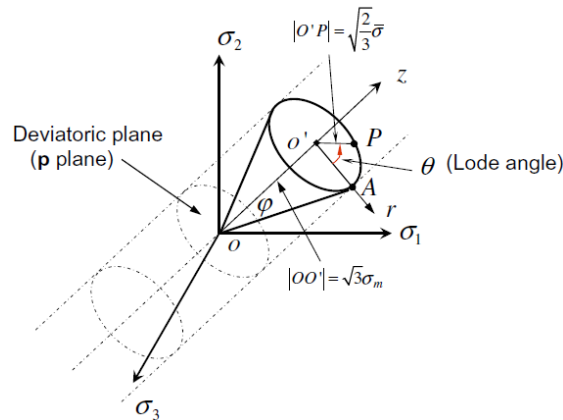


Figura 1.4: Rappresentazione dell'angolo di Lode nello spazio delle tensioni principali [10]

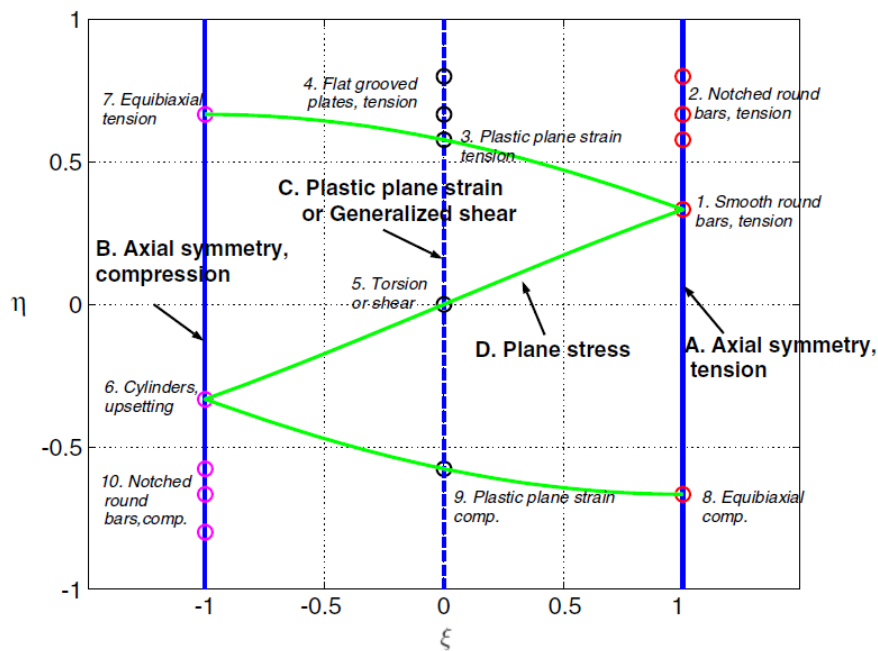


Figura 1.5: Relazione dello stato di tensione piana su un grafico $\eta - \xi$ [10]

$$\xi = -\frac{27}{2}\eta\left(\eta^2 - \frac{1}{3}\right) \quad (1.9)$$

1.4.2 Il fracture locus 3D asimmetrico

La pressione idrostatica è uno dei parametri più importanti che controllano la duttilità del materiale. Tale duttilità è stata spesso misurata tramite la deformazione a frattura equivalente ϵ_r , e svariati studi teorici nonché sperimentali, si citano qui Johnson e Cook (1985), hanno dimostrato come essa aumenti con una maggior pressione idrostatica (dunque un valore di triassialità inferiore).

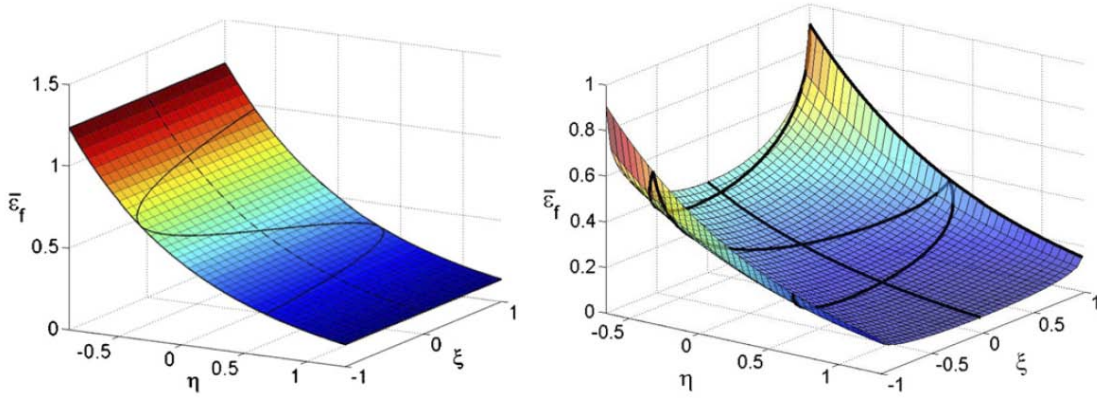


Figura 1.6: Fracture locus di Johnson-Cook indipendente da ξ (sinistra) e di Wierzbicki et al, simmetrico rispetto a ξ [10]

Wilkins et al. (1980) per primi hanno formulato un modello di fracture locus che tenesse conto del rapporto di tensione deviatorica A_s , che è legato al parametro ξ .

$$\varepsilon_r = w_1(p) \cdot w_2(A_s) = h_1(\eta) \cdot h_2(\xi) \quad (1.10)$$

In tale formulazione, a variabili separabili, la funzione h_2 era assunta simmetrica rispetto a ξ , dunque le ipotesi erano particolarmente stringenti. In seguito, Wierzbicki e Xue (2005) hanno postulato un fracture locus a variabili non separabili ma simmetrico rispetto a ξ , visibile in Figura 1.6.

È stato osservato che il passaggio da un valore di ξ pari a 1 (provini di trazione cilindrici, lisci o intagliati) a -1 (test di compressione di provini cilindrici) è notevolmente peggiorativo nei riguardi della duttilità del materiale, dunque l'ipotesi di un fracture locus simmetrico rispetto a ξ è mal posta. Pertanto, nello studio [10], Bai e Wierzbicki (2008) hanno postulato un fracture locus a variabili ξ ed η non separabili ed asimmetrico.

Sulla base delle teorie di McClintock (1968) e Rice e Tracey (1969) sull'accrescimento dei vuoti, si utilizza una funzione esponenziale della triassialità. Per quanto riguarda il parametro di Lode, invece, è stata proposta una dipendenza quadratica. Il fracture locus assume in tal caso la forma:

$$\varepsilon_r(\eta, \xi) = \left[\frac{1}{2}(D_1 \cdot e^{-D_2 \cdot \eta} + D_5 \cdot e^{-D_6 \cdot \eta}) - D_3 \cdot e^{-D_4 \cdot \eta} \right] \xi^2 + \frac{1}{2}(D_1 \cdot e^{-D_2 \cdot \eta} + D_5 \cdot e^{-D_6 \cdot \eta}) \xi + D_3 \cdot e^{-D_4 \cdot \eta} \quad (1.11)$$

Tale modello necessita di sei parametri $D_1 \dots D_6$ per poter essere opportuna-

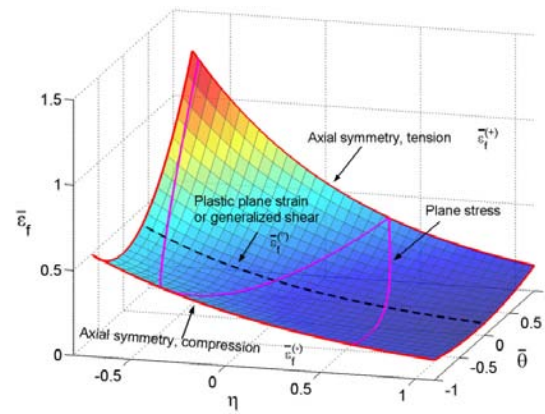


Figura 1.7: Esempio di fracture locus postulato da Bai-Wiertzbiki [10]

mente calibrato. La forma del grafico risultante sarà analoga a quella mostrata in Figura 1.7.

1.5 Nuovo modello basato su Johnson-Cook

In tale sezione si prendono in considerazione i progressi esposti nello studio [3], di Valoppi et al, dal titolo *Johnson-Cook based criterion incorporating stress triaxiality and deviatoric effect for predicting elevated temperature ductility of titanium alloy sheets*.

Appurato che nella simulazione di formatura lamiera il metodo finora più utilizzato, ovvero l'FLD, presenta i numerosi svantaggi già esposti, la comunità scientifica si sta orientando preferenzialmente verso i criteri di frattura. Lo studio in esame assume come base il modello di Johnson-Cook, che appartiene alla categoria dei modelli disaccoppiati, dunque non tiene conto del legame tra il progressivo danneggiamento del materiale e la sua tensione di flusso, con l'evolversi del fenomeno dell'incrudimento.

Il modello di Johnson-Cook è rivolto a prevedere l'innesco della frattura anche per processi in temperatura, dove assumono un'importanza fondamentale le caratteristiche reologiche del materiale in risposta alla temperatura e allo strain rate. Perciò, il modello introduce nella propria formulazione temperatura e strain rate in due termini separati. Per quanto riguarda invece lo stato di tensione, esso ne tiene conto solo attraverso il già citato parametro di triassialità. La funzione si presenta dunque nella forma

$$\begin{aligned}\varepsilon_F &= [f(\eta)] \cdot [g(\dot{\varepsilon}^*)] \cdot [h(T^*)] = \\ &= [D_1 + D_2 \cdot e^{D_3 \cdot \eta}] \cdot [1 + D_4 \cdot \ln \dot{\varepsilon}^*] \cdot [D_5 \cdot T^* + 1] \quad (1.12)\end{aligned}$$

dove si sono dati per assunti dei valori di riferimento $\dot{\varepsilon}_{ref}$ e T_{ref} , con cui calcolare $\dot{\varepsilon}^*$ e T^* , nota T_m di fusione del materiale (per le leghe di titanio si può considerare pari a 1650°C):

$$\dot{\varepsilon}^* = \frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_{ref}} \quad (1.13)$$

$$T^* = \frac{T - T_{ref}}{T_m - T_{ref}}. \quad (1.14)$$

Alle condizioni di riferimento dunque $\dot{\varepsilon}^*$ sarà pari a uno, e T^* pari a zero, dunque la deformazione a frattura sarà unicamente funzione della triassialità. Sulla scorta di quanto affermato in [10], lo studio in esame sostituisce il termine funzione della triassialità con un altro, funzione non separabile delle variabili triassialità e

parametro di Lode. Si otterrà dunque:

$$\varepsilon_F = f(\xi, \eta)|_{T_{ref}, \dot{\varepsilon}_{ref}} \quad (1.15)$$

che rappresenterà il fracture locus nelle condizioni di riferimento. Esso sarà dunque in generale una superficie 3D nello spazio $(\xi, \eta, \varepsilon_F)$. Per ottenere i termini d'influenza di strain rate e temperatura, una volta note le ε_F nelle varie situazioni, li si farà variare singolarmente, come segue:

$$\frac{\varepsilon_F(\xi, \eta)}{f(\xi, \eta)} = g(\dot{\varepsilon}^*)|_{T_{ref}} \quad (1.16)$$

$$\frac{\varepsilon_F(\xi, \eta)}{f(\xi, \eta)} = h(T^*)|_{\dot{\varepsilon}_{ref}} \quad (1.17)$$

Perciò, il nuovo modello proposto sarà

$$\varepsilon_F = f(\xi, \eta) \cdot g(\dot{\varepsilon}^*) \cdot h(T^*) \quad (1.18)$$

Come già presentato nella sezione 1.1.2, la frazione di massa di fase α nella lega Ti6Al4V, che a sua volta dipende dalla temperatura di test, influenza fortemente la tensione di flusso del materiale, ma anche la sua duttilità. In seguito ad un'estesa campagna di test su un ampio range di temperature (da T ambiente a 900°C), è stato appurato che l'influenza della temperatura sulla deformazione a frattura, in processi effettuati con questo materiale, non può essere descritta da un semplice termine lineare come in Equazione (1.12). È stata proposta dunque, per coprire interamente il range di temperature, una relazione polinomiale di quarto grado della temperatura omologa:

$$\frac{\varepsilon_F(\xi, \eta)}{f(\xi, \eta)} = [D_A \cdot T^{*4} + D_B \cdot T^{*3} + D_C \cdot T^{*2} + D_D \cdot T^* + D_E]|_{\dot{\varepsilon}_{ref}} \quad (1.19)$$

Per quanto riguarda invece l'influenza dello strain rate, la funzione lineare al secondo termine di Equazione (1.12) è stata giudicata sufficiente. In tabella 1.3 si trovano i coefficienti frutto della minimizzazione degli errori tra il modello e i dati sperimentali.

Tabella 1.3: Coefficienti dei termini i influenza di strain rate e temperatura

Coefficiente	D_4	D_A	D_B	D_C	D_D	D_E
Valore	0,0724	51,73	70,68	33,75	7,11	1,364

Capitolo 2

Attività sperimentale

Il presente lavoro di tesi muove dalle basi poste dagli ultimi sviluppi dello studio della formabilità della lamiera di Ti6Al4V. Come si è visto, in [3] è stato formulato un modello previsionale della deformazione a frattura per un ampio range di temperatura, diversi strain rate e soprattutto volto a coprire un ampio range di stati tensionali, identificati con la coppia di parametri triassialità e parametro di Lode. D'altro canto, in [4] è stata evidenziata la notevole influenza che l'anisotropia della lamiera svolge sia sulle caratteristiche reologiche, sia sulla formabilità.

Con questo lavoro si va perciò a coniugare tutti gli aspetti menzionati, avendo come fine ultimo l'implementazione dell'anisotropia all'interno del modello di Johnson-Cook modificato.

2.1 Materiale utilizzato

Si sono utilizzati provini ricavati tramite taglio laser da lamiere di Ti6Al4V dello spessore nominale di 1 mm, acquistate da Titanium Consulting & TradingTM allo stato ricotto. Sono state utilizzate cinque diverse geometrie di provino, visibili in Figura 2.1.

La prima geometria, con provino ad osso di cane liscio, o *smooth*, serve ad effettuare una semplice prova di trazione monoassiale. La sezione resistente iniziale è pari a $12 \times 1 \text{ mm}^2$. Le tre geometrie centrali, dette provini intagliati, o *notched*, presentano al loro centro degli intagli tondi di raggio differente, pari a 2, 5, 10 mm, su entrambi i lati, in modo da instaurare degli stati di tensione triassiali nella zona centrale del provino, in seguito a semplice trazione. In tutti e tre i casi la minima sezione resistente è di $8 \times 1 \text{ mm}^2$. Il quinto provino utilizza la geometria indicata nella normativa ASTM B831 [11], ed è volto a creare nella zona centrale uno stato di prevalente taglio, o *simple shear*.

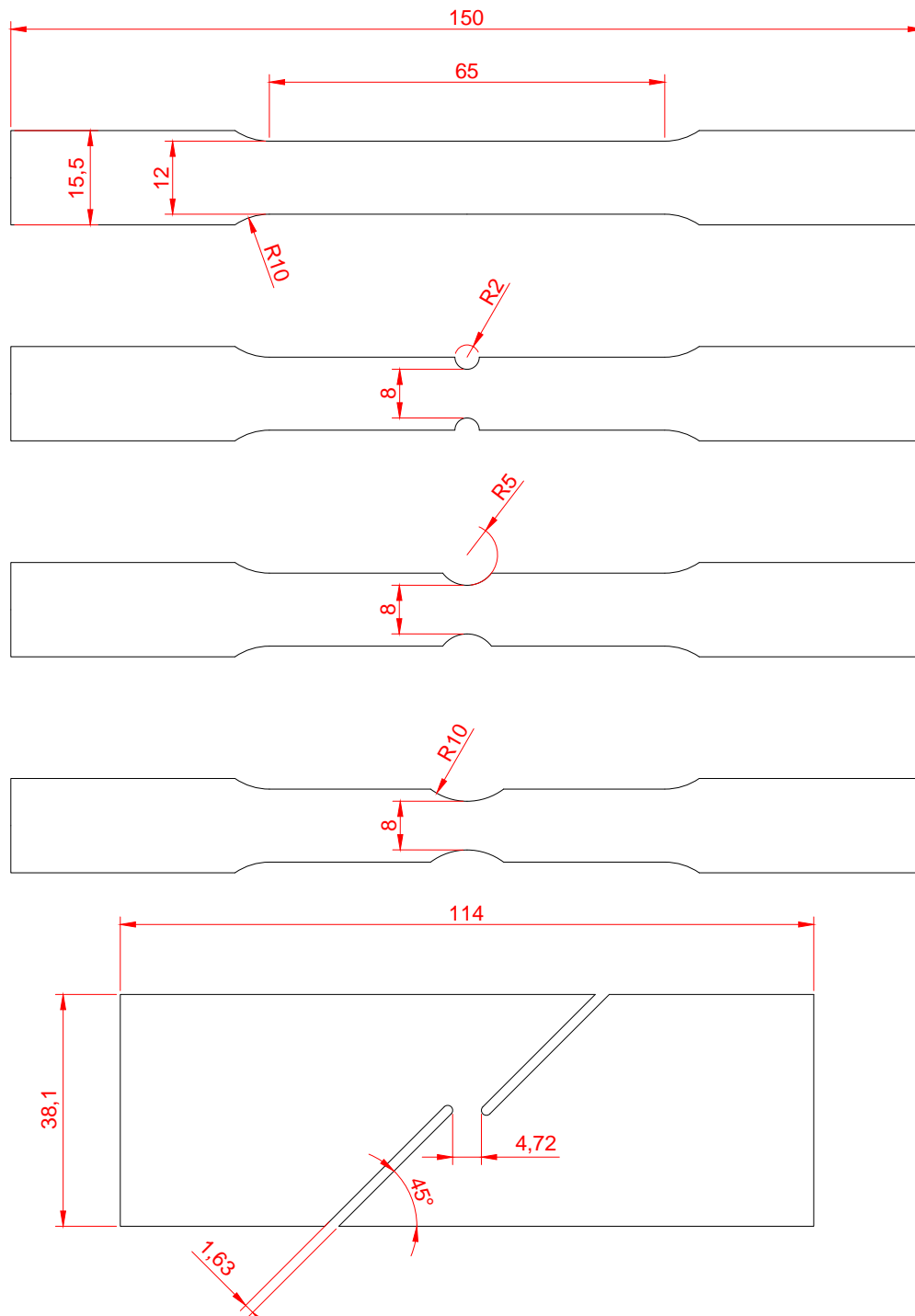


Figura 2.1: Geometrie dei provini

Tutte queste geometrie, fatta eccezione per la shear, sono le medesime utilizzate in [3]. Inizialmente si era usata anche per questo lavoro di tesi la geometria shear lì proposta, ma ci si è accorti che forniva risultati inadeguati, a causa dell'eccessiva severità dell'intaglio. Si è dunque proceduto alla sostituzione della geometria con quella prescritta da normativa.

2.1.1 Calcolo delle coordinate di triassialità e parametro di Lode

Lo scopo di effettuare test con diverse geometrie di provino è testare la risposta in formabilità del materiale a sollecitazioni di diverso genere, che è possibile che una lamiera incontri durante il processo di formatura. Le sollecitazioni, dunque i vari stati di tensione, sono trattati in questo lavoro di tesi in termini di triassialità e parametro di Lode, dunque è di fondamentale importanza conoscere i valori di questi parametri associati alle varie geometrie di campione.

Per fare ciò, sono state effettuate delle simulazioni con il software agli elementi finiti Ls-DynaTM, per le cinque geometrie di Figura 2.1. Si sono registrate le componenti del tensore delle tensioni, e attraverso le formule riportate in 1.4.1 si sono calcolati gli andamenti di triassialità e parametro di Lode, visibili in Figura 2.2 e Figura 2.3 in funzione della deformazione plastica. I valori medi di tali andamenti, che verranno in seguito utilizzati come vere e proprie coordinate sul piano η/ξ , sono visibili in Tabella 2.1, e in Figura 2.4 sono messi in relazione con la curva che definisce lo stato di tensione piana nelle coordinate η/ξ .

Come si può notare, il provino con geometria da normativa B831, deputato allo studio degli sforzi taglienti, crea uno stato di tensione caratterizzato da un valore non bassissimo del parametro di Lode, dunque la prova si discosta da una condizione di puro taglio, che prevederebbe entrambe le coordinate pari a zero.

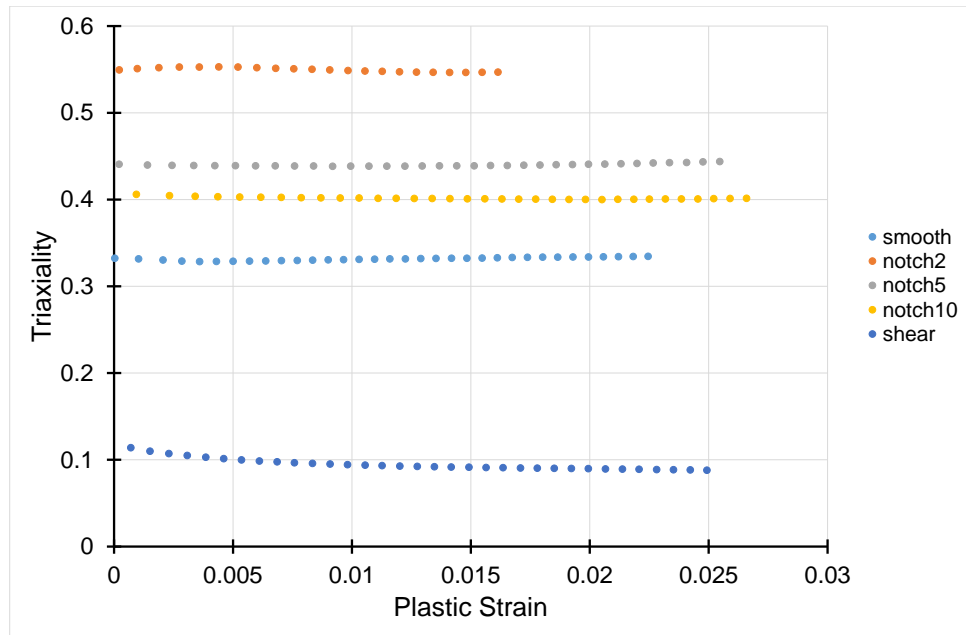


Figura 2.2: Evoluzione dei valori di triassialità per cinque geometrie di provino

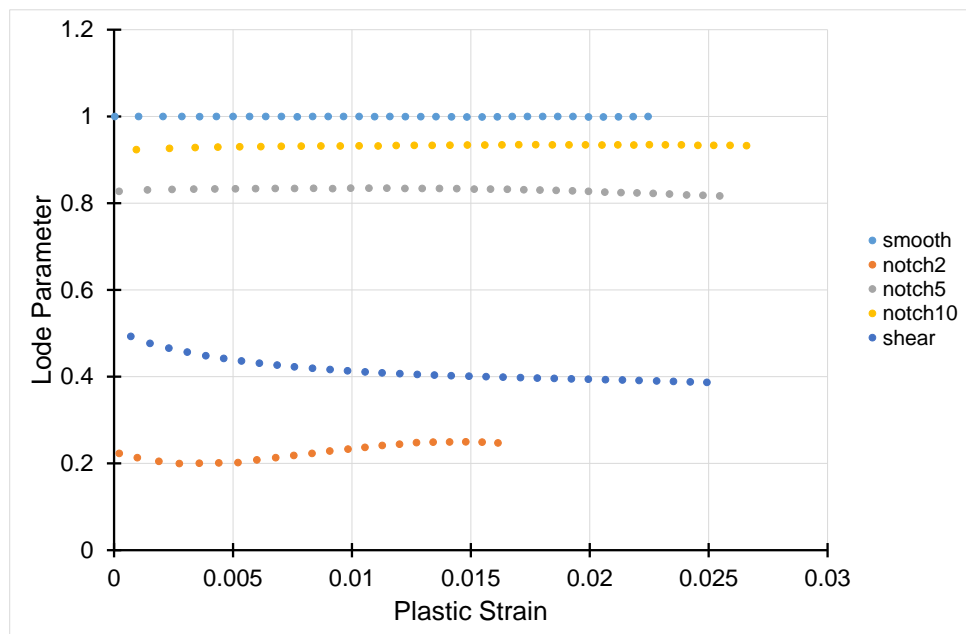


Figura 2.3: Evoluzione dei valori del parametro di Lode per cinque geometrie di provino

Tabella 2.1: Coordinate di Triassialità e parametro di Lode per sei geometrie di provino

Geometria	Triassialità	Parametro di Lode
Smooth	0.3333	0.9999
Notch 2 mm	0.5495	0.2266
Notch 5 mm	0.4441	0.8149
Notch 10 mm	0.4033	0.9284
Shear	0.0947	0.4146

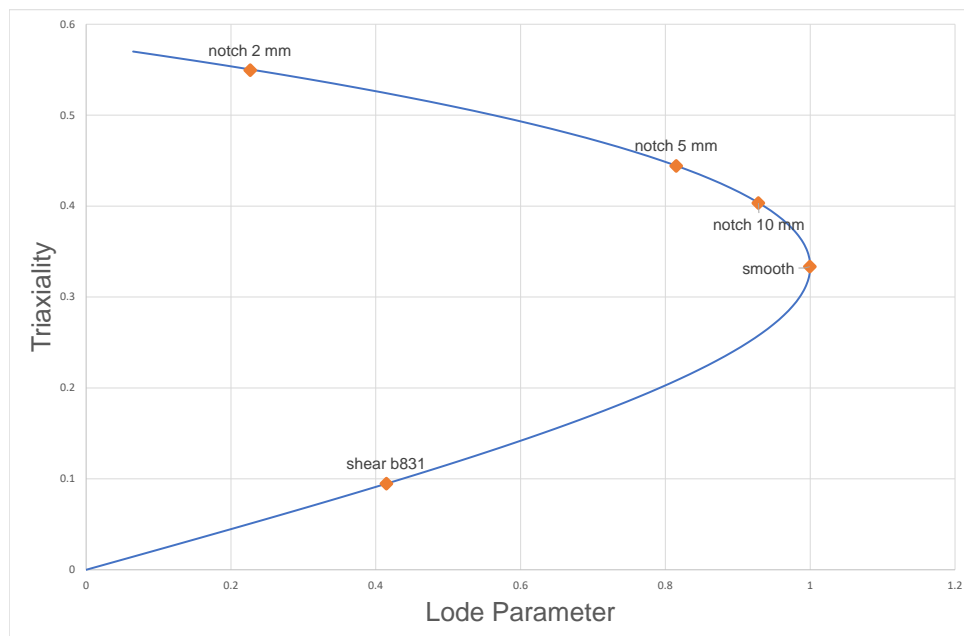


Figura 2.4: Coordinate di triassialità e parametro di Lode relative alle cinque geometrie utilizzate, confrontate con la curva di plane stress

2.2 Piano sperimentale

Data la notevole mole di test necessaria a valutare gli effetti dell'anisotropia in un ampio range di stati di tensione, si è deciso di limitare lo sforzo sperimentale ad un solo strain rate, ovvero $0,1s^{-1}$, e due sole temperature: T ambiente e $600^{\circ}C$.

La seconda è stata scelta in accordo con la temperatura di riferimento assunta in [3], ed è l'elemento di novità di questo lavoro di tesi, dato che, come si è visto, mancano ancora studi che valutino l'anisotropia al variare dello stato tensionale in temperatura. A questa temperatura, la popolazione di fase α è ancora largamente preponderante nella lega, mentre al di sopra di questa comincia la rapida trasformazione in fase β , accompagnata da un forte incremento di duttilità, che tuttavia può essere deleteria in sede di formatura della lamiera, data la facilità di insorgenza di fenomeni di instabilità in queste condizioni, il che risulta in un processo difficilmente controllabile. Si è scelta questa temperatura anche per una motivazione di natura pratica: sopra i $600^{\circ}C$ la vernice utilizzata per il pattern stocastico sul provino sbiadisce notevolmente, e rende difficoltosa la successiva elaborazione delle immagini.

La temperatura ambiente rimane di notevole interesse industriale, ed inoltre è stato considerato importante poter comparare quantitativamente l'influenza dell'anisotropia a freddo e in temperatura.

Si noti che lo strain rate dichiarato è valido solamente nell'istante iniziale della prova, e successivamente si riduce, poiché la pressa era impostata per operare a velocità costante. Inoltre, questo valore si può considerare corretto, a meno di un'approssimazione sul campo termico, solamente per i provini smooth. Per i provini notched si è scelto di impostare la velocità della pressa allo stesso valore delle prove sugli smooth, ma essi presentano una variazione di sezione resistente all'interno del campo riscaldato, e a priori non si può assumere vero che una volta superato il tratto di deformazione elastica, la deformazione plastica si distribuisca uniformemente sul tratto deformabile. Per le prove shear, invece, ciò è certamente non vero, dato che la zona che viene effettivamente deformata è molto più piccola di quella dei provini smooth, dunque lo strain rate reale sarà certamente più elevato.

Nell'ottica di contenere la quantità di test, l'approccio seguito è stato quello di condurre innanzi tutto una singola prova per temperatura e per ciascuna tipologia di provino. Una volta elaborati i dati, dove i risultati hanno fornito andamenti chiari ed in accordo con gli elementi di letteratura in nostro possesso, ci si è ritenuti soddisfatti. Quando invece i risultati non fornivano un responso chiaro e si poteva avere il ragionevole dubbio che fossero intercorsi fattori di disturbo imprevisti nella prova, si sono effettuati due ulteriori test.

Nella Tabella 2.2 sono riassunte tutte le prove effettuate.

Tabella 2.2: Campagna prove

Temp	Dir.	Notch 2 mm	Notch 5 mm	Notch 10 mm	Smooth	Shear
amb	RD	3	3	3	3	1
	45°	3	3	3	3	1
	90°	3	3	3	3	1
600°C	RD	1	1	1	3	1
	45	1	1	1	3	1
	90	1	1	1	3	1

2.3 Apparato sperimentale per i provini di trazione

I test sui provini di Figura 2.1 sono stati condotti su una pressa MTSTM 322 Test Frame, i cui dati di targa principali sono riassunti in Tabella 2.3.

Tabella 2.3: Dati di targa della pressa MTSTM 322

Forza Nominale kN	Corsa attuatore mm	Velocità attuatore mm/s	Freq. di acquisizione Hz
±50	150	0,01 ÷ 150	6000

La pressa, una cui vista è presente in Figura 2.5 è dotata di un sistema di riscaldamento ad induzione per condurre i test ad elevata temperatura. L'apparato è composto da un generatore di corrente Felmi Egma, che consta dei circuiti di potenza e del sistema di controllo, e da una testa di riscaldamento, costituita da una bobina atta a generare un campo magnetico, entro cui viene immerso il provino. Il tutto è servito da un circuito di raffreddamento a liquido, che dissipa le notevoli potenze termiche in gioco preservando l'integrità dei circuiti.

La testa di riscaldamento è posizionata sopra una slitta atta a movimentare la stessa verticalmente, tramite un meccanismo a vite senza fine trapezia azionata da un motore asincrono, e la sua posizione è controllata con un potenziometro. Tale sistema si rende necessario in caso di prove di trazione lente e su provini dotati di buona duttilità.

Il sistema di controllo è collegato ad un computer, su cui gira un software sviluppato internamente in ambiente Labview. Tramite tale software è possibile creare la curva di riscaldamento e mantenimento desiderata; in seguito, la prova viene controllata grazie al segnale generato da una termocoppia saldata al centro del provino, ed elaborato secondo una logica PID. La termocoppia è di tipo K (un filo magnetico di Cromel e uno amagnetico di Alumel), e il suo range di misura va da -200°C a +1260°C, mentre la sensibilità è di 41 $\mu V/^\circ C$.

L'apparato di misura è corredato da una telecamera a sensore CCD, modello Allied Vision Technologies Pike f032, capace di registrare ad un framerate di circa 360 Hz ad una risoluzione di 640x240 pixel ed adatto ad operare in condizioni ambientali gravose. La lente utilizzata è una Schneider Kreuznach 50 mm f/2.8, dunque da circa 360 mm equivalenti sul sensore da 1/3" della telecamera; in particolare, tale obiettivo offre notevoli caratteristiche di correzione ottica, minimizzando la distorsione e la curvatura di campo e offrendo un'elevata nitidezza



Figura 2.5: Vista delle griffe della pressa MTS e della testa di riscaldamento dell'induttore

a tutti i diaframmi, il che la rende adatta come strumento di misura. A corredo della telecamera vengono posizionate due lampade a LED ad elevata potenza che illuminano il provino, per poter condurre le prove sempre in un ambiente dalle caratteristiche di luminosità costanti. Ciò permette alla telecamera tempi veloci, e dunque di sfruttare tutta la sua velocità di acquisizione, pur mantenendo il diaframma dell'ottica ad un f/stop intermedio, giovando del picco di nitidezza e ottenendo una profondità di campo adeguata, il che aiuta la messa a fuoco manuale. È interessante notare che è stata scelta una fonte di illuminazione a led poiché funziona in corrente continua, e dunque non presenta un andamento sinusoidale della luminosità emessa nel tempo come una comune lampada ad incandescenza in corrente alternata, perciò i frame registrati dalla telecamera risulteranno essere a luminosità costante.

Tramite il software in ambiente Labview, vengono salvate le singole immagini della prova, affinché vengano poi processate nel software Aramis della ditta GOM. Tale software di *Digital Image Correlation* (DIC) permette il calcolo della deformazione reale ad ogni frame e corrispondente ad ogni parte del provino, sfruttando un pattern stocastico di punti bianchi e neri opportunamente preparati sulla superficie del provino. Il programma crea una mesh del provino, ancorata ai punti ad elevato contrasto già citati, e computa in tal modo la dimensione istantanea dei poligoni quadrangolari della mesh stessa. Man mano che vengono processati i frame della prova, la mesh viene deformata seguendo il pattern, e viene in tal modo calcolata la deformazione.

2.4 Procedura sperimentale

2.4.1 Preparazione del provino

Innanzitutto, i provini di trazione vengono accuratamente carteggiati con carta abrasiva a grana molto fine per rimuovere le bave prodotte con l'operazione di taglio laser, e puliti con etere di petrolio, per preparare la superficie alla deposizione della vernice.

In seguito, viene appunto creato il pattern di punti casuali bianchi e neri, spruzzando la superficie del provino da un'opportuna distanza con delle bombolette di vernice resistente alle alte temperature. In questa fase bisogna porre attenzione a creare punti fitti e di ridotte dimensioni, ma sufficientemente grandi da essere rilevati dalla risoluzione della telecamera in dotazione. Si è notato che la vernice utilizzata produceva risultati migliori (gocce della dimensione opportuna e dalla buona aderenza durante tutto l'arco della prova a 600°C) per le prime prove effettuate, quando la temperatura ambientale era invernale o primaverile, mentre per le ultime, effettuate d'estate, lo spray era eccessivamente liquido e poco adesivo. Oltre alla temperatura, è variata la partita di fornitura della vernice, dunque non è chiara la causa della variazione di prestazioni della stessa.

Da ultimo, è necessario saldare la termocoppia. Si procede un filo alla volta, regolando la tensione sul livello massimo permesso dal dispositivo in dotazione, circa 100 V. I fili andranno saldati al centro del provino, ad una distanza reciproca di circa 1 mm, ma dev'esser prestata attenzione affinché non si tocchino tra loro, pena la misurazione della temperatura sul punto della giunzione, che sarà inferiore a quella effettivamente presente sul provino. Si noti che se durante la prova uno dei fili dovesse accidentalmente staccarsi, la termocoppia fornirebbe al controllore Labview un segnale di tensione corrispondente a più di 2000°C, di fatto dando il segnale di spegnimento a qualsiasi sistema di riscaldamento in atto. Considerando la notevole potenza termica che l'induttore è in grado di fornire, che potrebbe in breve portare a fusione del campione, la lettura di una temperatura molto elevata in caso di malfunzionamento della termocoppia gioca certamente in favore della sicurezza di strumentazione ed operatori.

2.4.2 Settaggio della procedura di riscaldamento

Tramite il programma "mts-int", una cui schermata di esempio è visibile in Figura 2.6, viene programmata la procedura di controllo della temperatura, per le prove da condurre ad una temperatura diversa da quella ambiente. Il software

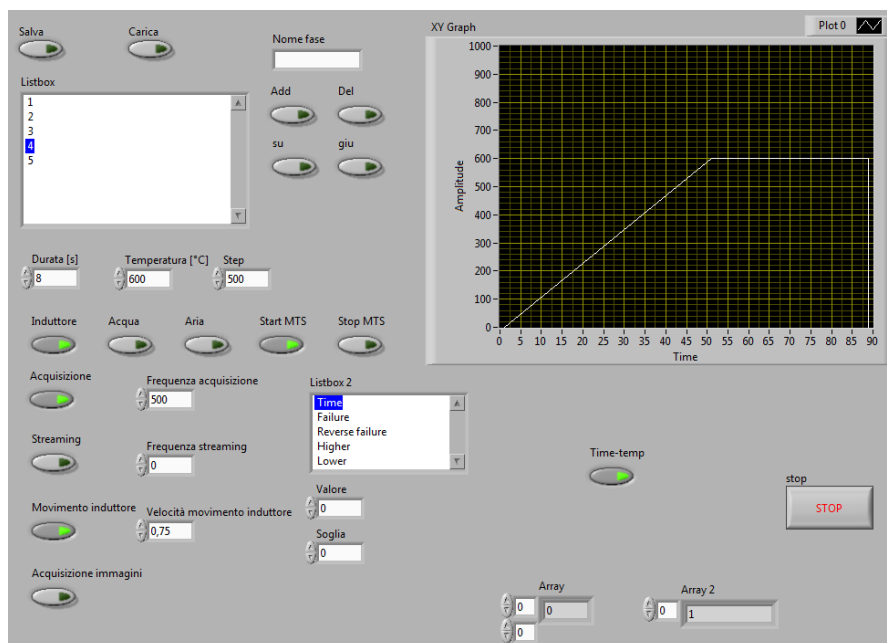


Figura 2.6: Esempio di schermata del programma "mts-int"

permette di aggiungere man mano degli step alla procedura, per ciascuno dei quali sarà necessario inserire la durata e la temperatura finale desiderata (che sarà collegata alla temperatura finale dello step precedente da un tratto lineare). Si possono inoltre inserire ulteriori opzioni, quali:

- segnale di attivazione dell'induttore, necessario negli step che prevedono un riscaldamento;
- segnale di attivazione dell'acquisizione dei dati della curva di temperatura misurata, e relativa frequenza di acquisizione;
- segnale di avvio o di stop della pressa MTS, comandata da un altro calcolatore;
- segnale di movimentazione della testa dell'induttore, verticalmente, verso il basso, e relativa velocità di moto. Affinché la termocoppia, posta al centro del tratto utile del provino, risulti sempre centrata rispetto alla testa di riscaldamento, si dovrà settare una velocità di discesa pari a metà della velocità della griffa inferiore dell'MTS.

I test di questo lavoro richiedevano una curva di temperatura molto semplice, generalmente composta di cinque step:

1. step di un secondo a 25°C, per avviare la procedura;

2. rampa di riscaldamento, di durata variabile in base alla temperatura finale da raggiungere, ad una velocità di 12°C/s ;
3. step di mantenimento, della durata di 30 s, utile ad omogeneizzare il campo termico nel volume del provino adiacente alla testa di riscaldamento;
4. secondo step di mantenimento, della durata di 10 secondi (o comunque poco superiore alla durata prevista della prova di trazione), all'inizio del quale viene inviato il segnale di attivazione della pressa. Durante questo step è utile l'acquisizione della temperatura effettiva, e quando necessario viene attivata la slitta della testa di riscaldamento;
5. step finale di un secondo, con segnale di stop della pressa.

2.4.3 Settaggio della procedura di trazione

L'azionamento e monitoraggio dei parametri della pressa avviene da un computer separato da quello già menzionato. Anche per la procedura dell'MTS si procede inserendo degli step, i quali potranno avere una durata prestabilita oppure terminare alla ricezione di un segnale esogeno.

La procedura di trazione varia a seconda che il provino venga o meno riscaldato. Nel primo caso, un cui esempio è visibile in Figura 2.7, viene impostato un periodo molto lungo di attesa, che comincia quando si avvia manualmente la procedura. In questo periodo la pressa rimane in controllo automatico del carico impostato, solitamente di 10 N in trazione, in modo da non caricare il provino a compressione durante il riscaldamento, che lo porta ad allungarsi. L'attesa viene interrotta dal segnale proveniente dal software Labview, e viene avviato lo step successivo, detto rampa, in cui la pressa passa in controllo di spostamento e la griffa inferiore si muove verso il basso ad una velocità costante impostata, e si ferma dopo aver percorso uno spostamento prestabilito. Contemporaneamente all'avvio della rampa comincia l'acquisizione dei dati di tempo, spostamento e carico. Durante tutto l'arco della prova è presente un blocco di sicurezza che blocca in emergenza la pressa (e chiude il circuito idraulico) al rilevamento di una forza di 5 kN di compressione o di 45 kN di trazione.

Per quanto riguarda la procedura nel caso di provino a temperatura ambiente, la principale differenza è che mancando il programma di controllo del riscaldamento, dunque il segnale Labview, la rampa di trazione viene avviata manualmente dall'operatore della pressa, dopo un breve periodo di attesa.

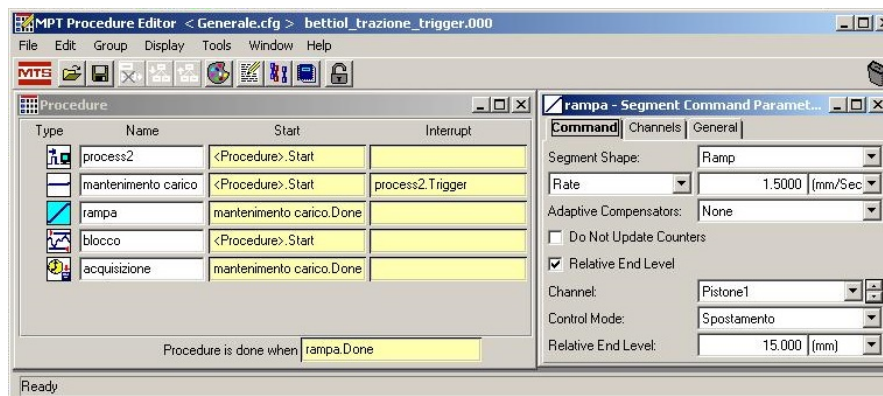


Figura 2.7: Esempio di schermata di settaggio della procedura della pressa con riscaldamento

2.4.4 Predisposizione della prova

Una volta accessi tutti gli apparati di prova, si deve montare il provino sulla pressa, afferrandolo con le griffe per i suoi tratti terminali. Nel compiere tale operazione, bisogna fare attenzione che esso sia perfettamente verticale, allineato con l'asse di movimentazione della pressa, in modo da non introdurre durante la prova delle tensioni deviatoriche indesiderate; per far ciò, ci si può aiutare con una livella. Prima di chiudere la griffa inferiore, completando l'afferraggio, è utile portare la pressa in controllo di carico manuale e impostare un leggero carico di trazione. Questo passaggio è dovuto al fatto che la griffa, nell'atto di chiudersi, si muoverebbe verso l'alto, dunque nel breve periodo tra l'inizio del contatto tra griffa e provino e il raggiungimento della pressione di serraggio impostata (solitamente 5 MPa), porterebbe il provino in compressione, causando indesiderati effetti di carico di punta. Nel modo descritto, invece, dovendo ricercare una piccola forza di trazione, il martinetto compenserà lo spostamento verticale della griffa.

Una volta posizionato il provino, si dovrà accostargli la testa di riscaldamento. Questa dovrà essere parallela ad esso e posta in modo tale che la termocoppia cada al centro del tratto riscaldato. La distanza della testa dal provino non potrà essere inferiore ad 1 mm, per non rischiare di toccare i fili della termocoppia e per immergere il provino in un campo magnetico abbastanza uniforme, e non potrà essere superiore a 3 mm, affinché il campo magnetico comunicato al provino sia sufficientemente potente da riscaldarlo alla temperatura desiderata nei tempi previsti.

La telecamera dovrà essere disposta, con l'ausilio di un treppiedi, in modo che il piano di fuoco sia esattamente parallelo al provino, e ad una distanza da esso tale per cui il campo inquadrato sia poco superiore al tratto utile deformabile, per essere certi di registrare l'immagine dell'innesco della frattura.

2.5 Attività di misura

2.5.1 Elaborazione tramite software Aramis di GOM

Una volta raccolte le immagini della prova, il primo step consiste nell'eliminare tutte quelle successive ad un primo innesco di frattura nel provino, in modo da snellire i processi successivi. Nel software, si dovrà impostare una dimensione di mesh più piccola possibile, ma grande abbastanza affinché ogni poligono contenga sufficienti punti ad elevato contrasto e la mesh stessa rimanga stabile fino al termine della prova. Una volta ottenuta la mappa della deformazione, si selezioneranno i nodi della mesh (solitamente non più di quattro) che presentano il valore di ε_1 principale più elevata. Si salva dunque in un file di testo la storia di deformazione relativa a quei punti.

Si noti che con questa procedura si registra la deformazione massima a livello locale, dunque non sull'intera superficie di frattura del provino. In più, la deformazione finale osservata sarà inferiore a quella effettivamente sostenuta dal provino, a causa della frequenza finita di acquisizione delle immagini: tra l'immagine in cui si nota un primo innesco di cricca, che dunque viene ignorata, e quella immediatamente precedente, che è l'ultima in cui si può conoscere la deformazione, la deformazione stessa evolverà in maniera oltremodo rapida e impossibile da registrare con le nostre tecnologie. Inoltre, non è possibile conoscere a priori quanto l'ultimo fotogramma considerato sia vicino al momento della frattura, dunque non è possibile compensare l'errore sistematico che ne deriva. A ciò si aggiunge il fatto che la zona del necking localizzato, dove si concentrano le deformazioni finali maggiori, presenta dimensioni molto limitate, comparabili con le distanze reciproche tra i punti ad elevato contrasto necessari al software per calcolare la deformazione, che dunque in quella precisa zona non riesce con le presenti condizioni al contorno a svolgere correttamente il suo scopo (per ovviare a ciò, bisognerebbe disporre di provini molto più grandi, oppure di un metodo di deposizione di un pattern molto più fine, e in ogni caso di una telecamera dotata di una risoluzione oltremodo più elevata). Pertanto, l'autore non considera il metodo illustrato di elaborazione immagini tramite software Aramis un sistema adatto alla misurazione della deformazione a frattura del materiale.

2.5.2 La curva di flusso

La successione dei dati di deformazione nel tempo ottenuti con Aramis si rende utile per la determinazione delle curve di flusso del materiale. Tramite un foglio

di calcolo, si computa innanzi tutto la deformazione media ad ogni istante nei punti registrati, e la si associa con il tempo relativo ad ogni fotogramma. Successivamente, si fanno corrispondere la successione dei dati della tensione, calcolata a partire dalla forza e dalla deformazione reale media, e la successione dei dati di deformazione reale media stessa. Per operare un corretto allineamento, si dovrà individuare lungo la successione dei dati di tensione l'istante in cui avviene la discontinuità dovuta all'insorgere della cricca, e la si farà corrispondere all'ultimo dato di deformazione reale. Dato che le frequenze di acquisizione immagini e dati della pressa differiscono (in particolare avremo meno fotogrammi che righe di forza registrata), si potranno calcolare solo i valori di tensione corrispondenti ad un fotogramma, cercando le corrispondenze degli istanti temporali di registrazione di fotogrammi e forza, ed interpolando i dati di forza.

Naturalmente, essendo la tensione calcolata con la formula

$$\sigma_t = \frac{F}{A_0 \cdot e^{-\varepsilon_t}} \quad (2.1)$$

la curva produrrà risultati sensati solamente fino all'insorgenza della strizione, poiché dopo quell'istante l'area resistente reale non sarà più descritta dalla relazione al denominatore.

2.5.3 Misura della deformazione media sulla superficie di frattura: prove di trazione

Una volta rotti i provini, è di notevole interesse conoscere con precisione la deformazione finale. Si è deciso di prendere in considerazione per tutti i casi in esame la deformazione principale massima.

Per le prove di trazione, partendo dalla definizione di deformazione infinitesima reale,

$$d\varepsilon = \frac{dL}{L_0} \quad (2.2)$$

con dL allungamento infinitesimo e L_0 lunghezza iniziale, e integrando, si ottiene

$$\varepsilon = \ln\left(\frac{L}{L_0}\right) \quad (2.3)$$

con L lunghezza istantanea. Ricordando la costanza del volume

$$V = A_0 \cdot L_0 = A \cdot L \quad (2.4)$$

con A_0 area iniziale, L_0 lunghezza iniziale, A area istantanea e sostituendo nella (2.3), porge la relazione desiderata

$$\varepsilon = \ln\left(\frac{A_0}{A}\right). \quad (2.5)$$

Per quanto riguarda A_0 , si sono misurate la larghezza, con un calibro centesimale, e lo spessore, con un micrometro, su un campione di provini. Dato che essi provenivano tutti dalla medesima lamiera, la cui operazione di taglio laser è stata effettuata in una sola occasione e sotto condizioni costanti, si è ritenuto che non fosse necessario procedere a misurare l'intera popolazione di provini. Essendo inoltre la deviazione standard delle misurazioni sul campione piuttosto ridotta, si è deciso di calcolare la media delle misure ed assegnarla a tutti i provini, invece di assegnare a ciascuno di essi l'area misurata singolarmente.

L'area di frattura, invece, è stata misurata con l'ausilio di un sistema ottico. In particolare, è stato utilizzato un semplice microscopio digitale da tavolo (Dino Lite Premier), che è stato preferito a strumentazioni più sofisticate per la sua praticità ed immediatezza d'uso.

Per prima cosa, si è eseguita la taratura della catena di misurazione:

- si imposta un livello di ingrandimento sul microscopio, ovvero si posiziona il piano focale rispetto al sensore del microscopio stesso, in modo tale che il campo inquadrato sul piano focale sia poco più ampio di 12 mm. Tale settaggio non viene più variato durante la serie di misurazioni;
- si inquadra e mette a fuoco un blocchetto pianparallelo tarato di 10 mm, e se ne acquisisce un'immagine;
- si trasferisce l'immagine acquisita in un programma di elaborazione grafica, e tracciando un segmento prendendo a riferimento il blocchetto pianparallelo si crea un preset dimensionale.

Conclusa questa operazione, si è passati alle misurazioni vere e proprie delle aree a frattura. Per fare ciò, si è proceduto come segue, effettuando tali passaggi per ciascun provino:

- si posiziona il provino fratturato sotto l'ottica del microscopio, avendo cura che l'asse del provino coincida il più possibile con l'asse dell'ottica;
- si sistema il piano di fuoco muovendo verticalmente l'intero microscopio rispetto al provino, senza agire sulla messa a fuoco e dunque sul livello di ingrandimento. Per i provini che presentano una superficie di frattura non

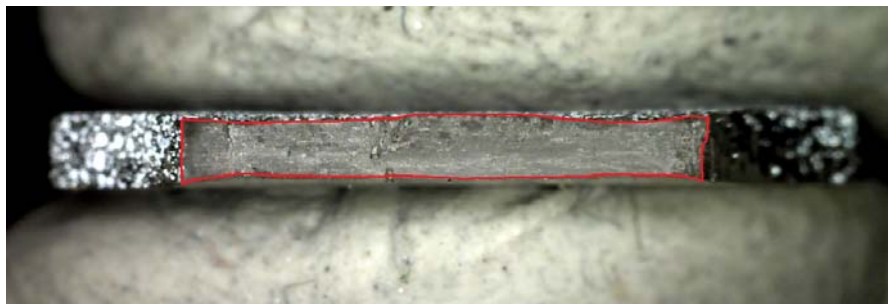


Figura 2.8: Immagine di area di frattura di provino di trazione con geometria notch 2 mm

uniformemente perpendicolare al piano focale, si presenta il problema che le parti di superficie più lontane dal sensore del microscopio risultano più piccole rispetto a quelle più vicine. Inoltre, la nitidezza dell'immagine della sezione non può essere uniforme, poiché la profondità di campo offerta dall'ottica è esigua. Si è deciso di posizionare il piano focale a metà strada tra il picco e la valle della superficie, in modo da compensare l'errore sistematico causato dal primo fenomeno esposto e mitigare il secondo fenomeno;

- una volta catturata un'immagine, la si trasferisce nel programma di elaborazione grafica;
- si richiama il preset dimensionale precedentemente registrato;
- si aumenta il contrasto per evidenziare i bordi dell'area di frattura;
- si seleziona accuratamente l'area di frattura con lo strumento "selezione rapida";
- utilizzando la funzione "effettua misurazione" si ottiene l'area in mm^2 della superficie selezionata.

La Figura 2.8 fornisce un esempio di immagine di area di frattura di un provino di trazione con geometria notch 2 mm, che in questo caso è stata evidenziata da un contorno rosso.

2.5.4 Misura della deformazione media sulla superficie di frattura: prove di taglio

Nel caso delle prove di taglio semplice, in linea teorica il provino non dovrebbe presentare alcun sintomo di strizione, dunque l'area di frattura non dà alcuna indicazione sulla deformazione. Si intende invece misurare la deformazione di taglio, definita come l'angolo di scorrimento dato da

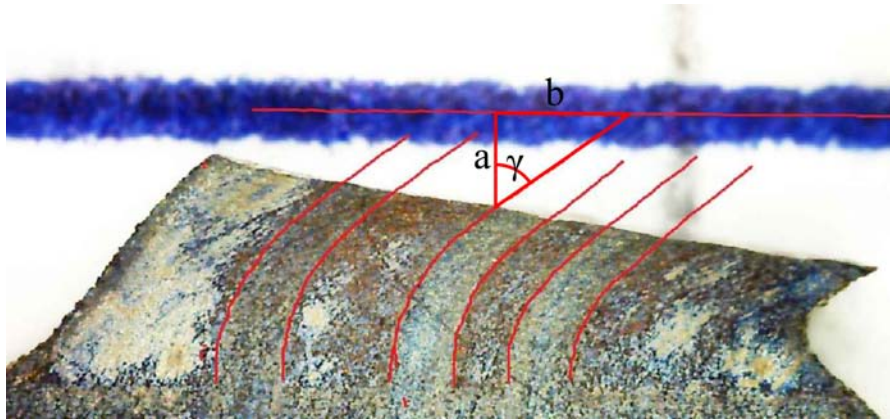


Figura 2.9: Esempio di calcolo di deformazione a frattura sui provini shear b831

$$\varepsilon = \gamma = \arctan\left(\frac{b}{a}\right) \quad (2.6)$$

in riferimento alla Figura 2.9.

La procedura di misurazione si articola come segue:

- prima della prova, si tracciano tre linee sopra la zona soggetta a deformazione, con un pennarello indelebile a punta fine, perpendicolari rispetto all'asse di trazione (verticale);
- si produce un'immagine laterale della zona del provino interessata dalla frattura utilizzando il già citato microscopio da tavolo, avendo cura di allineare l'asse verticale del provino con la direzione orizzontale dell'immagine;
- si evidenziano con dei tratti rossi entrambi i contorni delle tre linee precedentemente tracciate col pennarello, utilizzando un software di elaborazione grafica, in questo caso PaintTM;
- si importa l'immagine elaborata in ambiente Autocad, e qui si misura gli angoli che le linee rosse tracciate al punto precedente formano con la verticale, in prossimità della superficie di frattura;
- si calcola la media delle sei misurazioni angolari.

È interessante notare che in questo caso si misura una deformazione di taglio, ma se si effettua l'approssimazione di considerare lo stato di tensione in questa prova come di puro taglio, è lecito confrontarla anche con la deformazione principale massima che si misura nelle prove di trazione. Ciò perché in queste condizioni dello stato tensionale, la tensione tagliante massima è uguale in modulo alla tensione principale massima, come mostrato dai cerchi di Mohr di Figura 2.10.

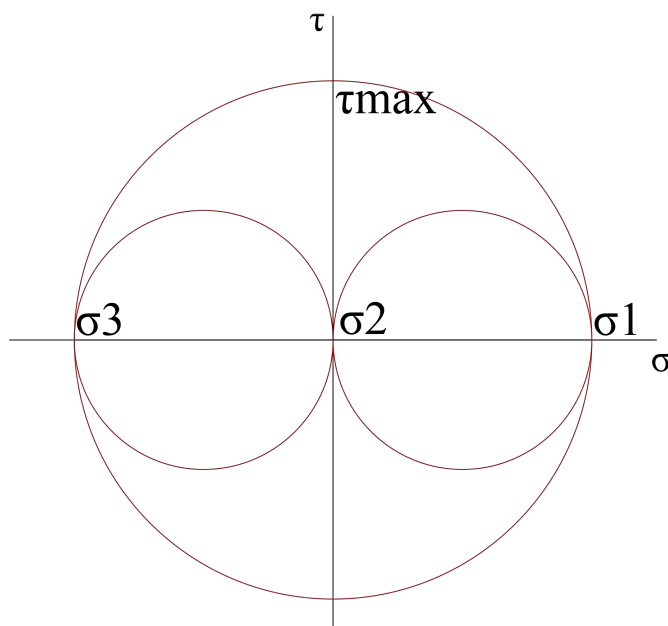


Figura 2.10: Cerchi di Mohr per lo stato tensionale di puro taglio

Compensazione dell'effetto dello strain rate

Come già esposto, per le varie prove non si è mai proceduto ad adeguare la velocità di movimentazione della pressa, poiché a priori non si conosceva per le varie geometrie l'evoluzione dello strain rate. Ciò è risultato in prove effettuate in condizioni di strain rate disomogenee tra le diverse geometrie. Considerando che lo strain rate porta una sua influenza tangibile solo nel caso in cui esso vari in modo consistente (almeno un ordine di grandezza), si è deciso di ignorare la sua influenza per le geometrie notched, la cui zona deformabile non è radicalmente diversa da quella dei provini lisci, per i quali come si è detto la velocità impostata garantisce uno strain rate iniziale di $0,1 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$. Discorso diverso per i provini shear, i quali presentano un'area deformabile circa un'ordine di grandezza più piccola dei provini lisci, e per i quali si è quindi deciso di compensare a posteriori il dato sperimentale ottenuto.

Si è proceduto in questo modo:

- si sono considerate tre curve forza-tempo;
- per tutte e tre si sono individuati i valori di tempo corrispondenti allo snervamento e alla frattura;
- si è sottratto il tempo relativo allo snervamento al tempo relativo alla frattura, ottenendo il tempo dedicato alla deformazione plastica;

- nell'ipotesi (ragionevole, nel caso del taglio) che la deformazione plastica abbia avuto un'evoluzione lineare nel tempo, si è proceduto a dividere la deformazione a frattura di ciascun provino per il relativo tempo di deformazione plastica, ottenendo lo strain rate medio di ciascuna prova;
- si è effettuata la media dei tre strain rate $\dot{\varepsilon}$;
- sfruttando il fattore presente nel modello di [3] che lega la deformazione a frattura con lo strain rate, si è calcolato il valore teorico di deformazione a frattura se lo strain rate fosse stato di $0,1 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ invece di $\dot{\varepsilon}$:

$$\varepsilon_{F,1} = \varepsilon_{F,2} \cdot \frac{1 - 0,0724 \cdot \ln(\dot{\varepsilon}_2^*)}{1 - 0,0724 \cdot \ln(\dot{\varepsilon}_1^*)} \quad (2.7)$$

dove $\dot{\varepsilon}^*$ è il rapporto tra uno strain rate generico e quello assunto come riferimento in quel lavoro.

2.5.5 Misura delle deformazioni all'insorgere di strizione

Per i soli provini smooth, si sono effettuate due ulteriori misurazioni: le deformazioni all'insorgenza della strizione diffusa e localizzata. Per la prima, si è proceduto come segue:

- nella successione di dati della forza registrata dalla cella di carico, si è individuato il valore massimo, corrispondente all'UTS, momento in cui si manifesta l'instabilità a trazione, dunque il primo necking, diffuso;
- si è registrato il valore di corsa corrispondente all'UTS;
- assumendo che fino ad UTS la deformazione sia uniforme su tutto il tratto utile, la si calcola con la formula

$$\varepsilon_{UTS} = \ln\left(\frac{L_0 + c}{L_0}\right) \quad (2.8)$$

dove c è la corsa a UTS.

La procedura per determinare la deformazione a strizione localizzata non può giovare di formule analitiche, poiché non è possibile conoscere a priori l'evoluzione della deformazione dopo la strizione diffusa. Perciò, ci si è avvalsi della curva true-stress true-strain ottenuta con l'elaborazione Aramis. Ciò è stato fatto per tutte le prove a freddo e solo in una per direzione a 600°C , poiché la scarsa qualità del

pattern di vernice ha reso in sei casi su nove inservibile l'elaborazione nelle ultime fasi di vita del provino.

In tutte le curve forza-corsa, si è osservato un netto cambiamento di pendenza verso il basso prima della rottura del provino, dunque si è assunto che in tale circostanza insorga il necking localizzato. La procedura seguita è così articolata:

- nella curva forza-corsa, si è individuata la corsa del punto immediatamente precedente al netto cambio di pendenza prima della rottura;
- si è registrato il valore di tempo trascorso dall'inizio della prova, corrispondente alla corsa rilevata;
- si è trovato il corrispondente valore di tempo nella successione di fotogrammi della prova;
- si è letta la deformazione corrispondente al fotogramma trovato.

Capitolo 3

Risultati sperimentali

In questo capitolo si presentano i principali risultati sperimentali ottenuti.

3.1 Curve Forza-Corsa

Le curve Forza-Corsa sono state ottenute semplicemente dai dati grezzi registrati durante la prova dal sensore di posizione della griffa inferiore della pressa e dalla cella di carico. A differenza delle curve di flusso, esse non forniscono informazioni dettagliate sulla reologia del materiale, ma il valore di corsa a frattura può dare una prima indicazione della formabilità del materiale.

3.1.1 Prove a temperatura ambiente

Smooth, Figure 3.1 - 3.3

Il grafico forza-corsa per la geometria smooth mostra vari fatti interessanti: in primo luogo, i provini di direzione RD e 90 dimostrano una corsa a frattura largamente superiore rispetto alla 45, come rappresentato graficamente anche in Figura 3.3, ottenuta mediando i valori di corsa a frattura delle prove dello stesso tipo. Ciò potrebbe far avanzare delle iniziali speculazioni su una limitata formabilità della direzione 45 rispetto alle altre due.

Si nota inoltre che per le direzioni 45 e 90 il punto di massimo della curva, coincidente con l'UTS, si trova vicino alla zona della curva in cui si osserva una prima forte deviazione dalla linearità del tratto elastico, coincidente con lo snervamento; invece, la RD mostra un tratto più ampio a separare questi due punti, dunque presenta un tratto di allungamento uniforme successivo allo snervamento. Pertanto, essa è l'unica direzione in cui è possibile ottenere una certa quantità di allungamento uniforme in condizioni di trazione monoassiale a freddo.

In generale, le tre direzioni mostrano un considerevole tratto di deformazione in condizioni di strizione diffusa, ma la direzione 90 eccelle in tal senso.

Osservando le immagini filmate delle varie prove, si nota come in regime di strizione diffusa il materiale distribuisca la deformazione in modo differente a seconda della direzione di sollecitazione. Nella fattispecie, la direzione 45 tende a restringere la larghezza del provino maggiormente rispetto alle altre due, le quali pare concentrino maggiormente la deformazione sulla riduzione diffusa dello spessore. Queste osservazioni sono almeno parzialmente in accordo con i dati del coefficiente di Lankford presentati in Figura-1.3/c. Calcolando con lo stesso metodo i coefficienti di Anisotropia Normale, si ottengono i valori di $r_{RD} = 0,67$ $r_{45} = 2,17$ $r_{90} = 1,13$, dunque è confermato che la RD assottiglia maggiormente lo spessore, la 45 riduce la larghezza, mentre la 90 mostra un comportamento quasi isotropo.

La Figura 3.2 è generata graficando i dati di deformazione vera¹, forniti dall'elaborazione con software Aramis, contro la corsa corrispondente. Si ricorda che tale deformazione è quella massima presente puntualmente sul provino, dunque ad una maggiore pendenza di questa curva corrisponderà una maggiore localizzazione della deformazione. Si osserva dunque come in questo caso la strizione diffusa per la direzione 45 sia molto più "concentrata" di quella per RD e 90.

Pertanto, in condizioni di trazione monoassiale a freddo, la direzione 45 produrrà deformazioni molto localizzate e tendendo a restringersi nel piano della lamiera, mentre RD e 90 saranno prone a deformarsi in modo più diffuso, ma concentrando la deformazione maggiormente sullo spessore della lamiera.

¹Sono stati trascurati alcuni dati immediatamente prima della fine delle prove, in quanto si considera inaffidabile l'elaborazione in tale circostanza

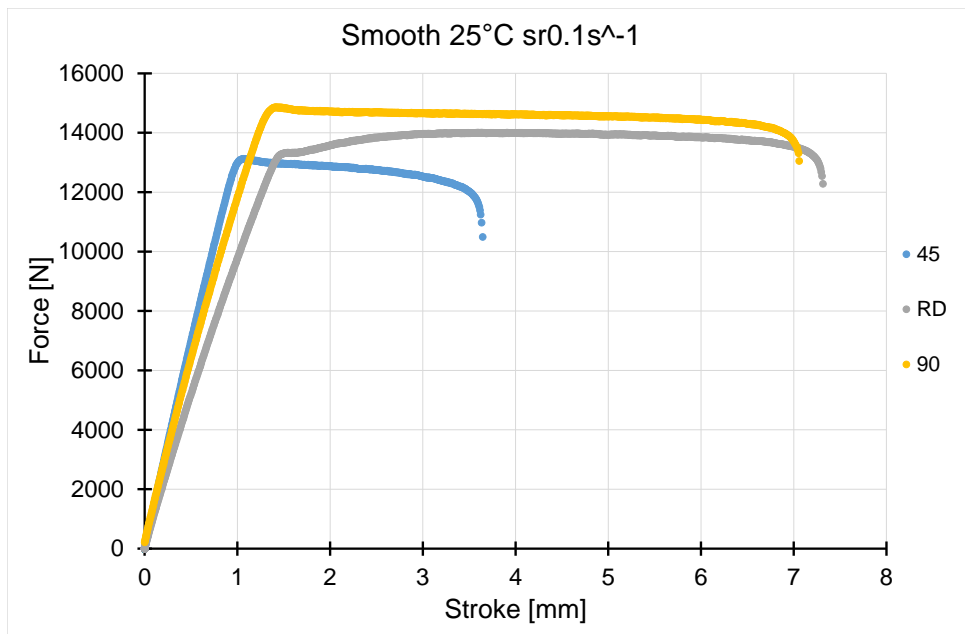


Figura 3.1: Curva Forza-Corsa, provini lisci, T ambiente, tre direzioni

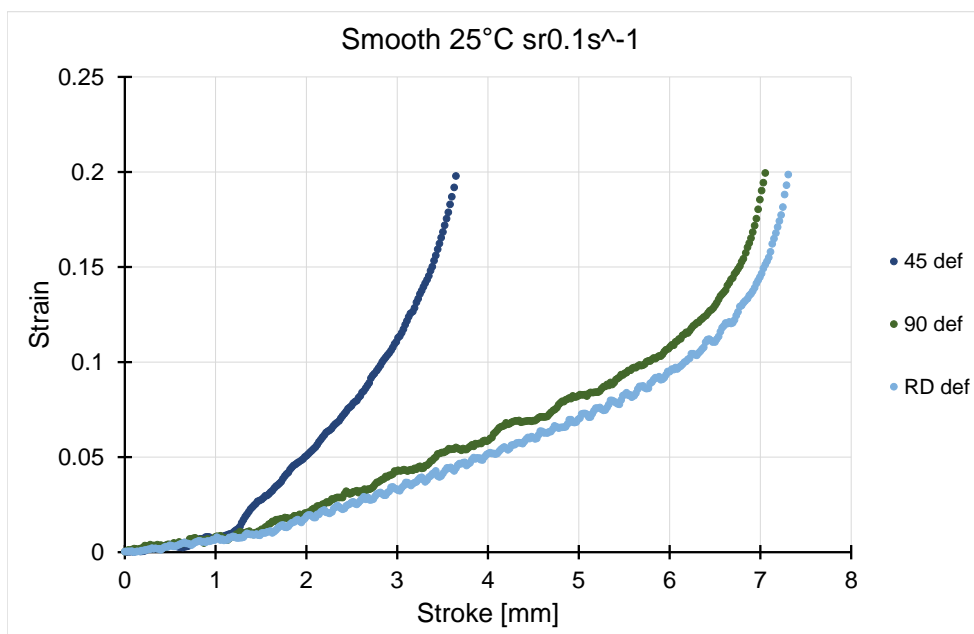


Figura 3.2: Andamento della deformazione principale massima sulla corsa, provini smooth, T ambiente, tre direzioni

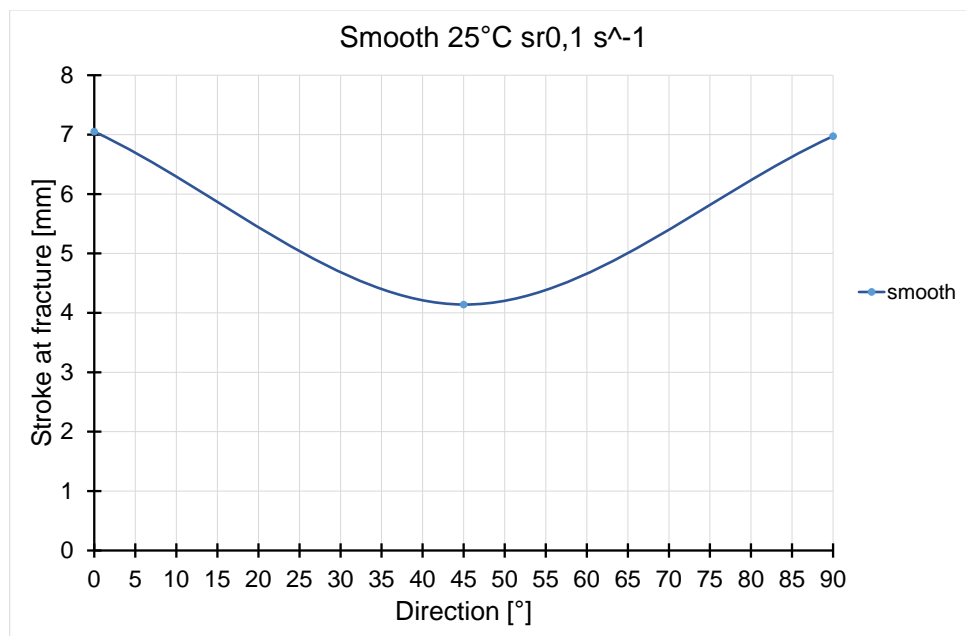


Figura 3.3: Valore di corsa a frattura, provini smooth, T ambiente, tre direzioni

Notched, Figure 3.4 - 3.7

Nel caso dei provini intagliati, si conferma il comportamento molto simile tra RD e 90 per quanto riguarda la corsa a frattura, ma viene ribaltato il risultato rispetto alla direzione 45, che mostra sempre una corsa superiore, seppur in modo molto meno eclatante del caso precedente.

Mentre nel caso del notch 2 mm le curve sembrano avere degli andamenti piuttosto simili tra loro, muovendosi verso intagli a raggio maggiore, dunque avvicinandosi al caso di trazione monoassiale, si osserva il ripresentarsi della vicinanza dell'UTS con lo snervamento del materiale per le direzioni 45 e 90, e la RD rimane l'unica a permettere un breve tratto di deformazione plastica uniforme, avendo il massimo della curva separato dal punto di scostamento dalla linearità.

Se si osservano i valori di corsa a frattura, ci si rende conto di come essa sia estremamente inferiore al caso smooth, dunque in presenza di stato di tensione biassiale la lamiera permetterà una deformazione uniforme quasi nulla, ed una deformazione in regime di strizione diffusa molto risicata.

Osservando la parte di tratto elastico, nei provini notched si nota una maggiore rigidità per la direzione 90, mentre nei lisci il modulo elastico più elevato è della direzione 45. In ogni caso, la direzione RD è sempre quella più flessibile, dunque quella che presenterà il ritorno elastico superiore.

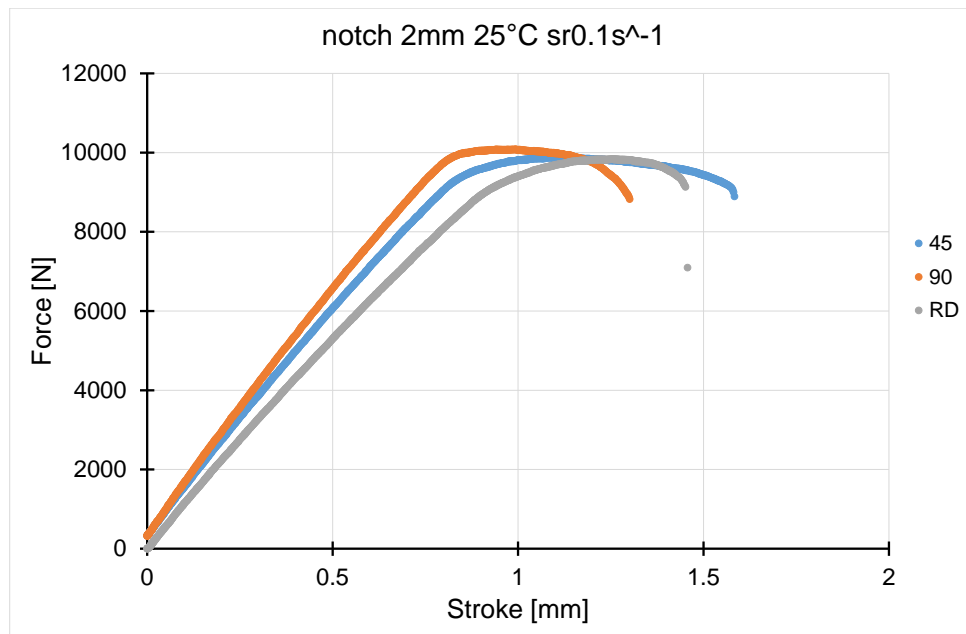


Figura 3.4: Curva Forza-Corsa, provini notched 2 mm, T ambiente, tre direzioni

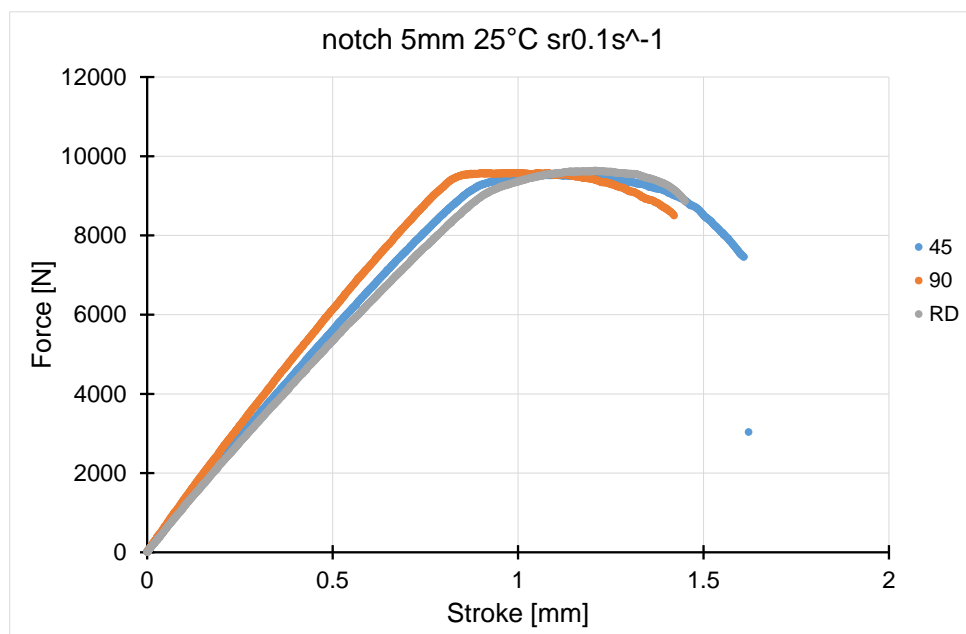


Figura 3.5: Curva Forza-Corsa, provini notched 5 mm, T ambiente, tre direzioni

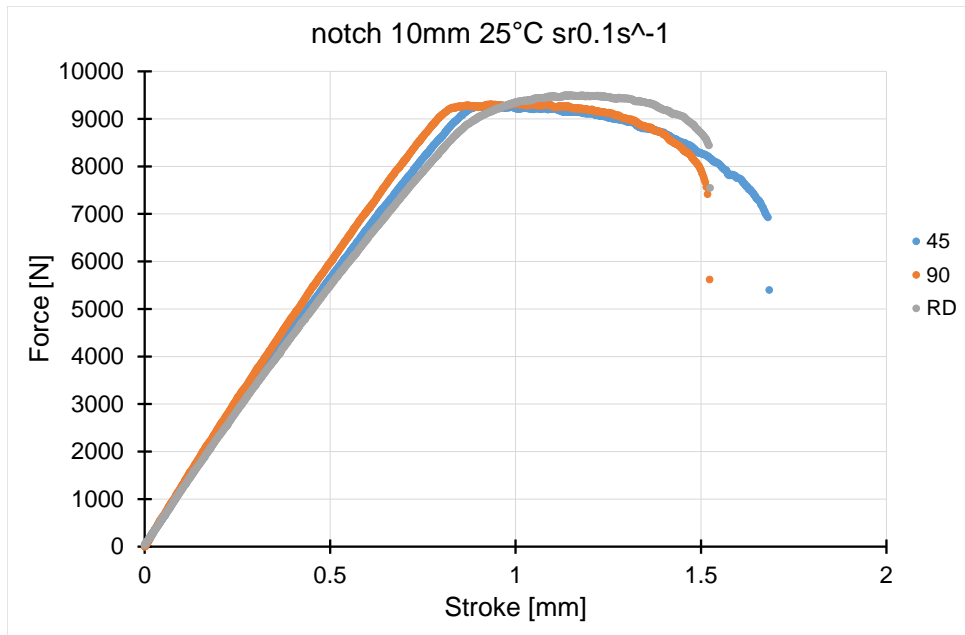


Figura 3.6: Curva Forza-Corsa, provini notched 10 mm, T ambiente, tre direzioni

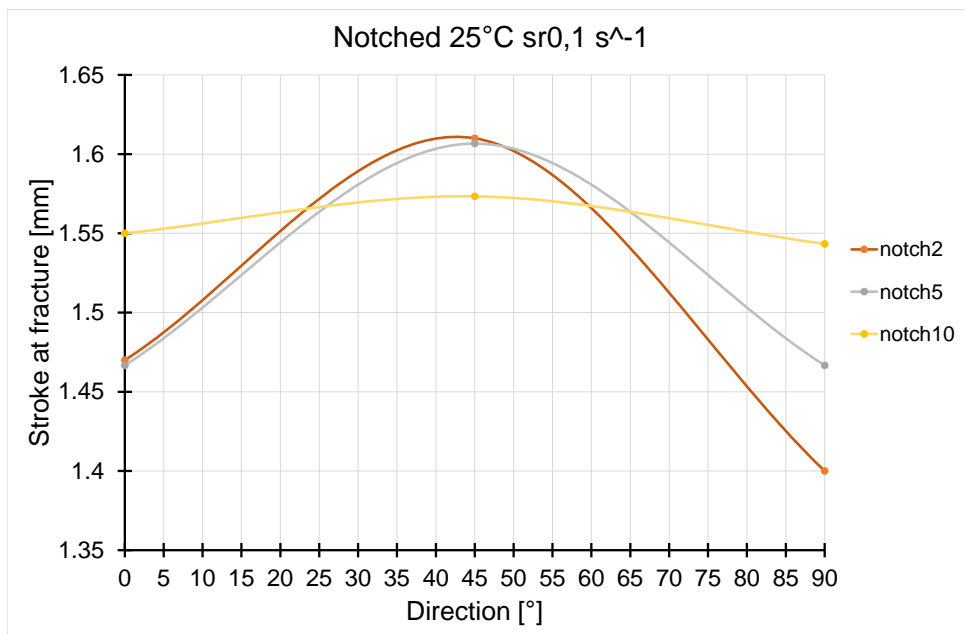


Figura 3.7: Valore di corsa a frattura, tre geometrie di provini notched, T ambiente, tre direzioni

Shear, Figure 3.8, 3.9

Si nota fin da subito che le tre curve presentano una morfologia molto diversa. La direzione RD è quella che presenta una tensione di snervamento inferiore, presenta un massimo a circa metà della propria corsa e prima della completa frattura diminuisce la propria resistenza fino a zero. Dalle immagini della prova, si vede che, dopo l'inizio del brusco calo nella forza registrata, l'area resistente diminuisce linearmente e perde la sua integrità, in quanto lo scorrimento tra i piani si concentra in una larghezza molto piccola, ma senza far venire meno la continuità del provino.

La direzione 45 snerva ad una tensione maggiore delle altre due, e presenta un tratto di incrudimento seguito da un breve calo nella forza registrata e da una rottura di schianto dell'area resistente. È inoltre la direzione che frattura alla corsa più bassa.

La direzione 90 presenta la corsa maggiore, ed un lungo tratto di incrudimento, sintomo che il metodo deformativo differisce radicalmente quantomeno da quello della direzione RD. Infatti, dalle immagini della prova si nota che la zona del provino deputata alla deformazione a taglio, piuttosto che deformarsi tenderebbe a ruotare come corpo rigido. Tale ipotesi è avvalorata da tale fatto: misurando le distanze tra alcune coppie di puntini del pattern situate nella parte centrale del provino, nella direzione trasversale a quella di applicazione del carico, vicino al termine della prova esse risultano leggermente inferiori rispetto all'inizio (ciò non avviene negli altri provini). In corrispondenza della prima discontinuità nella forza, corrispondente al suo massimo, si vede che viene aperta una cricca in corrispondenza di uno dei raggi di raccordo dell'intaglio. Tale cricca non è chiaramente causata da sforzi di taglio, ma di trazione, che si instaurano alle estremità della zona deformabile appunto per la tendenza alla rotazione in solido della zona centrale. La zona di frattura, vista lateralmente, si presenta molto dissimile da quelle relative alle altre direzioni: dove queste sono lineari, essa è ad onda.

Il modulo di elasticità a taglio non presenta apprezzabili differenze tra le tre direzioni.

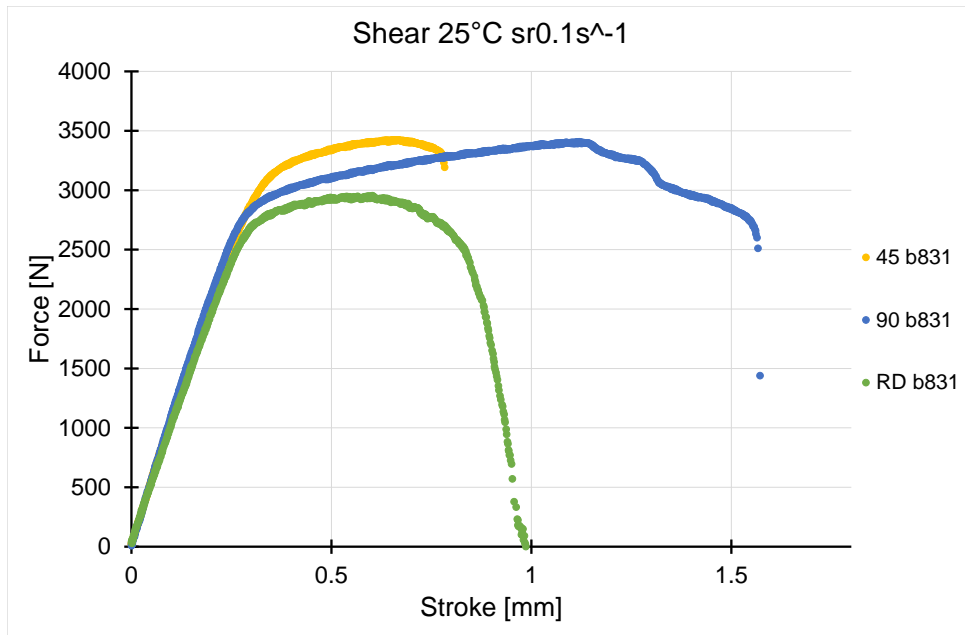


Figura 3.8: Curva Forza-Corsa, provini shear b831, T ambiente, tre direzioni

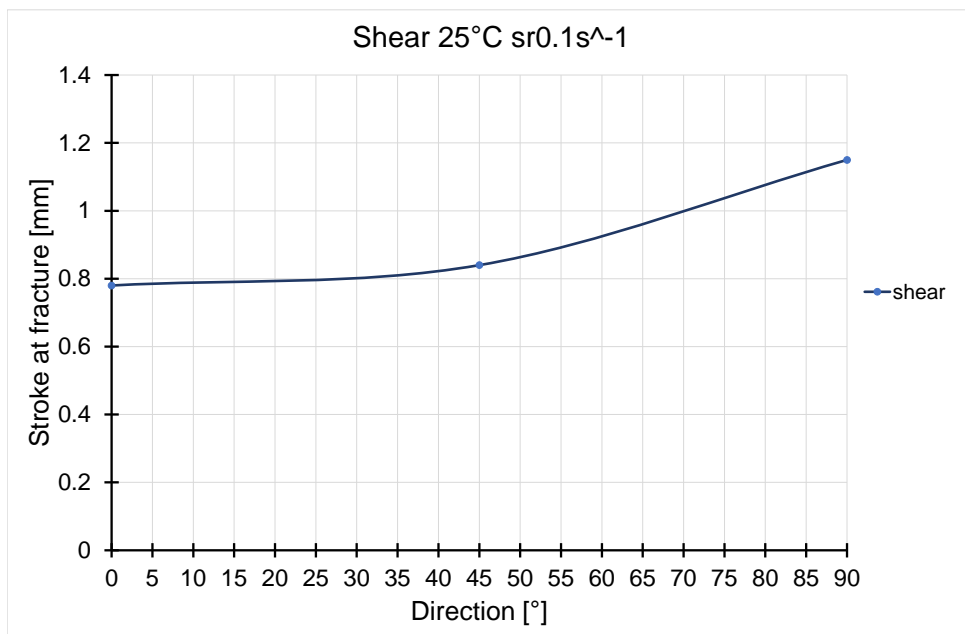
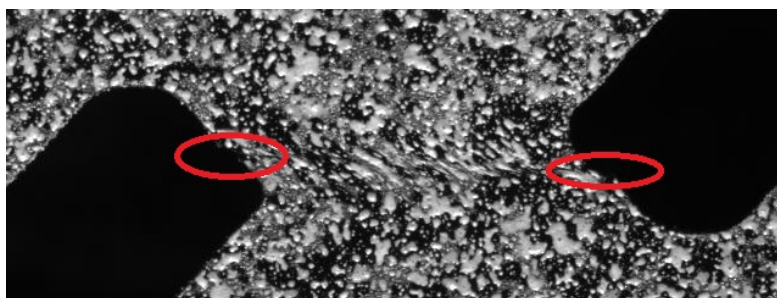
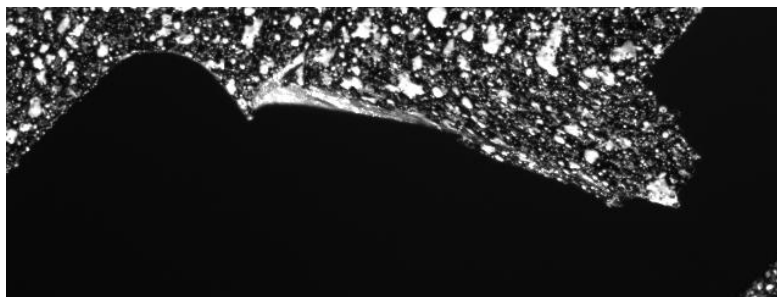


Figura 3.9: Valore di corsa a frattura, provini shear b831, T ambiente, tre direzioni



(a) *Provino RD shear poco prima di rottura: si nota che la sezione resistente non è più pari alla sezione iniziale, ma permane la continuità del provino.*



(b) *Provino 90 shear: vista della sezione fratturata ad onda.*

Figura 3.10: Particolari notevoli di provini shear.

3.1.2 Prove a 600°C

Smooth, Figure 3.11 - 3.13

La situazione relativa alla corsa a frattura è opposta rispetto al caso a freddo, con la direzione 45 che mostra una corsa superiore del 30% rispetto alle altre due.

Anche in questo caso l'UTS sopraggiunge molto presto, dunque non è possibile contare su un allungamento uniforme degno di nota. Da questo punto di vista, la direzione 90 è quella che offre meno corsa tra snervamento e insorgenza del necking diffuso, rispetto alle altre.

Anche a 600°C, la maggior parte della corsa si verifica in regime di strizione diffusa, con una durata chiaramente maggiore per la direzione 45.

Si sono calcolati anche in questo caso i valori del coefficiente di Lankford, che risultano $r_{RD} = 0,44$ $r_{45} = 1,20$ $r_{90} = 0,65$, quindi la direzione RD si conferma quella che tende maggiormente a ridurre lo spessore; la 45 ha qui un comportamento quasi isotropo, e la 90 mostra un comportamento intermedio tra le due. È interessante notare come le direzioni che dimostrano la maggiore corsa in regime di strizione diffusa siano diverse alle due temperature testate, ma sempre quella il cui coefficiente di Anisotropia Normale si avvicina maggiormente all'unità.

Osservando Figura 3.12 si vede che la direzione 45 presenta una curva di pendenza inferiore alle altre due, dunque in questo caso sarà la direzione che dà luogo alla strizione diffusa più vasta, prima del concentrarsi della deformazione nella strizione localizzata.

Si specifica che l'andamento irregolare delle curve non è risultato del comportamento del materiale, ma è causato dalle leggere variazioni di temperatura nel provino (con il setup di prova si riesce a mantenere la temperatura in un intorno di $600 \pm 15^\circ\text{C}$), poiché l'induttore fornisce impulsi d'energia intermittenti.

Si nota che la corsa a frattura è generalmente inferiore al caso a freddo, dunque la strizione localizzata si manifesta dopo una strizione diffusa più breve.

L'autore specula che un'insorgenza così repentina della strizione diffusa, e successivamente localizzata, anche a 600°C, dove a priori ci si attende una formabilità migliore rispetto a temperatura ambiente, possa essere causata dal fatto che il tratto riscaldato, e dunque effettivamente deformato, sia di circa 15 mm. Questa dimensione è molto simile alla larghezza del provino (12 mm), e alla zona normalmente interessata dalla strizione diffusa, che quindi sarebbe facilitata ad avvenire dopo una breve corsa. In sostanza, con un campo termico così localizzato si opera in condizioni simili ad una geometria intagliata, indotta dal campo termico stes-

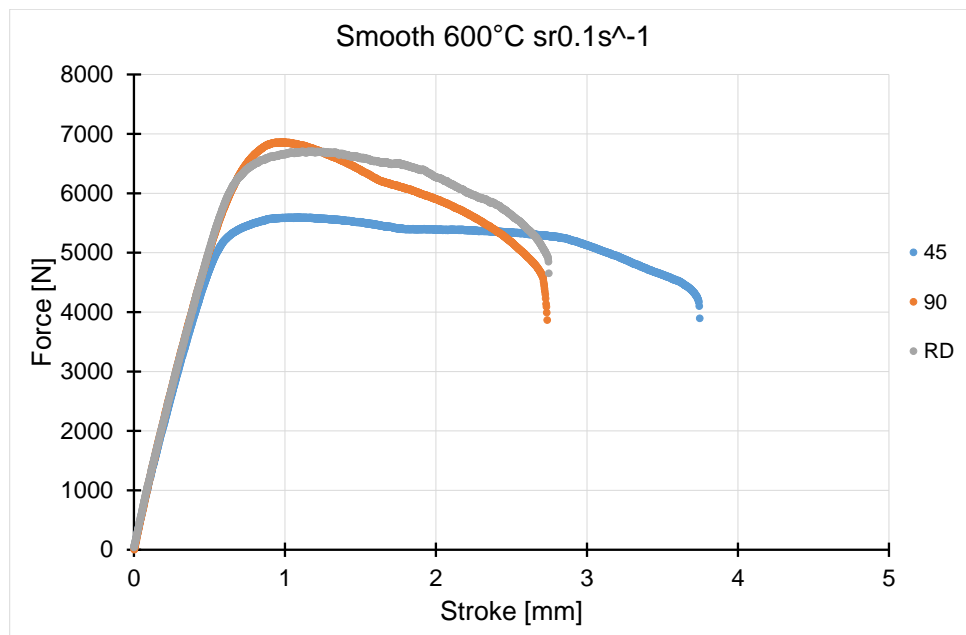


Figura 3.11: Curva Forza-Corsa, provini lisci, 600°C, tre direzioni

so. Tale affermazione è corroborata dalla notevole somiglianza tra queste curve e quelle dei provini notched.

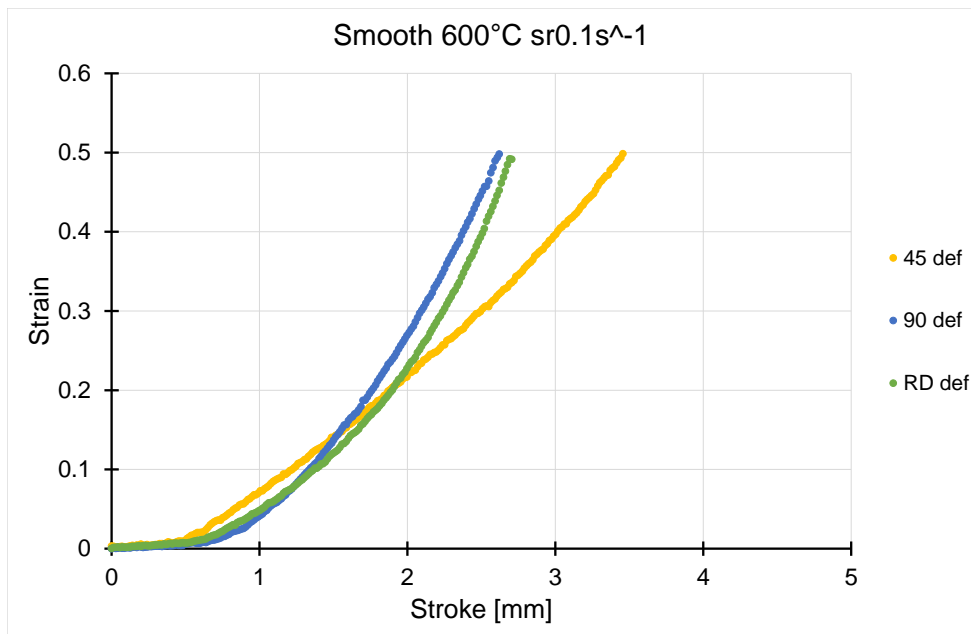


Figura 3.12: Andamento della deformazione principale massima sulla corsa, provini smooth, 600°C, tre direzioni

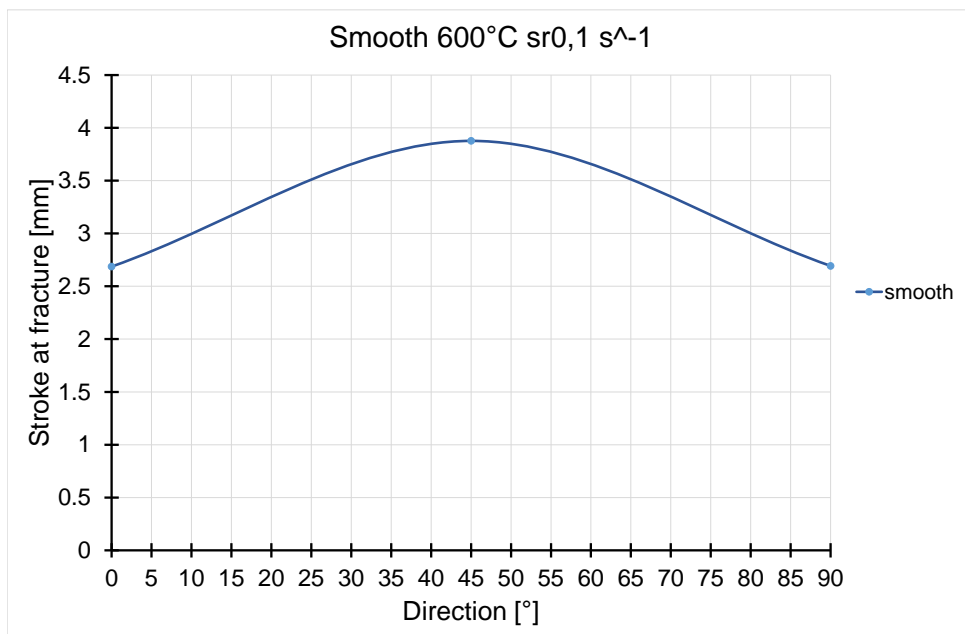


Figura 3.13: Valore di corsa a frattura, provini smooth, 600°C, tre direzioni

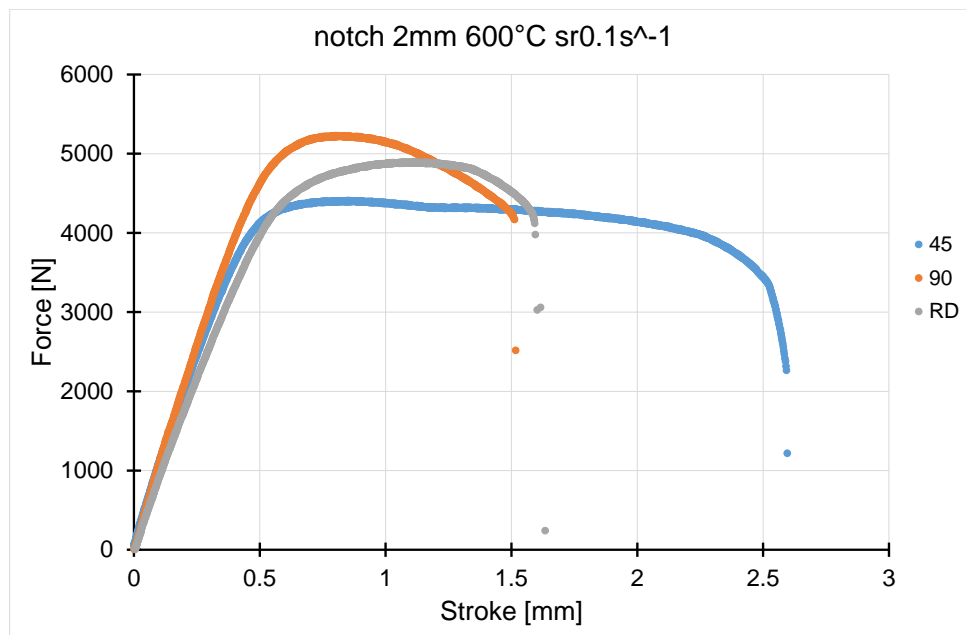


Figura 3.14: Curva Forza-Corsa, provini notched 2 mm, 600°C, tre direzioni

Notched, Figure 3.14 - 3.17

I provini notched mostrano dei comportamenti piuttosto simili a quelli dei provini smooth. La direzione 45 si conferma sempre quella più longeva in termini di corsa a frattura, e in questo senso RD e 90 rimangono molto vicini, con una sola anomalia significativa per la geometria notch 10 mm.

La direzione RD è generalmente quella che presenta il massimo della curva di forza alla corsa maggiore, dimostrando quantomeno un comportamento più incedente delle altre.

Shear, Figure 3.18, 3.19

Nelle prove in temperatura si ripete in buona sostanza ciò che si verifica a freddo. In questo caso, non si osserva la forma anomala della zona fratturata nel provino 90: anche la curva forza-corsa è più regolare, nel suo tratto terminale, e ciò si spiega con la mancanza di inneschi di cricche da trazione sui raggi di raccordo. Nonostante ciò, la rimanente parte della curva ha un andamento molto simile, dunque si avanza l'ipotesi che il meccanismo deformativo non cambi radicalmente.

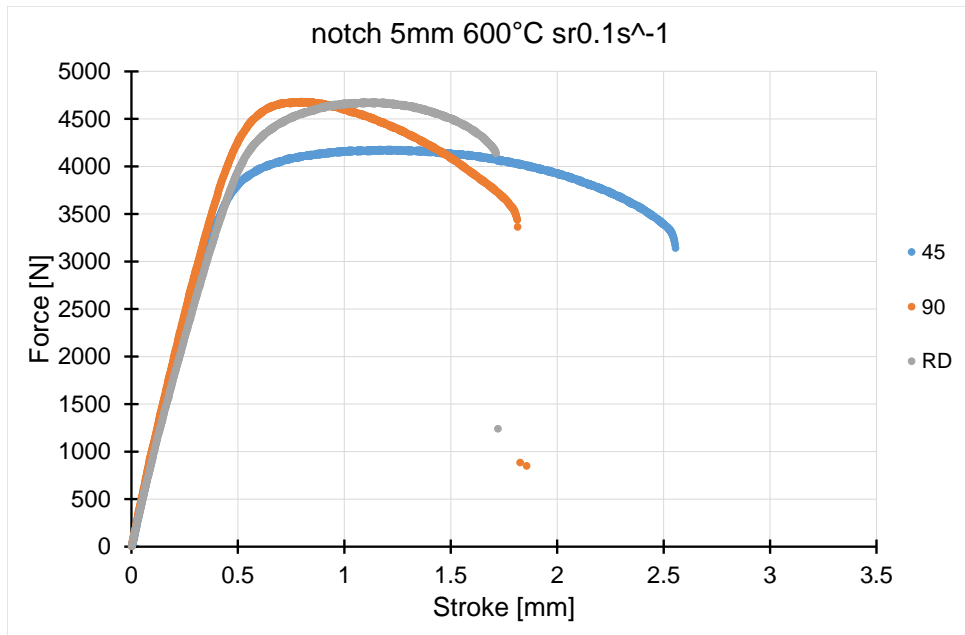


Figura 3.15: Curva Forza-Corsa, provini notched 5 mm, 600°C, tre direzioni

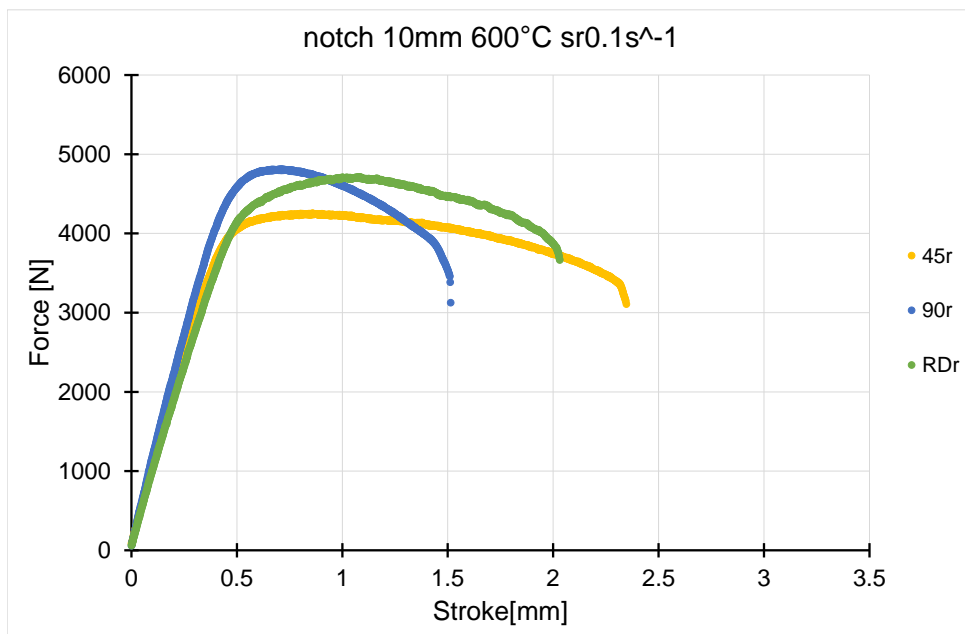


Figura 3.16: Curva Forza-Corsa, provini notched 10 mm, 600°C, tre direzioni

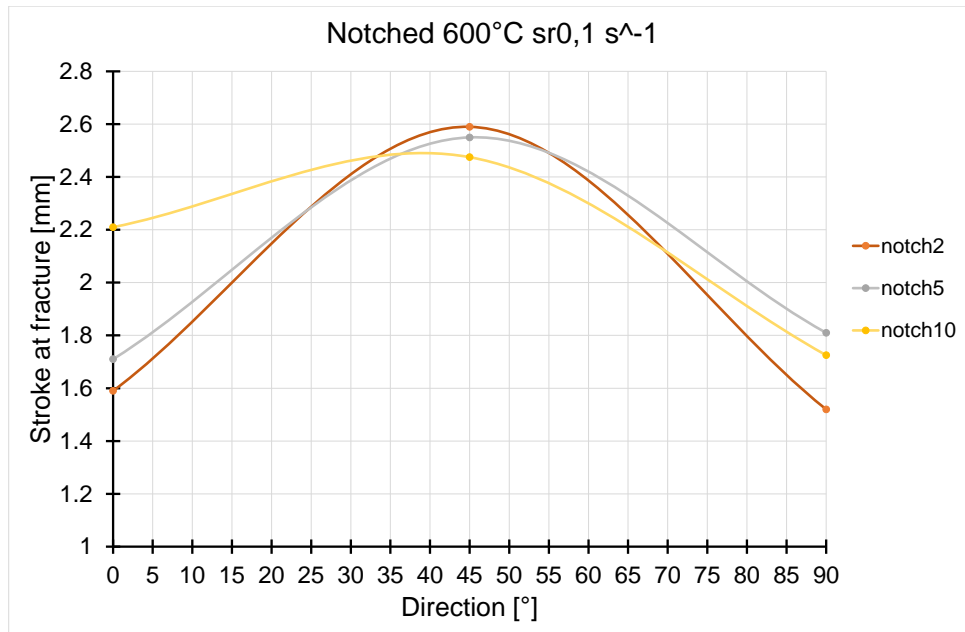


Figura 3.17: Valore di corsa a frattura, tre geometrie di provini notched, 600°C, tre direzioni

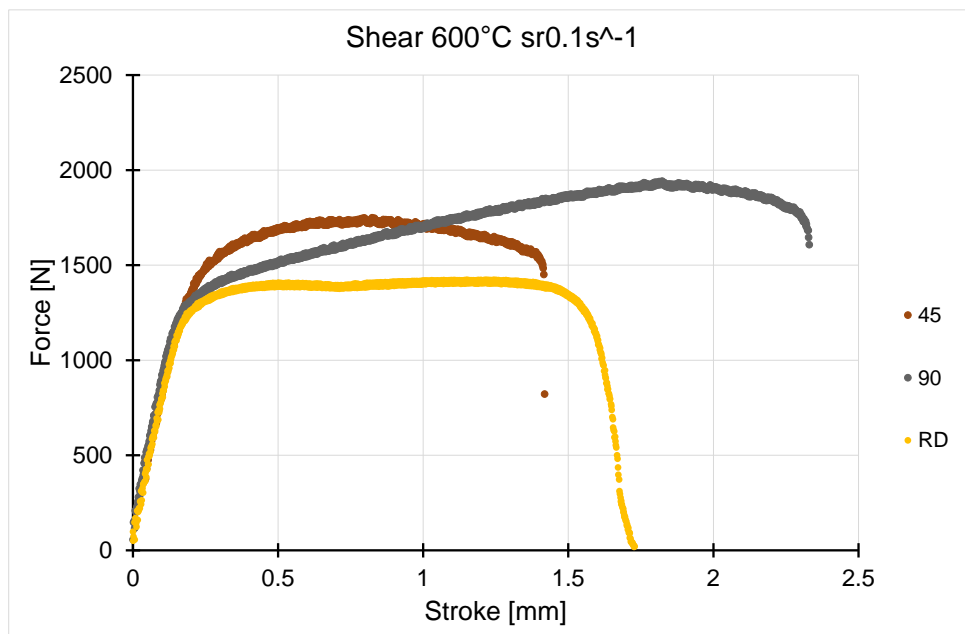


Figura 3.18: Curva Forza-Corsa, provini shear b831, 600°C, tre direzioni

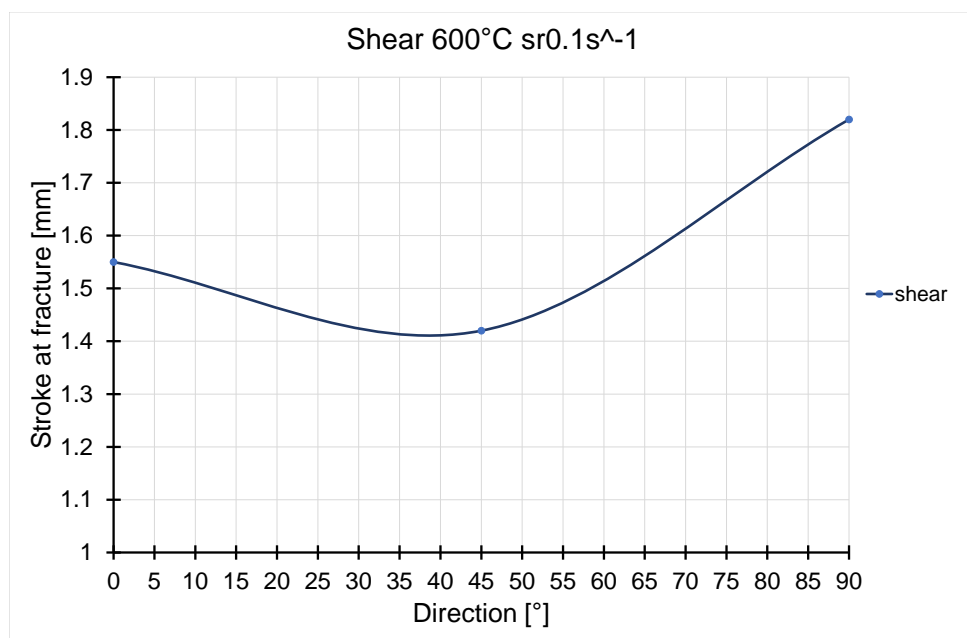


Figura 3.19: Valore di corsa a frattura, provini shear b831, 600°C, tre direzioni

Tabella 3.1: Deformazioni salienti per i provini lisci, T ambiente e 600°C

Temperatura	Deformazione	RD	45	90
room	UTS	0.055	0.017	0.021
	Str.Localizzata	0.17	0.22	0.16
	Frattura	0.57	0.53	0.44
600°C	UTS	0.075	0.07	0.064
	Str.Localizzata	0.51	0.57	0.54
	Frattura	0.87	1.02	0.82

3.2 Deformazioni salienti per i provini lisci

Si presentano in tabella 3.1 i valori di deformazione corrispondenti ai momenti di incipiente strizione diffusa, incipiente strizione localizzata, completa frattura, i quali sono inoltre graficati in Figura 3.20 e 3.21.

Dai grafici, risulta chiaro che ad entrambe le temperature, la strizione diffusa insorge dopo un ammontare minimo di deformazione, ed il comportamento è sostanzialmente isotropo (solo a freddo si nota una deformazione a UTS per la direzione RD superiore alle restanti due, ma comunque esigua).

Per quanto riguarda la deformazione all'innesco della strizione localizzata, ad entrambe le temperature la direzione 45 restituisce valori superiori a quelli di RD e 90, che invece sono piuttosto ben allineati. A temperatura ambiente il vantaggio della direzione 45 è notevole, attestandosi sul 25%, mentre a 600°C esso è più modesto, essendo compreso tra il 5 e il 10%.

Tale comportamento viene solo parzialmente confermato dai dati di deformazione media calcolati sulle aree a frattura. Infatti, a temperatura ambiente è stavolta la direzione RD a mostrare il valore massimo (come per la strizione diffusa), a seguire 45 (7% in meno) ed infine 90 (23% in meno). A 600°C, torna ad essere predominante la deformazione relativa alla direzione 45, di circa il 15-20%.

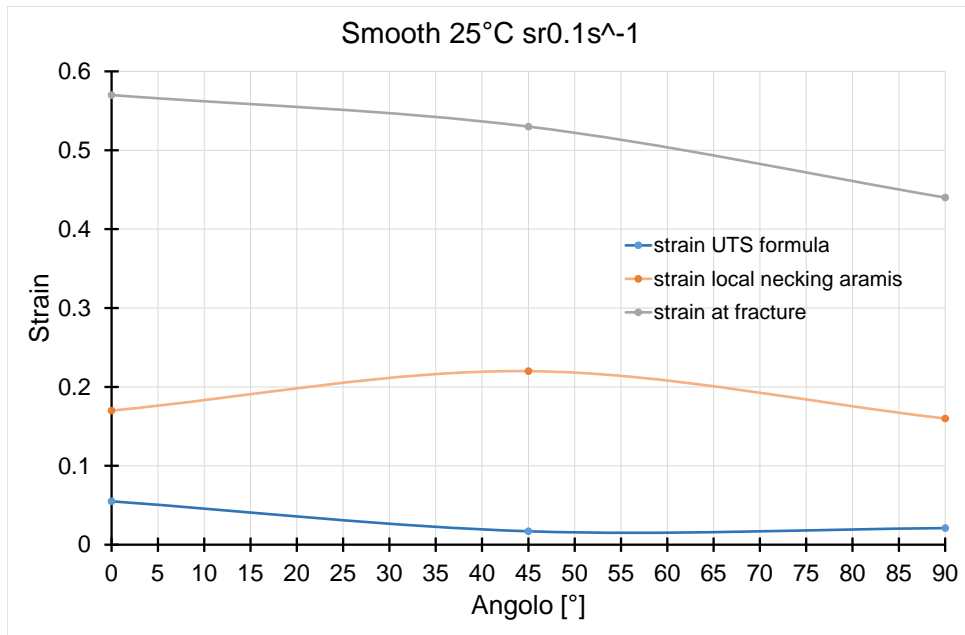


Figura 3.20: Deformazioni salienti per i provini lisci, T ambiente

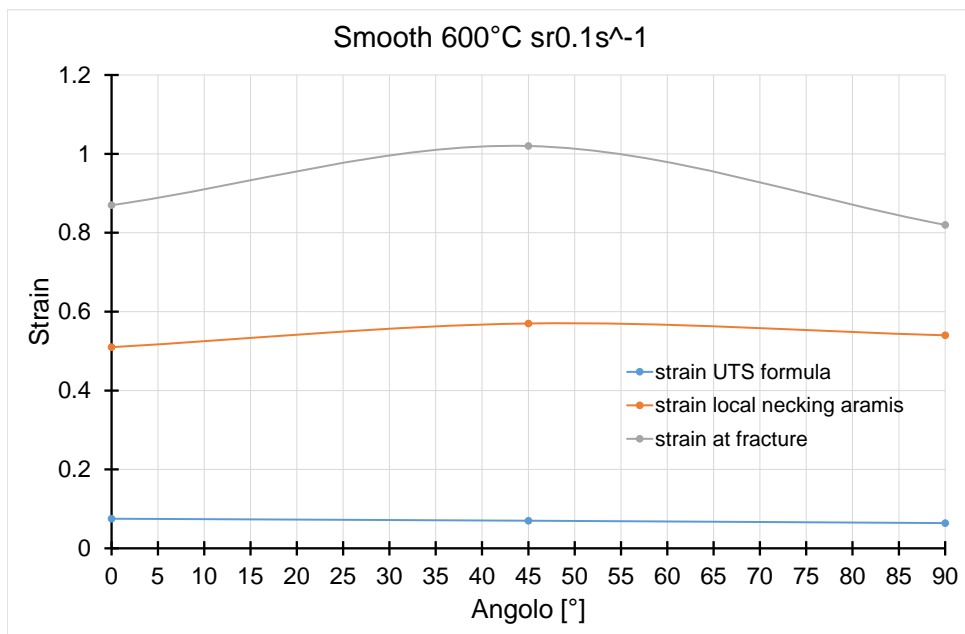


Figura 3.21: Deformazioni salienti per i provini lisci, 600°C

3.3 Deformazione a frattura

Le Figure 3.22 e 3.23 mostrano i risultati di deformazione a frattura per tutte le tipologie di provino, ottenuti con le procedure descritte in 2.5.3 e 2.5.4, per le due temperature.

In generale, i dati confermano gli andamenti attesi in relazione al valore di triassialità: salvo un singolo caso, al diminuire di questo, la formabilità aumenta. L'anisotropia del comportamento del materiale è lampante, e il suo andamento è coerente tra le due temperature.

In particolare, nei provini intagliati e lisci, la direzione 45 mostra sempre una formabilità notevolmente più elevata rispetto alle direzioni 90 ed RD, che invece hanno valori di deformazione a frattura sostanzialmente simili. Fa eccezione il caso dei provini lisci a temperatura ambiente: per i provini 45 si registra un abbassamento della formabilità rispetto a quelli con l'intaglio di raggio 10 mm, contemporaneo ad un notevole aumento per i provini di direzione RD, che dunque mostrano il valore massimo.

Le variazioni percentuali tra i provini 45 e i restanti, per i provini intagliati sono comprese tra il 12 e il 30% a temperatura ambiente, e tra il 22 e il 38% a 600°C. Per i provini lisci, la variazione a temperatura ambiente è del -7% tra 45 ed RD e del +17% tra 45 e 90; a 600°C, è del 15% tra 45 ed RD e 19% tra 45 e 90.

La geometria shear mostra un comportamento completamente diverso, sia a freddo che in temperatura: la formabilità migliore è assicurata sempre dalla direzione RD, a seguire la 90 e infine la 45. L'incremento percentuale di deformazione a frattura tra RD e rispettivamente 45 e 90, è di 40 e 20 punti a freddo e di 17 e 7 punti in temperatura.

Solamente per quanto riguarda la direzione 45 a freddo, sembrerebbe che la deformazione a frattura non sia molto influenzata dalla triassialità, quanto piuttosto dal solo parametro di Lode.

Tabella 3.2: Deformazioni a frattura per le geometrie testate, T ambiente e 600°C

Temp.	Dir.	notch 2mm	notch 5mm	notch 10mm	smooth	shear	
room	RD	0,31	0,34	0,39	0,57	0,66	
	-	45	0,37	0,42	0,55	0,53	0,40
	-	90	0,29	0,37	0,43	0,44	0,53
600°C	RD	0,52	0,48	0,59	0,87	1,30	
	-	45	0,70	0,78	0,80	1,02	1,08
	-	90	0,47	0,54	0,62	0,82	1,20

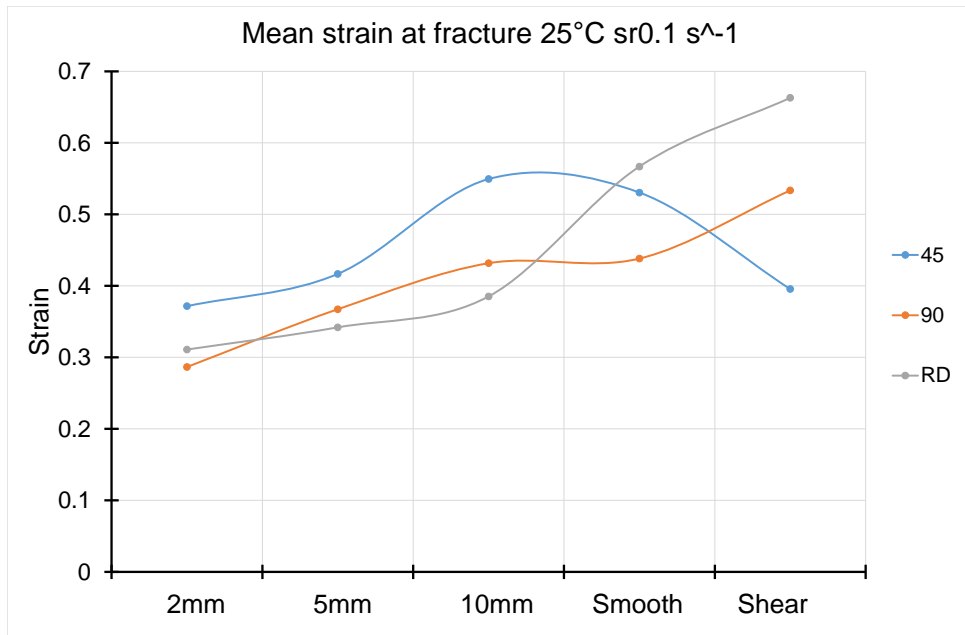


Figura 3.22: Deformazione a frattura per le geometrie testate, T ambiente

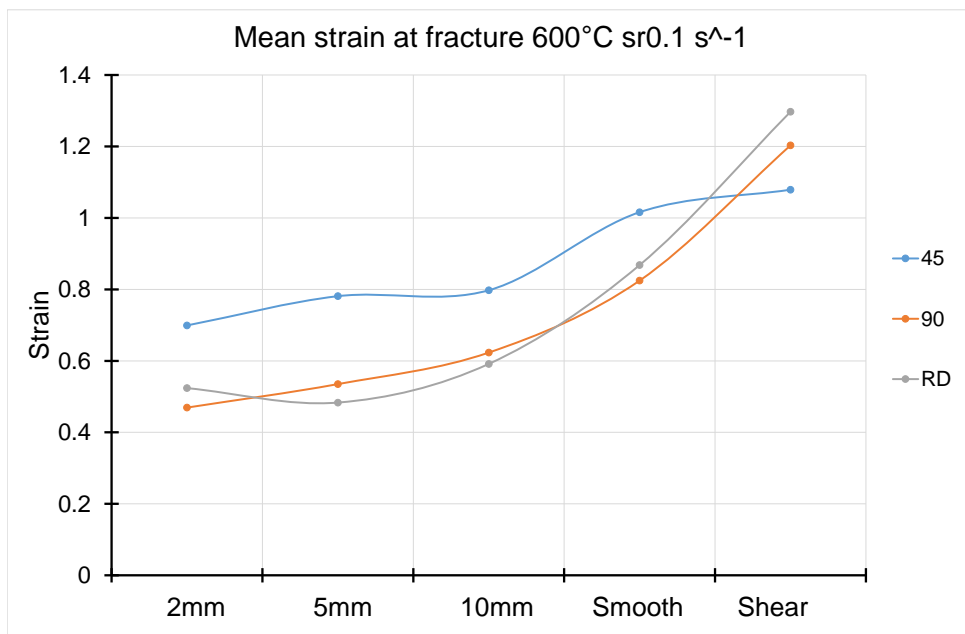


Figura 3.23: Deformazione a frattura per le geometrie testate, 600°C

3.4 Frattografie

Su ogni tipologia di provino testata, è stata effettuata un'analisi frattografica. Si sono registrate le immagini della parte centrale dei provini, facendo uso di un microscopio elettronico a scansione *SEM*, a 1000, 2000 e 5000 ingrandimenti per ciascun caso. Per l'analisi delle immagini ci si è avvalsi del testo *ASM Handbook: Fractography* [12].

Per tutti i provini intagliati (Figura 3.25) e lisci (Figura 3.24), la frattura si presenta appartenente alla stessa macro-tipologia: in tutti sono chiaramente visibili i dimples caratteristici di una frattura insorta dopo un notevole ammontare di deformazione plastica. Nei vari casi si osservano dimples di diverse dimensioni, più o meno profondi e dai contorni ben definiti oppure più frastagliati, ma l'analisi delle cause di tali differenze esula dagli scopi di questa trattazione. Questo perché le differenze si registrano prevalentemente confrontando provini di diverse geometrie e temperature di sollecitazione, mentre le variazioni di direzione di applicazione del carico non hanno un impatto immediatamente apprezzabile.

I provini di geometria shear (Figura 3.26) mostrano una morfologia mista di zone caratterizzate da dimples (che in questo caso sono ovalizzati ed hanno il bordo incompleto, aperto nella direzione opposta a quella di applicazione dello sforzo di taglio) e zone più lisce ed attraversate da segni nella direzione della deformazione, caratteristiche di una rottura per clivaggio. In generale, a temperatura ambiente sono largamente prevalenti queste ultime. A 600°C invece si osserva una differenza tra il provino 45 e i provini RD e 90: il primo mostra ancora una prevalenza di zone di clivaggio, i secondi sono prevalentemente interessati da dimples da taglio. Osservando i valori di deformazione a frattura dei provini shear, si nota che questa differenza è ben correlata ad essi: tanto più alta sarà la deformazione a frattura, tanto maggiore sarà la presenza di dimples.

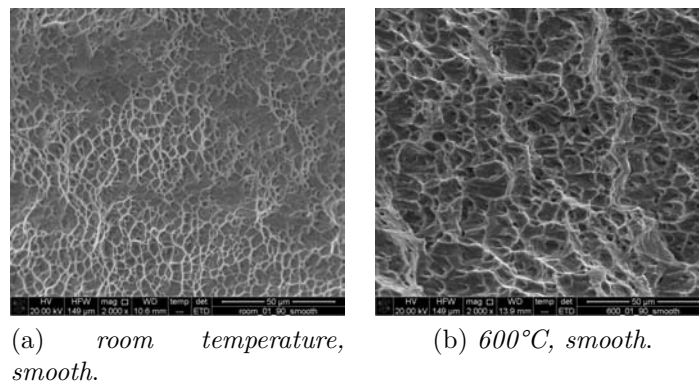
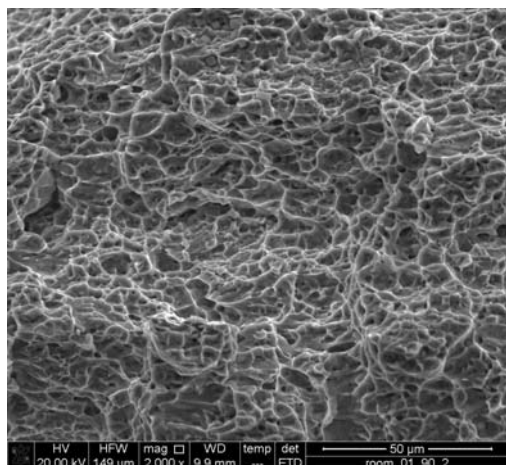
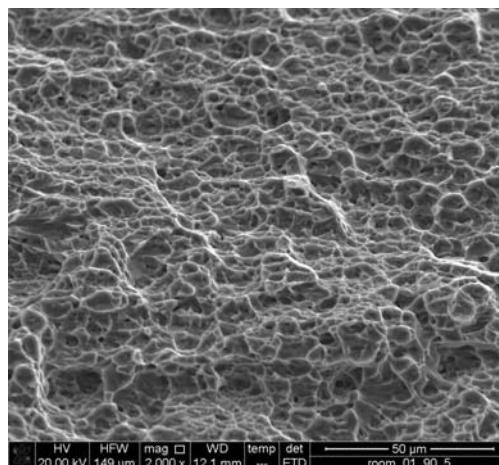


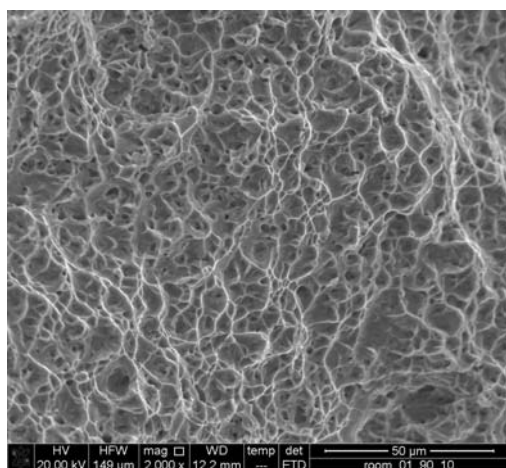
Figura 3.24: Frattografie su provini lisci, direzione 90, 2000x



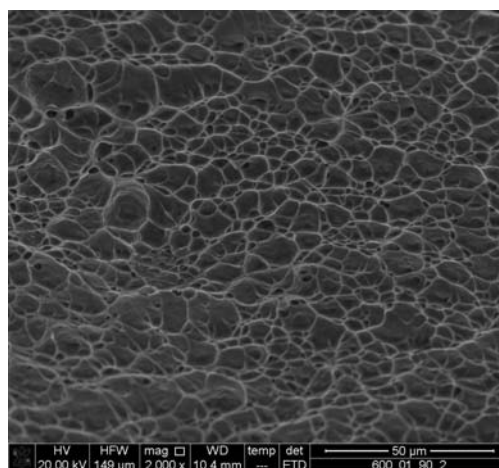
(a) room temperature, notch 2 mm.



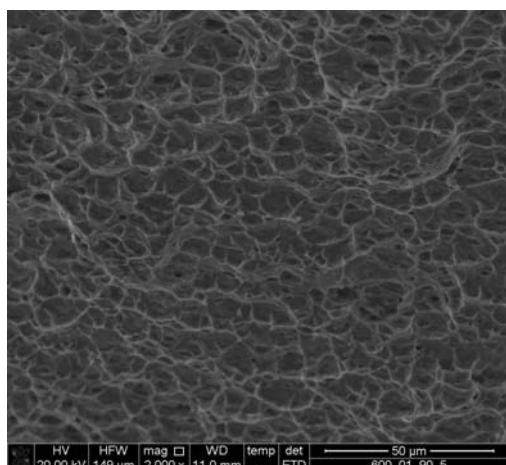
(b) room temperature, notch 5 mm.



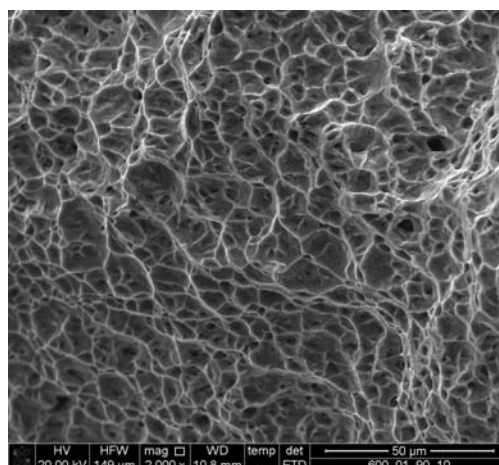
(c) room temperature, notch 10 mm.



(d) 600°C, notch 2 mm.

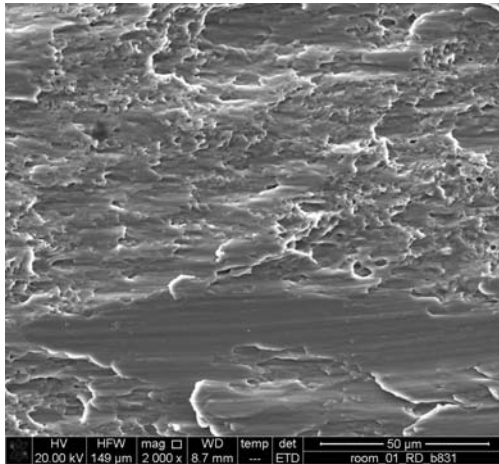


(e) 600°C, notch 5 mm.

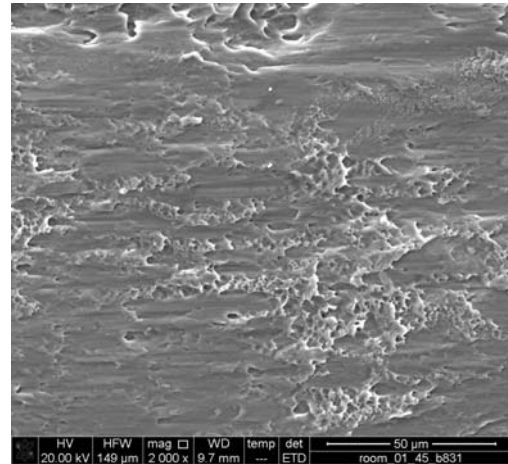


(f) 600°C, notch 10 mm.

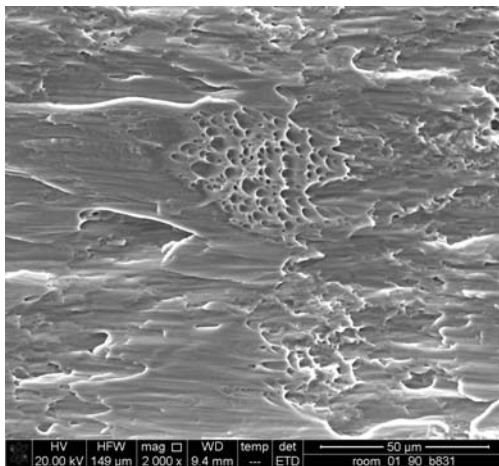
Figura 3.25: Frattografie su provini intagliati, direzione 90, 2000x



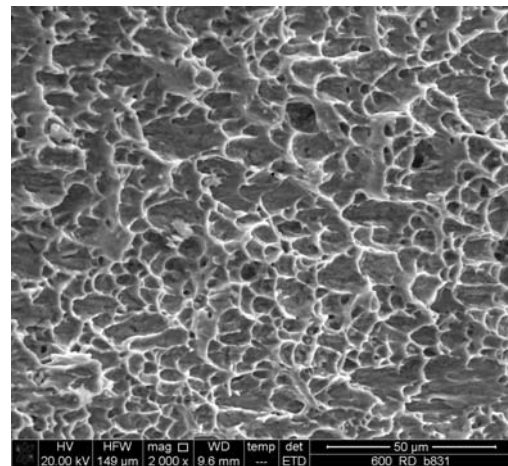
(a) room temperature, shear RD.



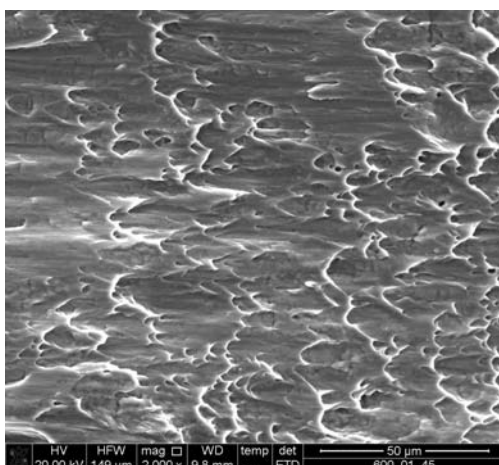
(b) room temperature, shear 45.



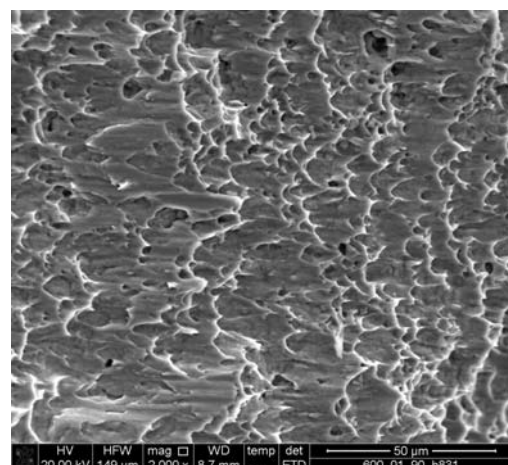
(c) room temperature, shear 90.



(d) 600°C, shear RD.



(e) 600°C, shear 45.



(f) 600°C, shear 90.

Figura 3.26: Frattografie su provini shear, 2000x

Capitolo 4

Elaborazione dati

4.1 Interpolazione dei dati sperimentali

Per rendere i risultati fin qui ottenuti fruibili per un calcolatore, è necessario formulare un modello numerico. Nella pratica industriale più avanzata, per la progettazione di processi di stampaggio di lamiere a caldo si implementano nei codici di calcolo agli elementi finiti i luoghi dei punti relativi alla frattura e all'insorgenza dell'instabilità. Gli unici dati completi attualmente in possesso sono quelli relativi alla deformazione a frattura, dunque si utilizzeranno questi per la creazione dei fracture locus relativi alle tre direzioni studiate.

Con il tool di *curve fitting* del software Matlab, si sono interpolati i punti nello spazio $[\xi, \eta, \varepsilon_f]$ relativi ad ogni direzione, utilizzando una superficie di equazione generale

$$\varepsilon_f = e^{a \cdot \xi + b} + (c \cdot \eta + d)^2 + f. \quad (4.1)$$

Si sono utilizzati cinque parametri, in quanto numero massimo ammissibile per l'interpolazione di cinque punti. L'espressione utilizzata non impone alcuna simmetria rispetto al parametro di Lode, né è separabile in ξ ed η , dunque è quanto più generica possibile. Si specifica che la superficie derivante risulta valida solamente nel dominio dato dal parametro di Lode positivo e dal valore di triassialità compreso tra zero e 0,55. Per estendere la sua validità a qualsivoglia processo di formatura di lamiere, sarà opportuno integrare le prove già eseguite con dati di provini aventi geometrie che producano stati di tensione caratterizzati da un parametro di Lode negativo (ciò imporrà una variazione dell'equazione generale della superficie interpolante). Inoltre, posto che i dati sono stati ottenuti solo da test su fogli di lamiera, il dominio è da restringersi ulteriormente alla sola condizione di tensione piana. Si sono imposti dei range di limitata variabilità ai set di

Tabella 4.1: Coefficienti per le superfici di interpolazione dei fracture locus, T ambiente e 600°C

Temp.	Dir.	a	b	c	d	f	SSE	R-square
room	RD	26,5	-28,31	1,185	-0,7083	0,3078	1,17e-9	1
-	45	3,954	-5,558	0,5	-0,3	0,3375	0,005012	0,8112
-	90	1,189	-2,734	1,168	-0,5859	0,2001	0,0007735	0,977
600°C	RD	15	-16,17	-2,535	1,152	0,4655	1,334e-5	1
-	45	15	-16,64	-1,141	0,7304	0,6919	0,0019556	0,9818
-	90	14,53	-16,3	-1,774	1,026	0,4666	2,317e-13	1

coefficienti, in modo da ottenere superfici di forme non radicalmente diverse le une dalle altre. Si riportano i coefficienti ottenuti in Tabella 4.1. Come si può vedere, i coefficienti di bontà statistica sono generalmente ottimi, fatta eccezione per il caso della direzione 45 a freddo.

Le Figure 4.1 - 4.6 mostrano la geometria delle sei superfici create. Le Figure 4.7 e 4.8 propongono un confronto tra i fracture locus delle tre direzioni, particolarizzati al caso di tensione piana.

4.2 Speculazioni sull'influenza dei coefficienti r

Nel caso in cui un ente terzo voglia ottimizzare un processo tenendo conto dell'influenza dell'anisotropia sulla formabilità di un qualsiasi materiale, che sia diverso dal Ti6Al4V nelle condizioni di fornitura di questo studio, sarebbe in molti casi eccessivamente oneroso in termini di tempo l'affrontare una campagna prove dello stesso tipo di quella portata avanti in questa trattazione. Perciò, vuole proporre un metodo semplificato che porti ad ottenere risultati comparabili, ma con richieste più ragionevoli in termini di dati sperimentali.

Il risultato fin qui ottenuto presenta per ciascuna temperatura tre fracture locus, relativi alle tre direzioni di sollecitazione rispetto alla direzione di laminazione. La forma di questi fracture locus è definita dai cinque coefficienti dell'equazione (4.1). Essa si ritiene valida in generale, poiché porge valori di deformazione crescenti al diminuire della triassialità, e all'aumentare del parametro di Lode nel range $[0,1]$ considerato in questo lavoro, il che concorda con quanto riportato in letteratura.

In questo contesto, si avanza la speculazione che i cinque coefficienti di un certo fracture locus possano essere tutti espressi come funzione del coefficiente di Lankford relativo alla direzione di sollecitazione considerata. Sotto questa ipotesi si può ricavare l'espressione dell'andamento del coefficiente n -esimo, interpolando

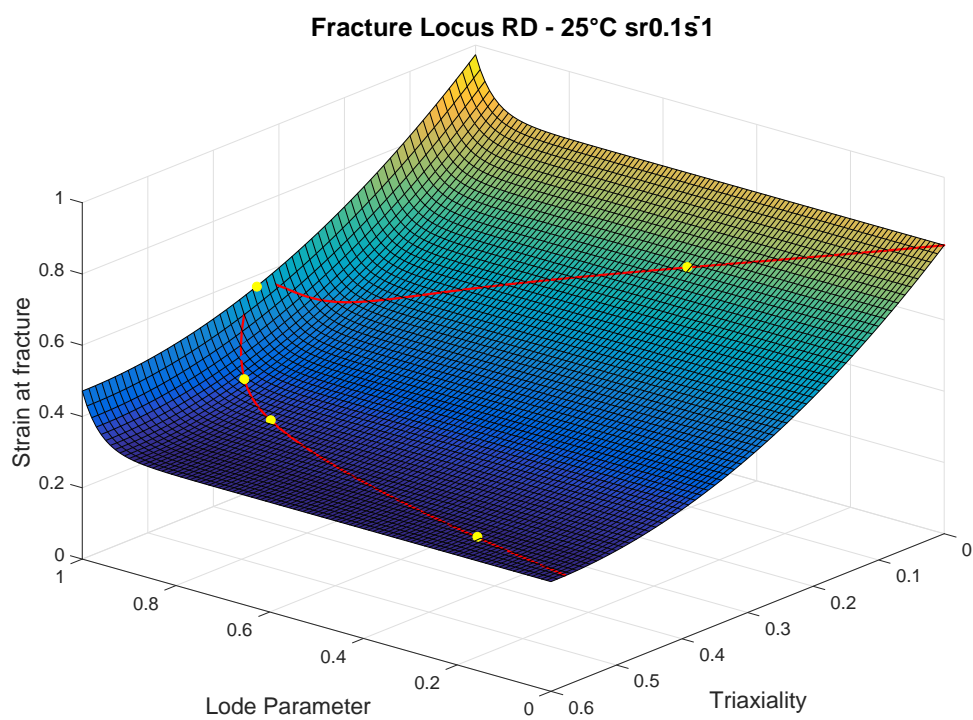


Figura 4.1: Fracture locus a temperatura ambiente per la direzione RD

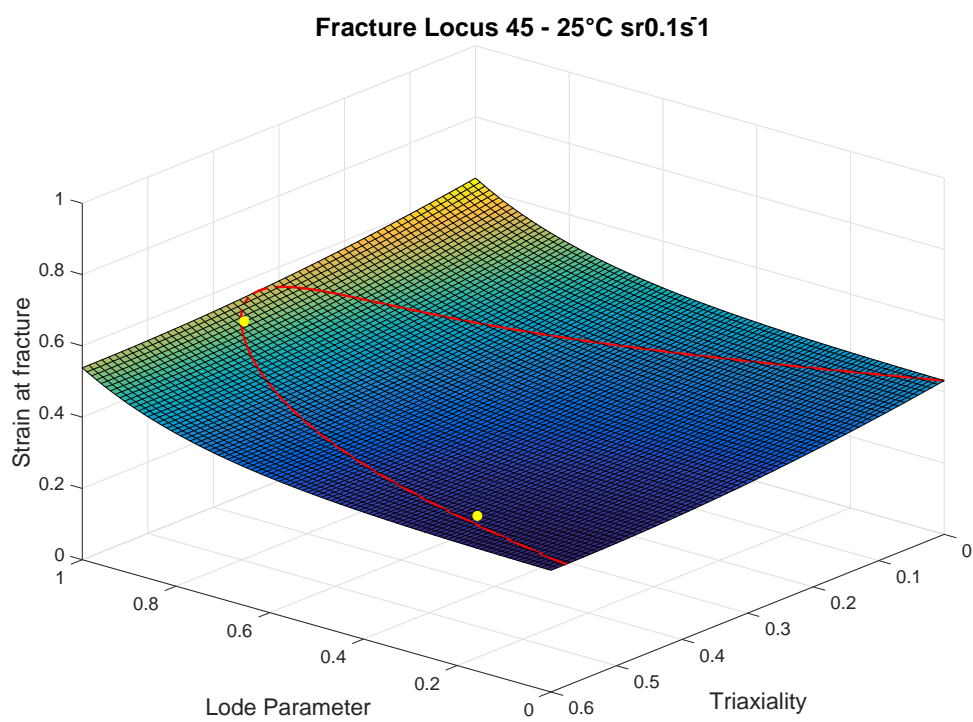


Figura 4.2: Fracture locus a temperatura ambiente per la direzione 45

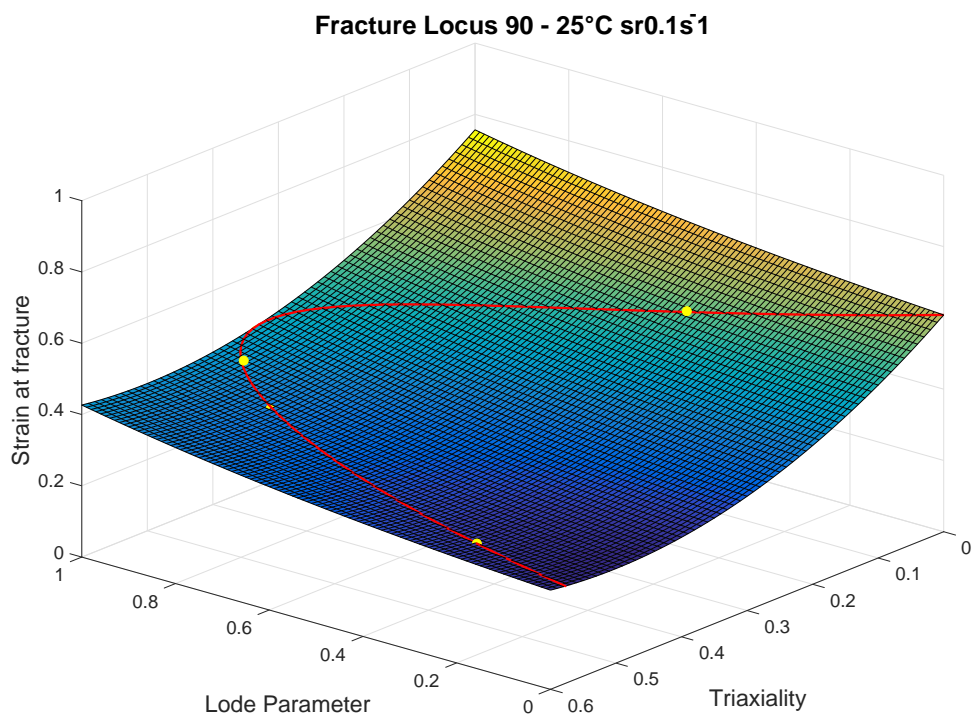


Figura 4.3: Fracture locus a temperatura ambiente per la direzione 90

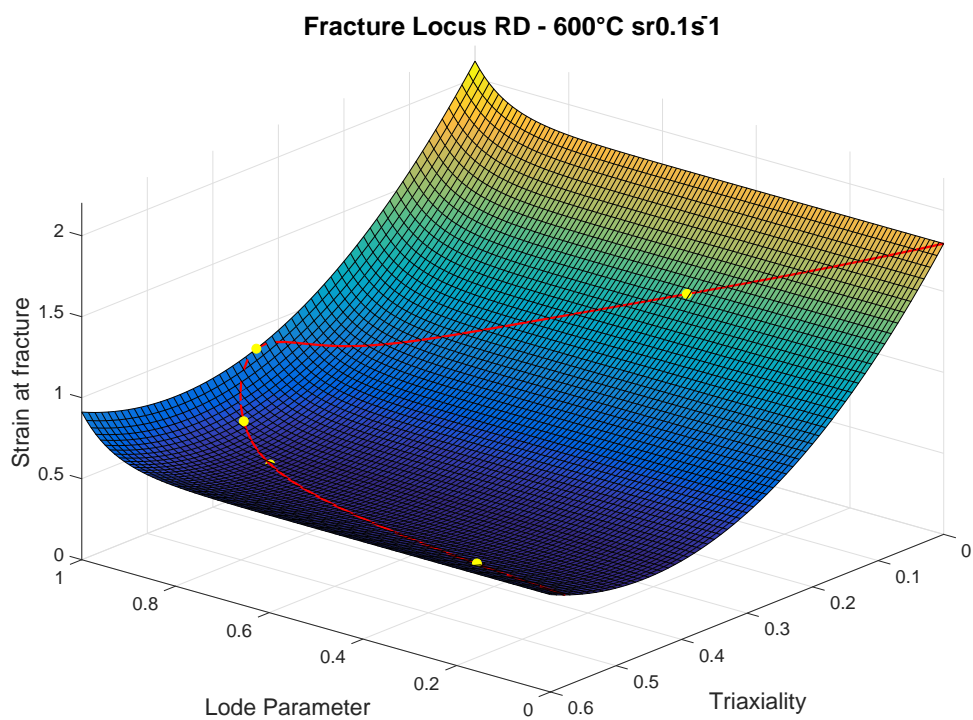


Figura 4.4: Fracture locus a 600°C per la direzione RD

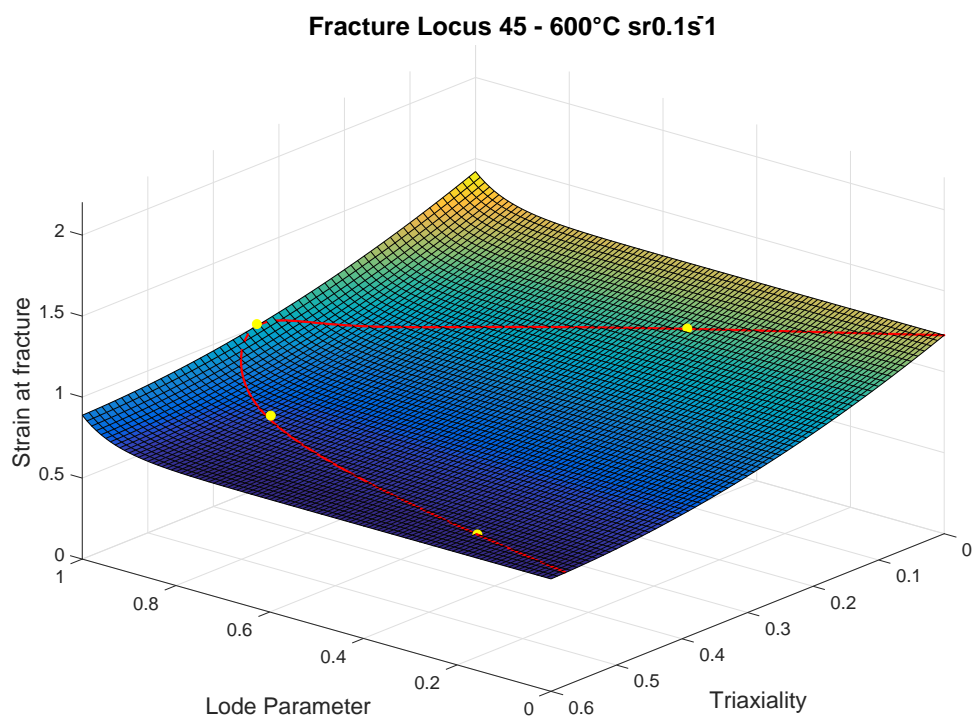


Figura 4.5: Fracture locus a 600°C per la direzione 45

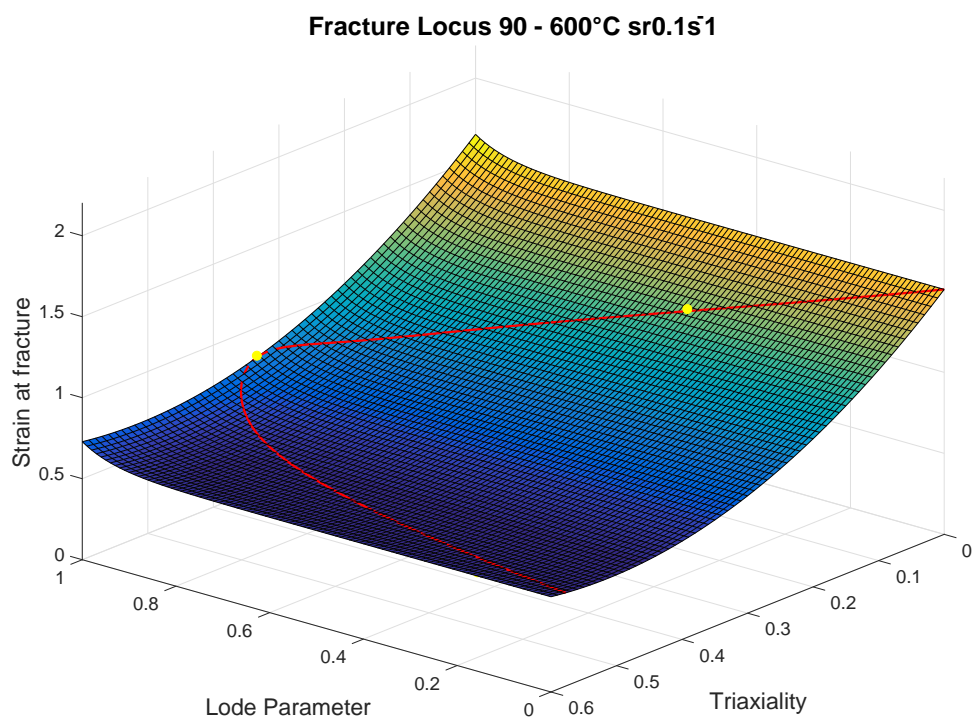


Figura 4.6: Fracture locus a 600°C per la direzione 90

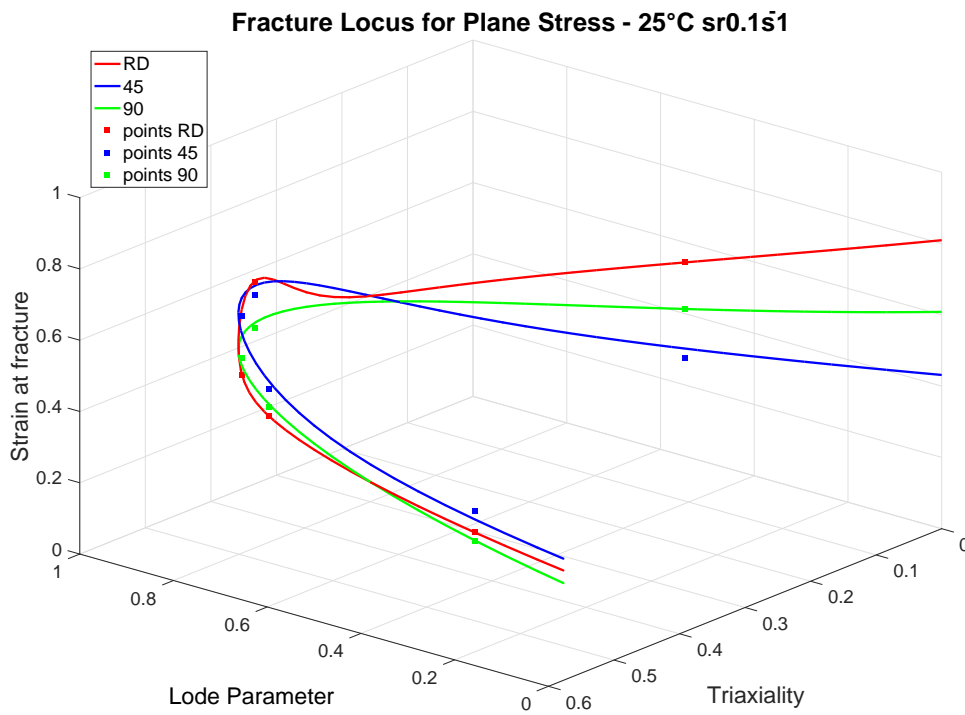


Figura 4.7: Fracture locus a temperatura ambiente, particolarizzati alla condizione di plane stress

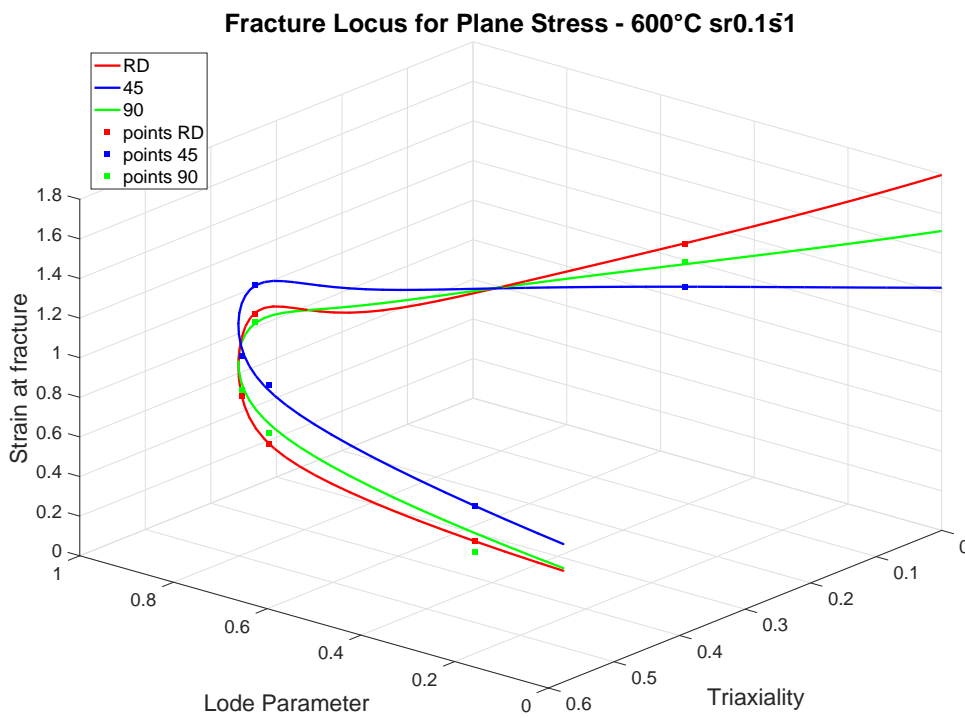


Figura 4.8: Fracture locus a 600°C, particolarizzati alla condizione di plane stress

con una funzione al più parabolica le tre coppie di punti formate dal coefficiente n-esimo del fracture locus di una direzione e dal valore del coefficiente di Lankford della direzione medesima.

A titolo di esempio, si riportano le equazioni che tale metodo assegnerebbe ai coefficienti per il fracture locus a 600°C, in funzione di r_X :

$$a = 4.0693 \cdot r_X^2 - 6.6736 \cdot r_X + 17.149 \quad (4.2)$$

$$b = 0.0011 \cdot r_X^2 - 0.6203 \cdot r_X - 15.897 \quad (4.3)$$

$$c = -3.2538 \cdot r_X^2 + 7.1705 \cdot r_X - 5.0601 \quad (4.4)$$

$$d = 0.0886 \cdot r_X^2 - 0.7013 \cdot r_X + 1.4444 \quad (4.5)$$

$$f = 0.5321 \cdot r_X^2 - 0.5748 \cdot r_X + 0.6154. \quad (4.6)$$

In sostanza, la forma dei tre fracture locus (RD, 45 e 90) sarebbe determinata dalla conoscenza dei soli tre coefficienti di Lankford, r_{RD} , r_{45} e r_{90} , ricavabili da tre semplici prove monoassiali. Nota la forma, si incontra la necessità di offettare e scalare ciascun fracture locus rispetto allo zero dell'asse della deformazione. Per fare ciò, si suggerisce di dividere l'espressione (4.1) per il risultato di deformazione a frattura del provino liscio (testato nelle condizioni d'interesse) presentato in questo lavoro, e moltiplicarla per il risultato di deformazione a frattura del provino del nuovo materiale ottenuto nelle medesime condizioni.

All'autore preme sottolineare ulteriormente come quelle esposte siano, al momento attuale, delle mere speculazioni, che necessitano di solida verifica sperimentale. Cionondimeno, si esprime fiducia nelle ipotesi poste, nel caso in cui si vadano a considerare lamiere di titanio di tipologia differente da quella qui testata, oppure di altri metalli aventi struttura cristallina a reticolo esagonale compatto.

Questa metodologia prevede, per com'è formulata, che un materiale isotropo, che abbia dunque i tre coefficienti di Lankford uguali, abbia pure i tre fracture locus relativi alle tre direzioni di sollecitazione uguali, e ciò costituisce una prima parzialissima conferma della sua bontà. Si dà per certo, ad ogni modo, che essa non conceda di utilizzare le stesse espressioni dei coefficienti a temperature diverse, poiché i coefficienti mostrano valori molto diversi anche con variazioni minime sull'r.

Capitolo 5

Modellazione teorica

In questo capitolo si intende formulare una giustificazione teorica ai principali fenomeni osservati. La realtà della materia è notevolmente complessa, dunque si procede operando notevoli semplificazioni, in modo da riuscire a discernere i fattori principali in gioco.

Nella struttura cristallina a reticolo esagonale compatto gli unici piani di facile scorrimento sono i piani basali, ognuno con tre direzioni di facile scorrimento ruotate di 120° l'una rispetto all'altra. I piani basali scorrono l'uno sull'altro per causa di una sollecitazione tagliante la cui coppia di forze agisca con segno opposto su un piano e su quello adiacente.

Come testimoniano le pole figures di Figura 1.2, la lamiera ha una forte texture, ovvero la stragrande maggioranza dei piani cristallografici basali del reticolo HCP hanno una generatrice in comune, parallela alla direzione di laminazione. Questi piani hanno in sostanza un solo grado di libertà, che permette loro di disporsi all'interno della lamiera in una qualsiasi delle posizioni comprese tra due posizioni limite:

- la prima (configurazione A) prevede la normale al piano basale coincidente con la normale al piano della lamiera (dunque il piano basale coincide col piano della lamiera);
- la seconda (configurazione B) prevede la normale al piano basale coincidente con la direzione trasversale TD, appartenente al piano della lamiera e orientata a 90° rispetto alla direzione di laminazione, dunque col piano basale perpendicolare al piano della lamiera e parallelo alla direzione di laminazione.

Nelle Figure 5.1 - 5.5 si sono rappresentate le due configurazioni mediante due diverse viste semplificate della cella elementare del reticolo esagonale, in colore

blu. Nelle stesse figure, le frecce blu rappresentano il carico esterno, le frecce gialle gli sforzi di taglio, generati dalla combinazione di carico esterno e geometria del provino, che si applicano alla cella elementare.

Si assume che nella lamiera ci siano sufficienti grani da rappresentare tutto lo spettro di orientamenti possibili compresi tra le configurazioni limite, e si assume che le caratteristiche di risposta alle sollecitazioni per le posizioni intermedie tra A e B varino linearmente con la distanza angolare dalle due posizioni.

Studiamo due casi semplici della tensione piana (nessuno sforzo esce dal piano della lamiera): trazione monoassiale e puro taglio. Si specifica che nonostante ci si sia posti in condizioni di tensione piana, nel caso reale esisteranno sforzi secondari orientati anche nella direzione dello spessore della lamiera, causati da fenomeni come i difetti nel reticolo e l'interazione tra diversi grani e con eventuali inclusioni.

5.1 Trazione monoassiale

5.1.1 Configurazione A, Figura 5.1

I piani basali del reticolo sono paralleli al piano in cui giacciono le tensioni. Perciò, qualunque sia la direzione di applicazione della tensione principale massima (dunque qualunque sia l'orientamento del provino rispetto alla direzione di laminazione), l'effetto sarà sempre uno scorrimento tra i piani basali, secondo la direzione di facile scorrimento più vicina alla direzione di applicazione del carico. Dato che tali direzioni non sono vincolate dalla tessitura, in questo caso il comportamento sarà perfettamente isotropo. La sollecitazione principale non produce sforzi di taglio applicabili ai piani basali, dunque lo sforzo tagliante necessario a questo scorrimento sarà dato dalle tensioni secondarie che si instaurano sullo spessore della lamiera, orientate a 45° rispetto alla direzione di applicazione del carico. Questo metodo deformativo ha come effetto una diminuzione dello spessore della lamiera.

5.1.2 Configurazione B, Figura 5.2

Si distinguono tre casi di orientamento della direzione di applicazione del carico rispetto al reticolo, uguali a quelle studiate in questo lavoro:

1. provino RD: il carico di trazione è applicato parallelamente alla direzione individuata dall'intersezione tra il piano basale e il piano della lamiera. La sollecitazione principale non produce sforzi di taglio allineati a tale direzione, dunque gli scorrimenti avvengono ancora a causa di tensioni secondarie. In questo caso tali scorrimenti sono amplificati dal fatto che la tensione di

trazione principale è applicata esattamente nella direzione di orientazione dei piani basali, dunque una discontinuità nel materiale che provochi una differenza anche bassa nella tensione applicata ai capi di due piani adiacenti ne provocherà lo scorrimento;

2. provino 45: il carico di trazione è applicato con un angolo di 45° rispetto alla direzione individuata dall'intersezione tra il piano basale e il piano della lamiera. La sollecitazione principale produce uno sforzo di taglio esattamente allineato con tale direzione (contrassegnato dal colore verde in figura), dunque provoca uno scorrimento di piani a 45° rispetto all'asse del provino, sul piano della lamiera. Ciò causa una diminuzione della larghezza del provino;
3. provino 90: il carico di trazione è applicato perpendicolarmente rispetto alla direzione individuata dall'intersezione tra il piano basale e il piano della lamiera. La sollecitazione principale non produce sforzi di taglio allineati a tale direzione. Essa tuttavia svolge un'azione di allontanamento tra i piani basali orientati perpendicolarmente a sé, facilitandone lo scorrimento per tensioni secondarie.

Sulla scorta di quanto detto, si sono indicati in Figura 5.3 gli stati di tensione teorici corrispondenti alla direzione di facile scorrimento nei tre casi: applicando il carico lungo RD, lungo la direzione di facile scorrimento è applicato il massimo sforzo di trazione, ma nessuno sforzo di taglio; sollecitando a 45° rispetto ad RD, è presente una tensione di trazione dimezzata, ma il massimo sforzo di taglio; sollecitando a 90° , la direzione di facile scorrimento risulterà scarica.

5.2 Taglio

5.2.1 Configurazione A, Figura 5.4

Il comportamento in risposta anche alla sollecitazione di taglio rimane sostanzialmente isotropo. La sollecitazione principale non produce essa stessa sforzi taglienti adatti a far scorrere i piani basali, dunque lo scorrimento si attiverà una volta instauratisi sforzi secondari sullo spessore della lamiera.

5.2.2 Configurazione B, Figura 5.5

1. Provino RD: la sollecitazione tagliente è applicata lungo la direzione individuata dall'intersezione tra il piano basale e il piano della lamiera. La solle-

- citazione principale (contrassegnata in verde in figura) esplica esattamente l'azione necessaria a provocare lo scorrimento dei piani basali così orientati;
2. provino 45: la sollecitazione tagliante provocata dal carico esterno è applicata con un angolo di 45° rispetto alla direzione individuata dall'intersezione tra il piano basale e il piano della lamiera. La condizione è simile a quella del provino RD in trazione monoassiale;
 3. provino 90: la sollecitazione tagliante è applicata perpendicolarmente rispetto alla direzione individuata dall'intersezione tra il piano basale e il piano della lamiera. La componente della sollecitazione tagliante allineata all'asse del provino esplica la sua azione su una direzione della cella elementare sostanzialmente indeformabile, dunque il suo effetto sarebbe la rotazione della cella come corpo rigido.

In Figura 5.6 si sono indicati gli stati di tensione teorici corrispondenti alla direzione di facile scorrimento nei tre casi: orientando il carico esterno lungo RD, lungo la direzione di facile scorrimento è applicato il massimo sforzo di taglio, e nessuno sforzo di trazione; i medesimi valori delle grandezze in gioco sussistono per la direzione 90, ma lo sforzo di taglio è orientato perpendicolarmente alla direzione di facile scorrimento; alla direzione 45 invece si applica il massimo sforzo di trazione, unitamente ad una sollecitazione tagliante nulla.

È interessante notare che nel caso del taglio, direzione di facile scorrimento per il provino RD è orientata a 45° rispetto alla direzione di applicazione della tensione principale massima. Allo stesso modo, il provino 45 è orientato a 0° e il 90 a -45° .

5.3 Analisi del modello

Il modello esposto, nonostante trascuri altri meccanismi deformativi come la geminazione, riesce ottimamente a spiegare molti dei fenomeni osservati. Come si è visto, la fonte principale di anisotropia nel comportamento del materiale sono i piani cristallini in configurazione perpendicolare al piano della lamiera; per quanto riguarda i piani in posizioni intermedie tra questa e quella parallela alla lamiera, porteranno un contributo di anisotropia tanto più marcata quanto più piccolo sarà l'angolo che formano con quelli perpendicolari.

Un provino liscio o intagliato sollecitato lungo la direzione di laminazione o la relativa perpendicolare, nel deformarsi, dovrà utilizzare massicciamente lo scorrimento dei piani basali paralleli alla lamiera, il che provocherà un notevole assottigliamento dello spessore, correlato ai bassi valori di r_0 ed r_{90} . I meccanismi di

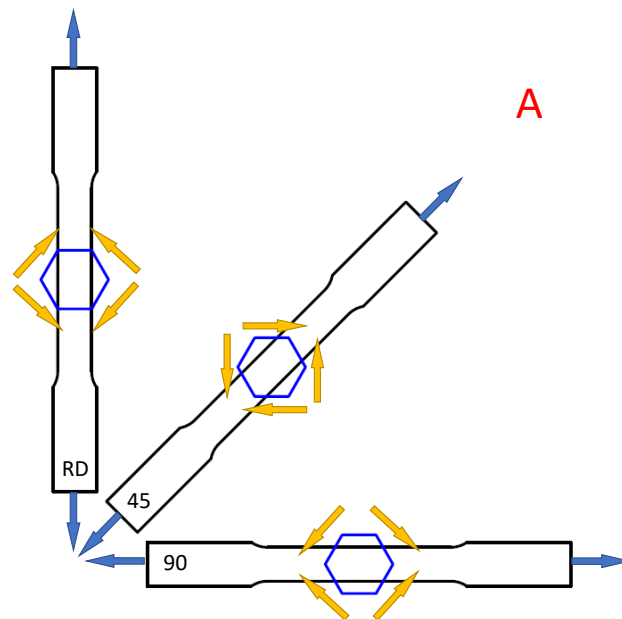


Figura 5.1: Rappresentazione schematica delle celle elementari del reticolo HCP in posizione "A", e dei principali sforzi di taglio ad esse applicati in condizioni di trazione monoassiale, secondo tre direzioni di applicazione del carico esterno

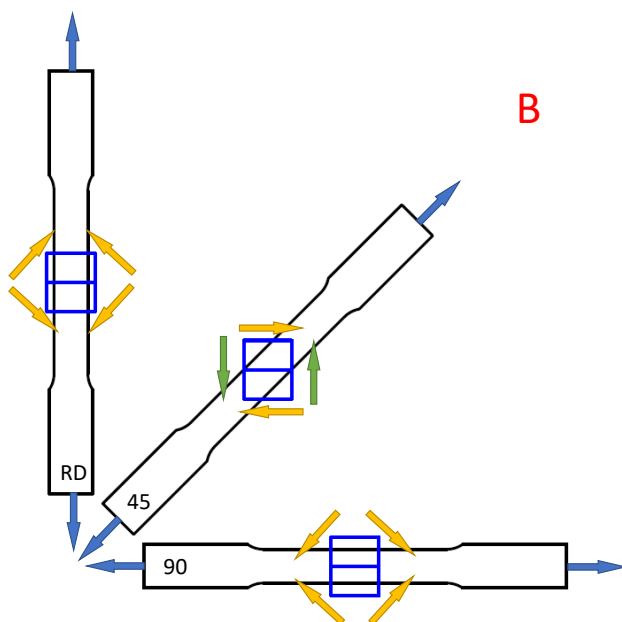


Figura 5.2: Rappresentazione schematica delle celle elementari del reticolo HCP in posizione "B", e dei principali sforzi di taglio ad esse applicati in condizioni di trazione monoassiale, secondo tre direzioni di applicazione del carico esterno

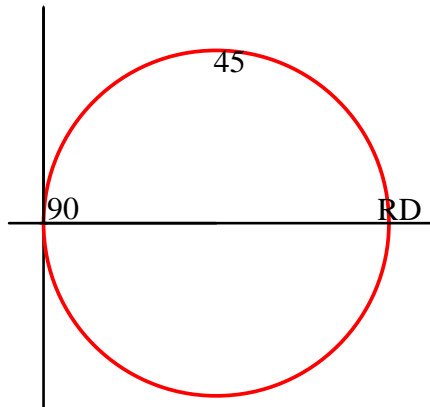


Figura 5.3: Cerchio di Mohr per la tensione monoassiale. Sono indicati gli stati di tensione teorici corrispondenti alla direzione di facile scorrimento in configurazione "B" per le tre direzioni di applicazione del carico esterno

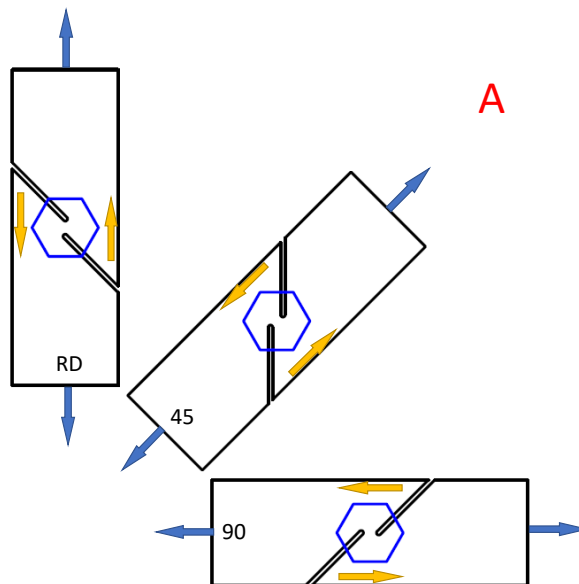


Figura 5.4: Rappresentazione schematica delle celle elementari del reticolo HCP in posizione "A", e dei principali sforzi di taglio ad esse applicati in condizioni di puro taglio, secondo tre direzioni di applicazione del carico esterno

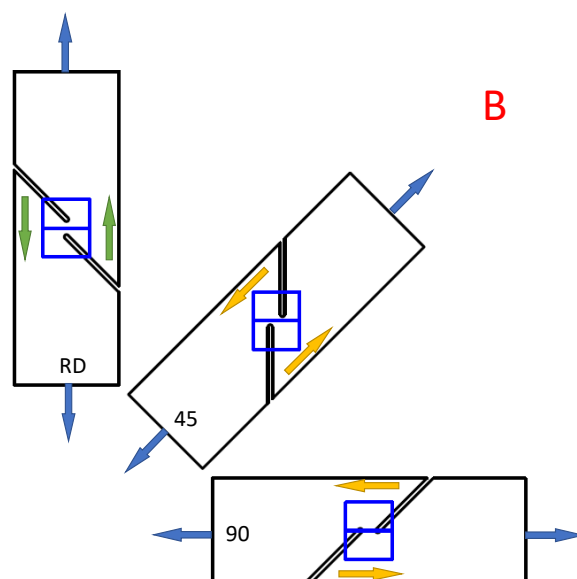


Figura 5.5: Rappresentazione schematica delle celle elementari del reticolo HCP in posizione "B", e dei principali sforzi di taglio ad esse applicati in condizioni di puro taglio, secondo tre direzioni di applicazione del carico esterno

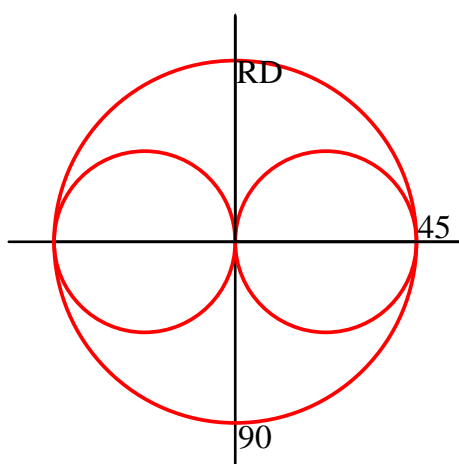


Figura 5.6: Cerchio di Mohr per lo stato di puro taglio. Sono indicati gli stati di tensione teorici corrispondenti alla direzione di facile scorrimento in configurazione "B" per le tre direzioni di applicazione del carico esterno

scorrimento secondari sui provini RD e 90, che risultano comunque per la maggior parte oscuri, richiedono delle energie di attivazione che dipendono evidentemente dalla deviatoricità dello stato di tensione, oltre che dalla temperatura.

La notevole formabilità dei provini lisci e intagliati di direzione 45 è ben spiegata dal parallelismo tra alcuni piani di base e gli sforzi di taglio generati dalla sollecitazione principale, il che permette di sfruttare il meccanismo deformativo dalla energia di attivazione minima. Dato che questo restringe la larghezza del provino, si spiega il valore elevato di r_{45} ; all'aumentare della temperatura, cala l'energia di attivazione dei meccanismi di scorrimento secondari per i piani basali paralleli alla lamiera, dunque esso assume importanza inferiore, come testimonia il valore non più così elevato di r_{45} .

Nel caso del taglio, il meccanismo deformativo con energia di attivazione minima è sfruttato dal provino RD, che infatti mostra la più elevata deformazione a frattura. Il meccanismo esposto nel caso del provino 90 giustifica l'osservazione della tendenza alla rotazione rigida della parte centrale della zona deformabile, che inoltre spiega la tendenza all'apertura di cricche dai raccordi alle estremità della zona deformabile.

Il modello, nella sua grande semplicità, non spiega le molteplici sfaccettature dei meccanismi deformativi che si combinano nei vari casi reali, in particolar modo in quello del taglio, del quale si ricorda ulteriormente la lontananza dall'idealità.

Si ritiene comunque opportuno sottolineare che esso risulta valido a qualsiasi temperatura, e per qualsiasi materiale laminato che abbia un reticolo cristallino esagonale compatto abbinato ad una simile tessitura.

È altresì utile riconoscere che questo modello teorico basa la sua validità sull'anisotropia intrinseca al reticolo esagonale compatto, che si presenta povero di piani di facile scorrimento, tutti paralleli tra loro (all'interno di un singolo cristallo) e della stessa tipologia. Ciò evidentemente non avviene nei metalli con reticolo cubico, nei quali sarà dunque improbabile osservare fenomeni di anisotropia così ingenti, perlomeno in seguito a ricottura.

Capitolo 6

Conclusioni

Il presente lavoro di tesi prosegue i più avanzati studi del momento sulla caratterizzazione della formabilità della lamiera in lega di Ti6Al4V, utilizzando metodologie d'avanguardia e mettendo ancora una volta in luce come l'anisotropia della stessa sia un fattore di primaria importanza, tanto nella deformazione a freddo quanto per quella in temperatura.

Sono stati condotti test di trazione a temperatura ambiente e a 600°C su provini di lamiera tagliati in cinque diverse geometrie e secondo tre orientazioni rispetto alla direzione di laminazione, per osservare le risposte del materiale alle variazioni dello stato di tensione e alla variazione della direzione di sollecitazione. In generale, si è constatato che si ottiene la migliore formabilità se la prima direzione principale dello stato di tensione forma un angolo di 45° con la direzione di laminazione.

Si sono descritti numericamente i fracture locus relativi alle due temperature testate e alle tre direzioni di sollecitazione, in vista di una futura implementazione in codici di calcolo. Come sviluppo futuro, sarà opportuno estendere il dominio di validità di tali fracture locus anche a stati di tensione con parametro di Lode negativo, effettuando ulteriori test con geometrie di provino diverse.

Si è formulato un primo modello numerico che possa legare la forma del fracture locus al valore del relativo coefficiente di Lankford, in modo da poter trattare l'influenza dell'anisotropia con un numero di parametri in input ragionevolmente contenuto. Tale proposta di modello attende delle prime conferme sperimentali.

È stato esposto un modello teorico a parziale spiegazione dei fenomeni osservati, che si applica a tutte le lamiere in metalli dotati di reticolo esagonale compatto con t-texture.

Bibliografia

- [1] R. Boyer, E.W. Collings, G. Welsch, *Material Properties Handbook: Titanium Alloys*, ASM International, 1994, 483-485
- [2] *Database di caratteristiche dei materiali metallici Matweb*
<http://www.matweb.com>
- [3] Beatrice Valoppi, Stefania Bruschi, Andrea Ghiotti, Rajiv Shivpuri (2017), Johnson-Cook based criterion incorporating stress triaxiality and deviatoric effect for predicting elevated temperature ductility of titanium alloy sheets, *International Journal of Mechanical Sciences* **123**, 94-105
- [4] Q.L. Wang, M.F. Novella, A. Ghiotti, S. Bruschi (2017), Anisotropy influence on flow behaviour and plastic instability of Ti6Al4V sheets deformed in a wide range of temperatures and strain rates, *International Conference on the Technology of Plasticity*
- [5] Gyu-Jin Oh, Kye-Man Lee, Moo-Young Huh, Jin Eon Park, Soo Ho Park, and Olaf Engler (2017), Effect of r-Value and Texture on Plastic Deformation and Necking Behavior in Interstitial-Free Steel Sheets, *Metals and Materials International* **23**, 26-34
- [6] A. Roth, M.A. Lebyodkin, T.A. Lebedkina, J.-S. Lecomte, T. Richeton, K.E.K. Amouzou (2014), Mechanisms of anisotropy of mechanical properties of α -titanium in tension conditions, *Materials Science & Engineering A* **596**, 236-243
- [7] W.Y. Li, Z.Y. Chen, J.R. Liu (2017), Effect of texture on anisotropy at 600°C in a near- α titanium alloy Ti60 plate, *Materials Science & Engineering A* **688** 322-329
- [8] N. Kotkunde, A.D. Deole, A.K. Gupta (2014), Comparative study of constitutive modeling for Ti-6Al-4V alloy at low strain rates and elevated temperatures, *Material and Desing* **55** 999-1005

- [9] S. Bruschi, T. Altan, D. Banabic, P.F. Bariani, A. Brosius, J. Cao, A. Ghiotti, M. Khraisheh, M. Merklein, A.E. Tekkaya (2014), Testing and modelling of material behaviour and formability in sheet metal forming, *CIRP Annals - Manufacturing Technology* **63** 727-749
- [10] Yuanli Bai, Tomasz Wierzbicki (2008), A new model of metal plasticity and fracture with pressure and Lode dependence, *International Journal of Plasticity* **24** 1071-1096
- [11] B 831 – 05, Standard Test Method for Shear Testing of Thin Aluminum Alloy Products, *ASTM International*
- [12] K. Mills, *Metals Handbook: Volume 12: Fractography*, ASM International, 1987