

**Alma Mater Studiorum – Università di Bologna**

**DOTTORATO DI RICERCA IN**

**Meccanica e Scienze Avanzate dell'Ingegneria  
Ciclo XXVIII**

**Settore Concorsuale di afferenza: 09/B1**

**Settore Scientifico disciplinare: ING-IND/16**

**TITOLO TESI**

**Previsione dell'evoluzione della microstruttura in processi industriali di  
estrusione delle leghe di alluminio serie AA6XXX**

**Presentata da: Claudia Bandini**

**Coordinatore Dottorato**

**Prof. Nicolò Cavina**

**Relatore**

**Prof. Lorenzo Donati**

**Esame finale anno 2017**



## Abstract

Le leghe di alluminio sono al giorno d'oggi sempre più impiegate in ambito industriale in particolare per applicazioni in campo aeronautico, ferroviario, automotive, strutturale e architettonico. Il vertiginoso aumento del loro impiego è dovuto sia alle buone proprietà meccaniche: resistenza meccanica, alla corrosione, alla fatica, resilienza, duttilità e riciclabilità, sia alla sua leggerezza, la quale è oggi un requisito fondamentale da conseguire per la riduzione dei consumi nei trasporti.

In particolare le aziende che si occupano dell'estrusione delle leghe di alluminio, al fine di ottenere profili di ottima qualità sia dal punto di vista estetico che delle caratteristiche meccaniche, necessitano di strumenti in grado di controllare i parametri che influenzano il processo, quali temperatura, velocità e tasso di deformazione, ma anche in grado di prevedere l'evoluzione della microstruttura in termini di dimensione e forma del grano.

Nell'ambito di questa ricerca sono stati sviluppati modelli in grado di prevedere le dimensioni dei grani dopo il processo di estrusione di alcune leghe serie 6XXX, in particolare AA6060, AA6063 e AA6082. Alcuni modelli matematici proposti in letteratura sono stati presi in considerazione e implementati su Qform, codice FEM in grado di simulare processi di deformazione plastica.

Sono state condotte diverse campagne sperimentali, tra cui una di visioelasticità necessaria per ottenere dati sperimentali che permettessero la validazione del Codice (modellazione dell'attrito, dello scambio termico, del flow stress del materiale).

Altre prove di microestrusione ed estrusione inversa hanno fornito dati sperimentali che sono stati messi in correlazione con i risultati numerici di una serie di simulazioni.

Infine è stata effettuata una campagna sperimentale di estrusione industriale a tutti gli effetti, ottenendo un profilo dalla geometria piuttosto complessa in lega AA6063, i dati ricavati hanno permesso :

- la validazione di un modello unico di ricristallizzazione dinamica,
- la valutazione di modelli per la predizione del comportamento durante ricristallizzazione statica.



## Indice dei contenuti

Abstract	3
Indice dei contenuti	5
Capitolo 1- Introduzione	9
1.1 Contesto della ricerca.	9
1.2 Scopo della ricerca.	12
1.3 Bibliografia.	14
Capitolo 2- Leghe leggere e ultraleggere.	15
2.1 Le leghe di alluminio: caratteristiche e applicazioni.	15
2.1.1 Caratteristiche fisiche, meccaniche, tecnologiche e microstrutturali.	15
2.1.2 La sinergia tra Al, Mg e Si nei processi di estrusione delle leghe 6XXX.	19
2.2 MMC's: Materiali Compositi a Matrice Metallica – Mg+SiC.	29
2.3 Bibliografia.	32
Capitolo 3- Caratterizzazione del materiale ZM21+SiC.	35
3.1 Obiettivo delle prove.	35
3.2 Produzione del profilo in ZM21+SiC.	35
3.3 Prove di caratterizzazione a carichi statici di trazione e compressione.	38
3.3.1 Materiali e Equipaggiamento.	38
3.3.2 Procedura sperimentale.	40
3.3.3 Risultati sperimentali.	42
3.4 Prove di caratterizzazione a fatica (flessione rotante).	48
3.4.1 Materiali e Equipaggiamento.	48
3.4.2 Procedura sperimentale.	50
3.4.3 Risultati sperimentali.	51
3.5 Conclusioni.	52
3.6 Bibliografia.	54
Capitolo 4- Il fenomeno di ricristallizzazione delle leghe di alluminio durante il processo di estrusione.	55
4.1 Introduzione.	55
4.2 La ricristallizzazione dinamica (DRX).	57
4.2.1 Tipologie di ricristallizzazione dinamica.	57
4.2.2 Modelli matematici di DRX.	61
4.2.2.1 Dimensione iniziale del grano.	62

4.2.2.2 Dimensione dei subgrani.	62
4.2.2.3 Dimensione finale del grano.	63
4.2.3 Influenza dei precipitati.	66
4.3 La ricristallizzazione statica.	67
4.3.1 Modelli matematici di SRX.	68
4.4 Bibliografia	73
Capitolo 5- L'utilizzo di un Codice FEM per l'implementazione su scala industriale del modello di ricristallizzazione.	79
5.1 Codici per la simulazione di processi di deformazione plastica.	79
5.2 Qform: caratteristiche e funzionalità	80
5.2.1 Calcolo di user routine in post-processing.	82
5.2.2 Modelli di attrito	84
5.3 Validazione del codice mediante prove di visioelasticità.	89
5.3.1 Materiali, attrezzature e svolgimento delle prove.	89
5.3.2 Modellazione numerica.	93
5.3.3 Risultati.	98
5.4 Bibliografia.	101
Capitolo 6-Determinazione e implementazione del modello di evoluzione della microstruttura in QformVX	102
6.1 Modello di ricristallizzazione dinamica	102
6.1.1 Campagna sperimentale e numerica di microestrusioni su AA6082	102
6.1.1.1 Materiali, attrezzature e svolgimento delle prove.	102
6.1.1.2 Modellazione numerica	105
6.1.1.3 Risultati	108
6.1.2 Validazione del modello di DRX mediante campagna sperimentale e numerica di estrusioni inverse su AA6060 e AA6082	113
6.1.2.1 Materiali, attrezzature e svolgimento delle prove	113
6.1.2.2 Modellazione numerica	116
6.1.2.3 Risultati	117
6.2 Modelli di ricristallizzazione statica	120
6.2.1 Campagna sperimentale di estrusioni inverse su AA6060 e AA6082	121
6.2.1.1 Materiali, attrezzature e svolgimento delle prove	121
6.2.1.2 Modellazione numerica	123
6.2.1.3 Risultati	124

6.2.2 Estrusione industriale su AA6063	128
6.2.2.1 Materiali, attrezzature e svolgimento delle prove	128
6.2.2.2 Modellazione numerica	134
6.2.2.3 Risultati	136
6.3 Bibliografia	143
Conclusioni	149

## **Capitolo 1 – Introduzione**

## 1.1 Contesto della ricerca

Dalla sua scoperta, intorno alla metà del XVIII secolo, ad oggi, l'alluminio può essere considerato il protagonista dello sviluppo delle "leghe leggere", così soprannominate in virtù della ridotta densità rispetto a metalli di più antica scoperta quali gli acciai. Inizialmente le caratteristiche più apprezzate dell'alluminio furono la sua elevata lucentezza e resistenza all'ossidazione, infatti questo materiale venne in principio utilizzato al pari di metalli preziosi quali oro e argento. Alla fine del XVIII secolo, in seguito alla messa a punto del processo di Hall-Héroult, processo industriale dal quale è possibile ottenere alluminio primario a partire da allumina, il suo costo crollò e il suo utilizzo aumentò incredibilmente<sup>[1]</sup>. Oggi, grazie all'ottimizzazione dei processi di deformazione plastica e all'aggiunta di elementi chimici (quali Mg, Cu, Si, Fe, Ni, Co, Cr, Zr, Li, Be e Sr), le leghe di alluminio sono sempre più impiegate in ambito industriale in particolare per applicazioni in campo aeronautico, ferroviario, automotive, strutturale e architettonico. Il vertiginoso aumento del loro impiego è dovuto sicuramente alle buone proprietà meccaniche: resistenza alla corrosione, resistenza alla fatica, resistenza meccanica, resilienza, duttilità e riciclabilità, ma come detto anche alla sua leggerezza (la densità dell'alluminio uguale a  $2,70 \frac{\text{g}}{\text{cm}^3}$  è circa 1/2 della densità dell'acciaio), la quale è oggi un requisito fondamentale per moltissime tipologie di componenti meccanici, soprattutto quelli impiegati nell'ambito dei trasporti<sup>[2-3]</sup>.

La tabella 1.1 mostra l'incredibile aumento di utilizzo dell'alluminio negli Stati Uniti, Europa e Giappone, la stessa tabella mette in luce quanto l'incremento nell'ambito dei trasporti sia preponderante rispetto a quelli relativi all'imballaggio e impieghi strutturali.

In Fig. 1.1 vengono riportati invece i dati del consumo dell'alluminio nell'industria italiana; anche in questo prospetto sono facilmente distinguibili i settori di maggiore impiego.

Le pressioni legislative e ambientali hanno sicuramente favorito lo sviluppo e l'impiego di materiali più leggeri per la costruzioni dei veicoli al fine di diminuire le emissioni e la produzione di CO<sub>2</sub>.

In soli 50 anni la quantità media di lega leggera impiegata nella produzione dell'auto è sestuplicata come rappresentato in Fig. 1.2.

Attualmente le tecnologie utilizzate per la produzione dei componenti in alluminio presenti nei telai dei veicoli sono principalmente la pressofusione, l'estrusione e lo stampaggio<sup>[4-5]</sup> come mostra anche la Fig. 1.3.

Tra queste l'estrusione gioca un ruolo centrale visti i vantaggi sia in termini di risparmio economico che di superiore versatilità; utilizzando processi di estrusione il progettista può realizzare profili con sezione forata, a spessore variabile e con geometrie molto complesse. Inoltre le matrici per estrusione hanno tempi e costi di produzione molto più bassi rispetto agli stampi utilizzati nella pressofusione, nello stampaggio e nella laminazione, questo vantaggio, unito alla possibilità di ottenere velocemente componenti con forme complesse, elevate caratteristiche resistenziali e basse rugosità (paragonabili a quelle raggiungibili con la rettifica) – vedi Fig.1.4, favorisce certamente l'impiego di questo processo nello sviluppo di innovative soluzioni nel settore automotive <sup>[6]</sup>.

Periodo	Packaging	Impieghi strutturali	Trasporti
1980	2,3	3,0	2,9
1985	2,5	2,8	3,4
1990	2,7	3,4	4,2
1995	3,3	3,5	5,0
2000	3,7	3,9	6,3
2005	4,0	4,2	7,9
2010	4,3	4,7	8,5

Tab.1.1: Utilizzo dell'alluminio in Europa, Stati Uniti e Giappone espresso in tonnellate

Fonte: Brook Hunt, Eaa, AA

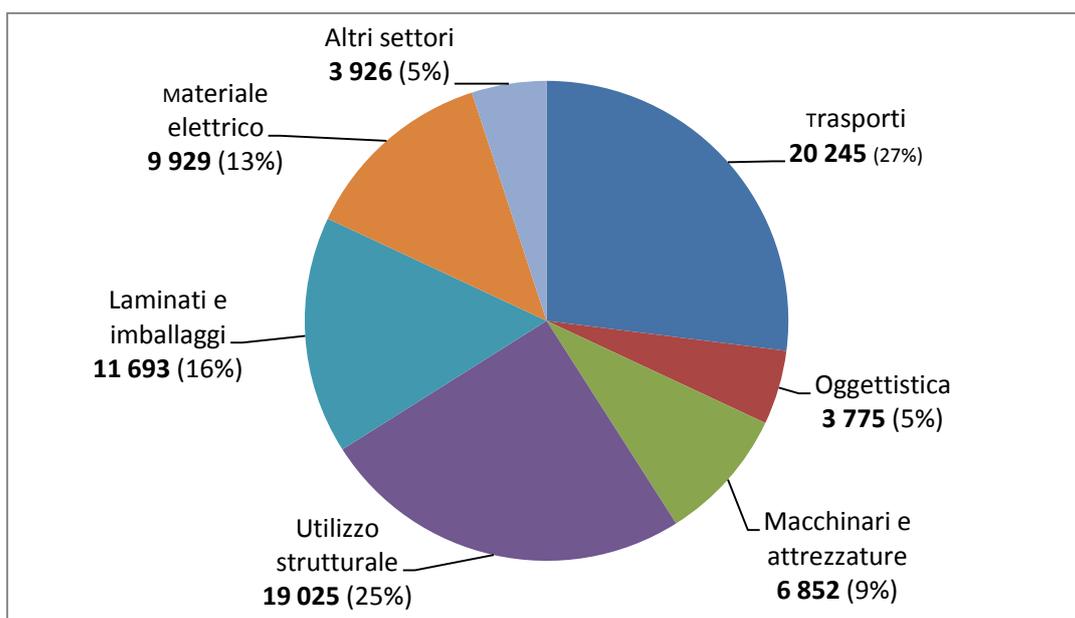


Fig. 1.1: Consumo industriale di alluminio in Italia, 2016 (migliaia di tonnellate) [7].

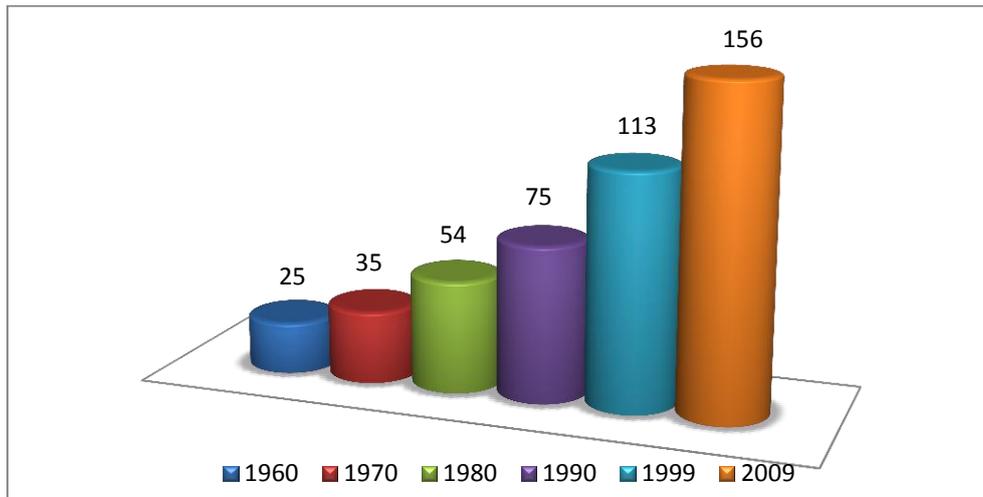


Fig. 1.2: Contenuto medio di alluminio nell'auto (kg per veicolo) .

Fonte: Ducker Research, 1999.

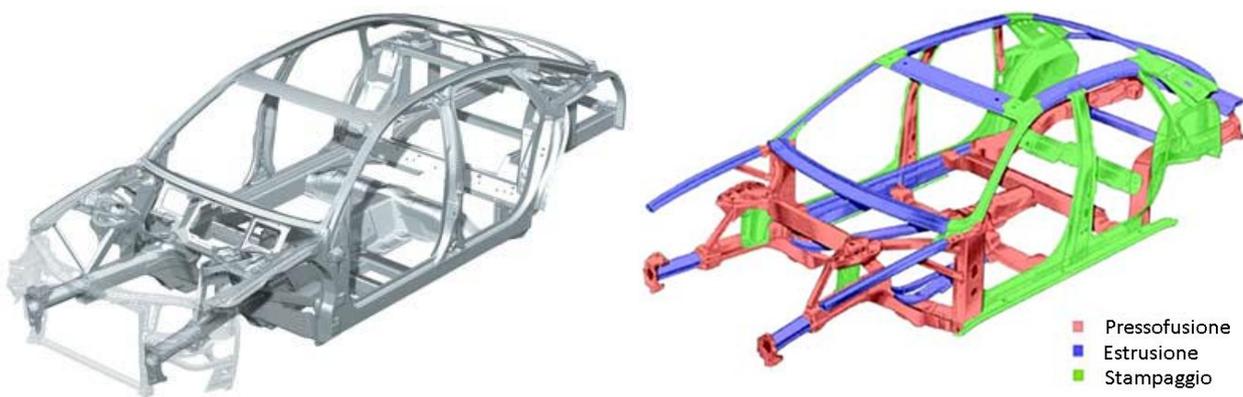


Fig. 1.3: Struttura del telaio dell'Audi A8 (1994) [8].

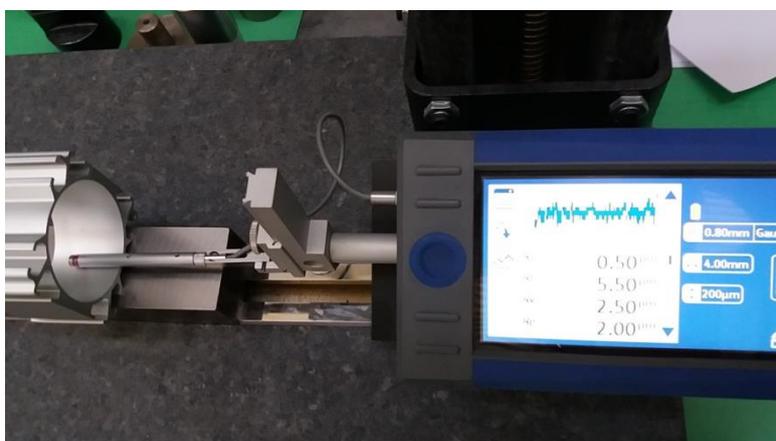


Fig. 1.4: Rilevazione della rugosità su un profilo estruso di alluminio.

Le leghe di alluminio non sono l'unica alternativa per conseguire l'alleggerimento delle strutture e componenti meccanici; sotto studio e sempre più diffuse sono infatti le leghe di magnesio, denominate "ultraleggere" in virtù dell'incredibile leggerezza se confrontata con gli altri metalli di uso industriale (la densità del magnesio è appena  $1,80 \frac{\text{g}}{\text{cm}^3}$ ). Tra i vantaggi troviamo oltre al significativo risparmio di peso, la buona estrudibilità e fusibilità <sup>[9]</sup>; inoltre se opportunamente caricato con particelle ceramiche raggiunge resistenze a rottura paragonabili a buone leghe di alluminio, come evidenziano le prove sperimentali presentate nel capitolo 3.

## 1.2 Scopo della ricerca

Si può intuire facilmente che una delle principali esigenze delle aziende che si occupano dell'estrusione delle leghe di alluminio è quella di ottenere profili di ottima qualità sia dal punto di vista estetico che delle caratteristiche tecnologiche e meccaniche. Ecco che la presente ricerca si inserisce proprio in quest'ottica cercando di rispondere alla necessità di strumenti in grado di controllare non solo i parametri che influenzano il processo, quali temperatura, velocità e tasso di deformazione, ma anche in grado di prevedere l'evoluzione della microstruttura del materiale in termini di dimensione e forma del grano ed in questo contesto la forma della matrice e le scelte progettuali ad essa correlata giocano un ruolo assolutamente dominante.

Durante i processi di formatura dei metalli, parte dell'energia trasferita al materiale viene trasformata in calore mentre un'altra porzione viene utilizzata per creare e muovere le dislocazioni provocando quindi instabilità termodinamica nel materiale. Il processo di ricristallizzazione è un meccanismo che si attiva per riorganizzare / rimuovere le dislocazioni e quindi ridurre l'energia immagazzinata <sup>[10]</sup> e può avvenire sia guidata dalla deformazione durante il processo (ricristallizzazione dinamica: DRX) che successivamente ad opera del gradiente di temperatura e dell'energia interna (ricristallizzazione statica: SRX). In letteratura sono numerosi i lavori nei quali modelli analitici vengono proposti per tradurre matematicamente i processi, la cinetica e gli effetti in termini di dimensioni dei grani, dei fenomeni di ricristallizzazione. Purtroppo le diversità che caratterizzano i processi di deformazione plastica e la composizione chimica dei materiali non ha ancora permesso una chiara conoscenza globale dei fenomeni.

Nello specifico nella presente tesi di dottorato ci si è concentrati sulla modellazione numerica dell'evoluzione del grano di leghe di alluminio serie 6XXX (in particolare AA6060, AA6063, AA6082)

durante la deformazione e la successiva ricristallizzazione statica che si verificano nel processo di estrusione industriale.

In particolare il lavoro ha previsto inizialmente una approfondita revisione, presentata nel capitolo 4, delle conoscenze e dei modelli presenti nella letteratura scientifica in cui vengono esaminati e studiati i fenomeni che concorrono a spiegare l'evoluzione della dimensione dei grani sotto l'influenza di deformazioni più o meno gravose e variazioni di temperatura. Successivamente grazie all'utilizzo del Codice Qform, adeguatamente validato e studiato (cap. 5), è stato possibile effettuare diverse campagne numeriche necessarie per stabilire le correlazioni tra i parametri del processo (velocità e tasso di deformazione, temperatura e tipologia di lega) e i dati relativi alle dimensioni dei grani sperimentalmente ottenuti.

I risultati ottenuti, corredati dalle opportune valutazioni, sono presentati nel capitolo 6.

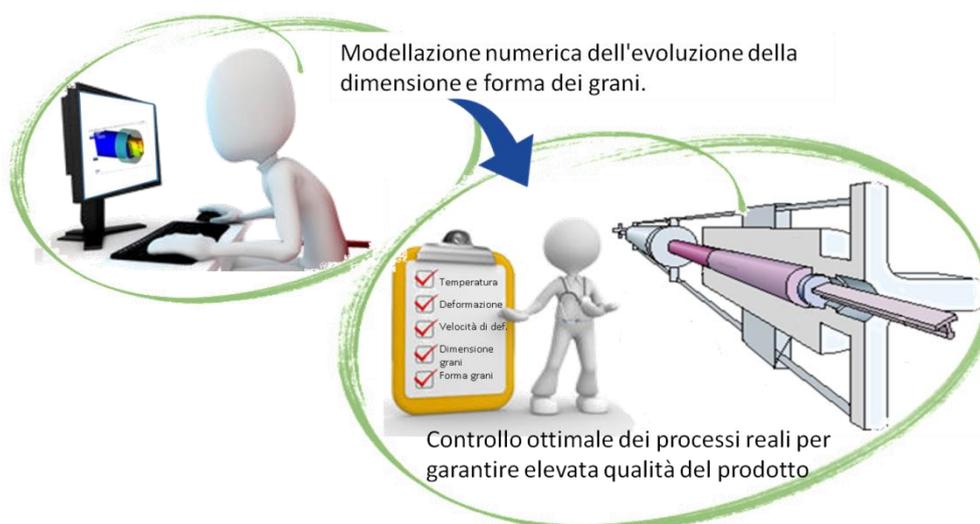


Fig. 1.5 Schema che sintetizza lo scopo della ricerca

### 1.3 Bibliografia

- [1] H. J McQueen, S. Spigarelli, M.E. Kassner, E.Evangelista, *Hot Deformation and Processing of Aluminum Alloys*, CRC Press, 2011.
- [2] M. Negendank, U.A. Taparli, S. Gall, S. Müller, W. Reimers, *Microstructural evolution of indirectly extruded seamless 6xxx aluminum tubes with axial variable wall thickness*, Journal of Materials Processing Technology, vol. 230, pp. 187-197 (2016).
- [3] Y.Mahmoodkhani, *Mathematical Modelling of the Material Flow and Microstructural Evolution During the Extrusion of AA3003 Aluminum Alloy*, PhD Thesis University of Waterloo, Waterloo ON (2013).

- [4] F. Henriksson, K. Johansen, *On Material Substitution in Automotive BIWs—From Steel to Aluminum Body Sides*, *Procedia CIRP*, vol. 50, pp. 683-688 (2016).
- [5] R. Koganti, J. Weishaar, *Aluminum Vehicle Body Construction and Enabling Manufacturing Technologies*, *SAE International Journal of Materials and Manufacturing*, vol.1, pp. 491-502 (2008).
- [6] J. Zhou, X. Wan, Y. Li, *Advanced aluminum products and manufacturing technologies applied on vehicles presented at the EuroCarBody conference*, *Materials Today: Proceedings*, vol. 2, pp. 5015-5022 (2015).
- [7] <http://engineering-machining.com/2016/01/growth-of-the-global-aluminum-consumption/>
- [8] [http://www.ing.unitn.it/~colombo/pressocolata/pressocolata\\_ALEX.htm](http://www.ing.unitn.it/~colombo/pressocolata/pressocolata_ALEX.htm)
- [9] F.Fazi, *La progettazione della motocicletta*, Giorgio Nada Editore, 2013.
- [10] H. Hallberg, *Approaches to Modeling of Recrystallization*, *Metals*, vol.1, pp. 16-48 (2011).

## Capitolo 2 – Leghe leggere e ultraleggere

### 2.1 Le leghe di alluminio: caratteristiche e applicazioni.

#### 2.1.1 Caratteristiche fisiche, meccaniche, tecnologiche e microstrutturali.

L'alluminio è il tredicesimo elemento della tavola periodica, un metallo localizzato per i più superstiziosi in una posizione sfortunata, che però gode di caratteristiche fisiche, meccaniche e tecnologiche assolutamente per nulla sfortunate.

Sono infatti molteplici i vantaggi e gli aspetti positivi che lo contraddistinguono a partire dalla sua presenza in natura infatti è uno dei metalli più abbondanti nella crosta terrestre: la sua percentuale sotto forma di ossidi idrati si aggira intorno all'8% <sup>[1]</sup>.

Oggi l'alluminio è il secondo metallo più utilizzato dopo l'acciaio ma la sua "storia" è ben più recente della nota lega ferro-carbonio, infatti il processo di produzione, denominato processo Bayer, venne messo a punto da Hall- Héroult solo nel 1886; prima di questa data era assai complicato e costoso estrarre il metallo dalla bauxite, roccia sedimentaria che ne costituisce la fonte primaria <sup>[2]</sup>.

L'utilizzo dell'alluminio ebbe una svolta importante negli anni '30 perchè si iniziò ad impiegare in ambito aeronautico, da allora la produzione è in costante crescita. Nei decenni successivi il suo impiego si diffuse anche nel settore automobilistico: oggi le leghe da fonderia vengono utilizzate per la produzione di blocchi motore, ruote, bielle e radiatori, quelle da deformazione plastica sono sfruttate invece per la produzione di componenti stampati ed estrusi come ad esempio pannelli di carrozzeria e strutture telaio <sup>[3]</sup>.

L'avvento delle legislazioni e protocolli internazionali a favore di politiche ambientali, ebbe certamente un ruolo trainante nella diffusione, sviluppo e impiego delle leghe leggere nel settore dei trasporti; leggerezza, resistenza e riciclabilità costituiscono infatti un trinomio fondamentale e vincente per la riduzione dei consumi nei veicoli terrestri, navali e aerospaziali <sup>[4]</sup>.

Tra le proprietà fisiche è importante sottolineare la condicibilità termica, che si rivela ancor migliore se si valuta in riferimento al peso; nell'alluminio il rapporto tra condicibilità termica e densità è circa il doppio di quello del rame. Continuando il confronto tra i due metalli conduttori anche per quanto riguarda la resistività elettrica specifica, l'alluminio è superiore, infatti viene frequentemente impiegato insieme all'acciaio nella produzione di lunghi cavi elettrici di trasmissione.

Lucentezza, riflessività e neutralità magnetica completano il quadro delle proprietà fisiche.

Ora invece analizziamo le proprietà meccaniche: la più conosciuta è senza dubbio la bassa densità che comporta e amplifica un'altra positiva proprietà come la resistenza meccanica specifica, ottenuta anche mediante opportuni trattamenti termici e mediante l'aggiunta di specifici elementi di lega <sup>[5]</sup> (rif. paragrafo 2.1.2).

Anche se non dimostrabile da parametri numerici, l'alluminio puro gode di una eccellente resistenza alla corrosione grazie alla sua elevata affinità con l'ossigeno: infatti in breve tempo le

superfici esposte all'atmosfera si ricoprono di una sottile ma tenace pellicola di ossido. Questo rivestimento di ossido non tossico e incolore, oltre che proteggere dalla corrosione è di grande importanza nella produzione di ogni tipo di finitura superficiale del metallo e favorisce un'altra proprietà caratteristica quale la riciclabilità <sup>[6,7]</sup>.

L'alluminio viene considerato un metallo riciclabile quasi al 100%, questa caratteristica implica non solo una ottima sostenibilità ambientale ma anche un incredibile vantaggio economico per le aziende del settore; si stima infatti che l'energia utilizzata per il riciclaggio del materiale usato sia solo il 5% dell'energia necessaria per la riduzione elettrolitica della bauxite e gli altri ossidi <sup>[1]</sup>.

Un recentissimo report redatto dal Centro per il Recupero e il Riciclo delle Risorse in collaborazione con il Politecnico di Worcester (MA, Stati Uniti), conferma che nel 2016, in ambito automotive si raggiunge un tasso medio di riciclabilità dell'alluminio intorno al 91% <sup>[8]</sup>.

Un altro studio condotto nel 2012 da Delft University of Technology a Seattle ha dimostrato che anche in ambito strutturale oltre il 90% dell'alluminio utilizzato è riciclato <sup>[9]</sup>.

Tutti i fattori appena esposti spiegano molto bene perchè l'alluminio è tanto impiegato negli ambiti chimico, packaging alimentare, beverage e farmaceutico.

Dal punto di vista tecnologico l'alluminio vanta una elevata duttilità, vedremo nel paragrafo successivo in cosa si differenziano le leghe da fonderia (casting alloys) da quelle da deformazione plastica (wrought alloys). In generale come si legge in <sup>[10]</sup>, la facilità con cui si possono ottenere le desiderate forme, spessori e geometrie comporta il miglioramento non solo della leggerezza ma anche della rigidità dei particolari prodotti in lega leggera. Per capire tale peculiarità basti pensare ai vantaggi di un telaio motociclistico costituito da un getto in lega di alluminio dalla geometria complessa ma continua rispetto alle caratteristiche di un telaio in tubi di acciaio saldati. Nella progettazione delle motociclette per esempio, l'impiego dell'alluminio permette di minimizzare il numero di componenti e risolvere complicate problematiche nell'ideazione e dimensionamento del telaio, specialmente nella parte posteriore del veicolo dove si collocano i punti di attacco del forcellone, della sospensione, del carter motore e delle pedane del pilota. La ragione dell'ottima duttilità è da ricercare nella struttura delle celle che compongono il reticolo cristallino: l'alluminio ha infatti una conformazione cubica a facce centrate in cui gli atomi sono posizionati lungo piani sovrapposti e disposti perpendicolarmente alle diagonali della cella elementare. A causa della simmetria multipla cubica, sono presenti 4 piani di scorrimento, ognuno dei quali possiede tre direzioni cristallografiche lungo le quali gli atomi possono scorrere (rif.Fig.

2.1); la presenza di un numero così elevato di sistemi di scorrimento (ben 12), cioè combinazioni di piani e direzioni di slittamento, e la conseguenza mobilità delle dislocazioni sono le principali ragioni della deformabilità e della buona resistenza alla frattura fragile dell'alluminio.

Nei processi industriali, la buona mobilità delle dislocazioni è certamente un aspetto molto positivo visto la stretta relazione tra presenza di difetti lineari (dislocazioni) e formabilità <sup>[5]</sup>.

In tabella 2.1 <sup>[11-14]</sup> e 2.2 <sup>[10,11]</sup> sono messe a confronto alcune caratteristiche fisiche e meccaniche dei principali materiali impiegati in ambito industriale e civile, in particolare si possono confrontare alcune grandezze specifiche, cioè riferite alla massa volumica del materiale. Per quanto riguarda il rapporto tra rigidità E e densità  $\rho$  non si registrano grandi differenze tra leghe di alluminio e acciaio, ciò dimostra che la maggiore rigidità torsionale dei particolari in lega leggera non dipende da una caratteristica intrinseca del materiale ma piuttosto dal vantaggio di riuscire ad ottenere sezioni con elevati momenti di inerzia solo laddove necessario, cioè dimensionate in relazioni ai carichi locali.

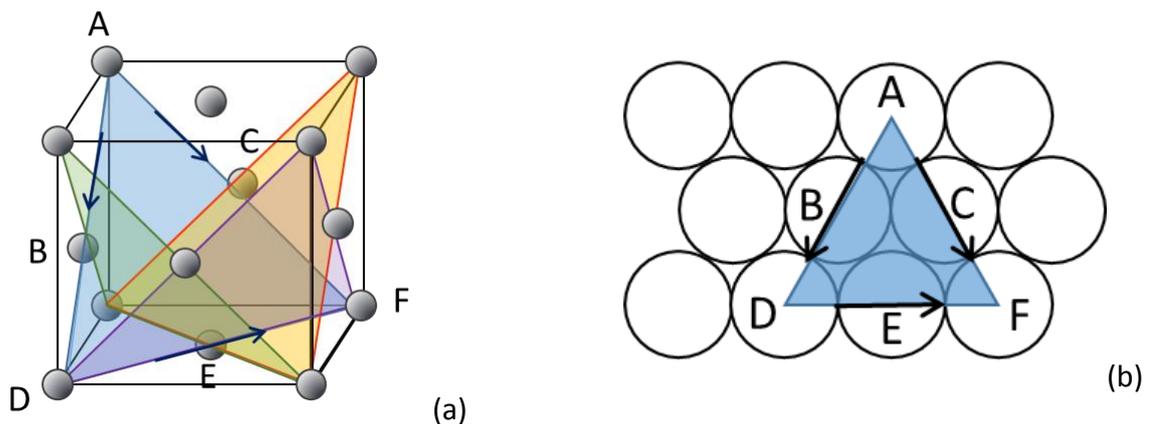


Fig. 2.1: Schema in cui vengono rappresentati in (a) i 4 piani cristallografici in cui avviene lo slittamento delle dislocazioni nelle leghe di alluminio e in (b) lo schema di impilamento degli atomi e le direzioni di scorrimento.

Le caratteristiche meccaniche e tecnologiche che ritroviamo nelle leghe oggi presenti sul mercato sono il risultato, come detto, di un continuo miglioramento e sviluppo, raggiunto sia grazie all'aggiunta di elementi di lega che all'ottimizzazione di trattamenti termici ma anche grazie alla messa a punto dei processi fusori e di deformazioni plastica che come detto permettono di sfruttare al meglio i singoli materiali <sup>[5,10]</sup>

Metallo	Densità [g/cm <sup>3</sup> ]	Conduttività termica 0-100°C [W/m·°K]	Resistività elettrica a 20°C [μΩ · m]
Alluminio puro	2,70	238	0.027

AA6061 T6	2,70	167	-
AA6063 T6	2,70	201	0,035
AA6082 T6	2,70	184	0,037
Magnesio	1,74	155	0,040
AZ 91 AC	1,83	84	0,141
Rame	8,96	391	0,071
Acciaio al carbonio	7,85	34-60	0,14-0,22
Titanio	4,51	16	0,482

Tab. 2.1: Confronto tra alcune caratteristiche fisiche di metalli di utilizzo industriale.

Materiale	Tipo	Trattamento	Rm (MPa)	E (GPa)	$\rho$ (g/cm <sup>3</sup> )	Rm/ $\rho$	E/ $\rho$	A%
Acciaio	25CrMo4	Bonificato	900	206	7,70	116,9	26,8	≥ 18%
	39NiCrMo3	Bonificato	1050	206	7,70	136,4	26,8	≥ 10%
	C40	Bonificato	700	206	7,70	90,9	26,8	≥ 18%
	AISI4340	Bonificato	1835	205	7,70	238,3	26,6	
	18Ni300	Temprato	2050	205	7,70	266,2	26,6	≥ 12%
Lega Alluminio	7075	T6*	540	72,0	2,70	200,0	26,7	≥ 6%
	2014	T6	445	73,1	2,74	162,4	26,7	≥ 6%
	6060 <sup>[7]</sup>	T6	220	69,0	2,70	81,5	25,6	≥ 10%
	6063 <sup>[7]</sup>	T6	245	71,0	2,70	90,7	26,3	≥ 9%
	6082 <sup>[7]</sup>	T6	315	69,0	2,69	117,1	25,7	≥ 6%
	5086	H32**	285	70,0	2,65	107,5	26,4	≥ 9%
Lega Magnesio	AZ 91 HP	T6	250	44,5	1,80	138,9	24,7	
	ZM 21 <sup>[7]</sup>	T1 ***	255	45,0	1,78	143,3	25,3	

\* solubilizzazione, tempra ed invecchiamento artificiale.  
\*\* incrudimento per deformazione a freddo e stabilizzazione mediante trattamento termico a bassa temperatura per ottenere la tempra richiesta.  
\*\*\* raffreddamento da elevata temperatura del processo di formatura e invecchiamento naturale fino a condizione di stabilità.

Tab. 2.2: Caratteristiche meccaniche a confronto di alcuni acciai, leghe di alluminio e di magnesio.

### 2.1.2 La sinergia tra Al, Mg e Si nei processi di estrusione delle leghe 6XXX.

Come introdotto nel capitolo precedente, lo sviluppo e la messa a punto delle leghe di alluminio sono diretta conseguenza delle richieste ed esigenze dell'industria mondiale di avere a disposizione materiali contemporaneamente leggeri, resistenti alle sollecitazioni e alla corrosione, facilmente deformabili plasticamente e riciclabili. L'alluminio possiede tutte queste caratteristiche anche grazie all'ampia gamma di leghe disponibili, le quali si differenziano tra loro in base alla presenza di determinate percentuali di altri elementi chimici.

Alcune leghe , definite in gergo tecnico “cast alloys” possiedono una buona attitudine a essere utilizzate in processi fusori: sono facilmente colabili, permettono un’ottimale riempimento dello stampo e tendono a solidificare senza che si formino segregazioni o difetti da ritiro. Alle leghe da fonderia si contrappongono quelle da deformazione plastica, “wrought alloys”, definite in questo modo perchè caratterizzate da una elevata duttilità e attitudine alla modellazione mediante processi di formatura <sup>[5]</sup>.

All’interno di ciascuna famiglia è possibile poi differenziare le leghe che sono trattabili termicamente e quindi rafforzate mediante precipitazione di fasi, da quelle che non lo sono e che possono essere rinforzate solo se sottoposte a processi di incrudimento. Nella tabella 2.3 viene riportata la classificazione delle leghe di alluminio da deformazione <sup>[15,16,17]</sup>, di maggiore interesse nell’ambito di questa ricerca rispetto a quelle da fonderia.

<b>Leghe di Alluminio da deformazione</b>			
<b>Designazione</b>	<b>Principali elementi di lega</b>	<b>Trattabili Term. (TT) o Non Tratt.Term (NT)</b>	<b>Esempi di applicazioni industriali</b>
1XXX	Al 99,0% min.	NT	Attrezzature per lo stoccaggio di prodotti chimici e alimentari, scambiatori di calore, riflettori di luce.
2XXX	Al-Cu-(Mg, Li)	TT	Componenti strutturali per applicazioni in ambito aerospaziale e automotive e per macchine automatiche.
3XXX	Al-Mn-Mg	NT	Utensili da cucina, recipienti in pressione e tubazioni.
4XXX	Al-Si	NT	Fili di saldatura, bacchette per brasatura
5XXX	Al-Mg	NT	Serbatoi e condotte di impianti per trasporto del carburante e olio negli aerei, elettrodomestici, rivetti, filo.
6XXX	Al-Mg-Si	TT	Profili estrusi, gasdotti, telai per mobili, vagoni ferroviari, componenti per automotive e aerospace.
7XXX	Al-Zn-Mg-Cu	TT	Parti strutturali di aeromobili e altri componenti sottoposti a elevate sollecitazioni.
8XXX	Al-Mg-Li	TT	Parti strutturali di aeromobili

Tab. 2.3: Designazione delle leghe di alluminio per fonderia e deformazione plastica e indicazione della trattabilità termica e dell’utilizzo in ambito manifatturiero.

La tabella 2.4 mostra nel dettaglio la designazione dei trattamenti termici <sup>[16, 18]</sup>, i quali hanno un ruolo molto importante sulla determinazione delle proprietà meccaniche ma anche sull’evoluzione della microstruttura durante processi di formatura in cui si susseguono fasi di riscaldamento e raffreddamento a velocità variabili. Nella pratica industriale, soprattutto quella relativa ai trattamenti pre e post estrusione, si procede spesso a omogeneizzare la billetta (ottenuta per fonderia) prima della deformazione massiva e a valle del processo si attua la successione di solubilizzazione (spesso non necessaria perché si attua contemporaneamente all’estrusione stessa), raffreddamento in acqua e invecchiamento, per indurre la precipitazione di alcuni fasi

secondarie che ostacolano il moto delle dislocazioni, favorendo dunque l'aumento di resistenza meccanica nel materiale.

Gli effetti si diversificano a seconda delle condizioni di processo e delle percentuali di elementi alliganti, variabili da lega a lega; gli effetti macroscopici sono stati studiati e approfonditi largamente in letteratura, tuttavia ancora oggi i modelli matematici in grado di prevedere l'influenza degli elementi di lega e la loro sinergia reciproca durante processi di deformazione plastica e trattamenti termici, sono oggetto di studio <sup>[19, 20]</sup>.

Designazione	Significato	Designazione	Significato
F	Grezzo di fabbricazione	T1	Invecchiamento naturale
O	Ricotto e ricristallizzato ( $R_m$ min)	T3	Tempra di solubilizzazione, def. freddo, invecchiamento naturale.
H1	Solo incrudimento	T4	Tempra di solubilizzazione e invecchiamento naturale.
H2	Incrudimento e parziale ricottura.	T5	Raffreddamento e invecch. artificiale.
H3	Incrudimento e stabilizzazione	T6	Tempra di solubilizzazione e invecchiamento artificiale.
W	Solubilizzazione	T8	Tempra di solubilizzazione, def. freddo e invecchiamento artificiale.

Tab.2.4: Designazione dei principali trattamenti termici delle leghe di alluminio

I trattamenti termici presi in considerazione in questo lavoro sono il trattamento pre-estrazione di ricottura completa di omogeneizzazione (indicato con il suffisso -O) e i trattamenti indicati dai suffissi "-T4" e "-T6", che corrispondono a due varianti del binomio composto da solubilizzazione e invecchiamento.

In Fig.2.2 e 2.3 si riporta per maggiore chiarezza lo schema del tipico ciclo produttivo e termico che accompagnano nella pratica industriale il processo di estrusione delle leghe di alluminio, nello specifico si riporta il ciclo termico relativo alla lega AA6060.

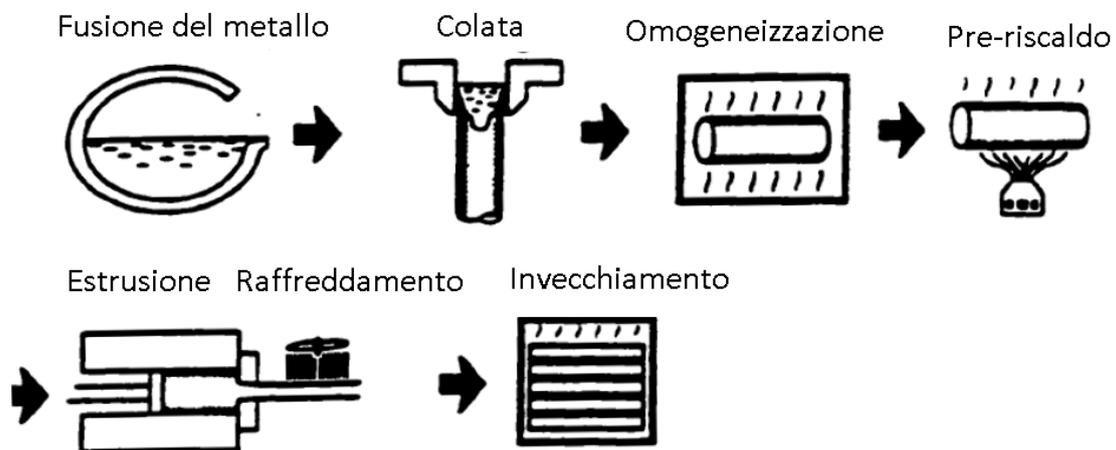


Fig. 2.2: Ciclo produttivo di un profilo estruso in alluminio [21].

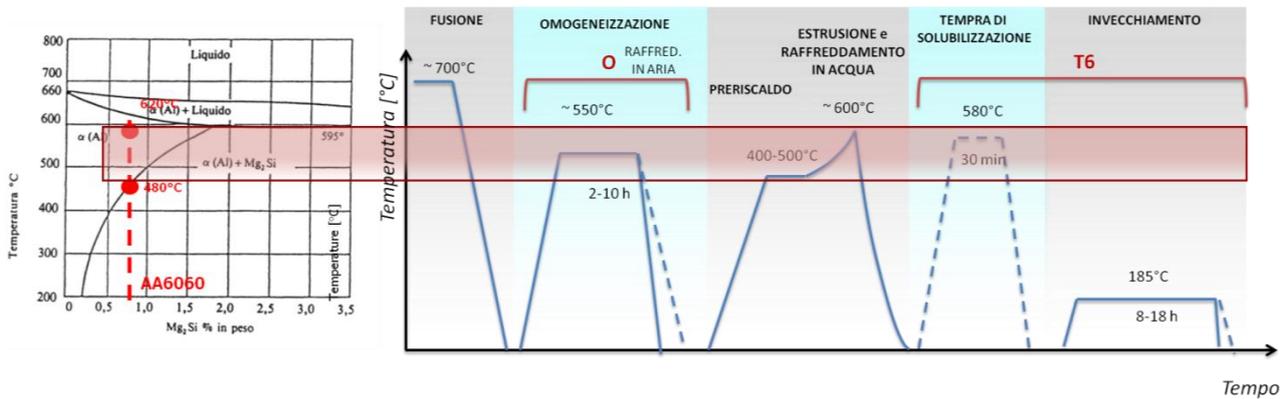


Fig. 2.3: Ciclo termico di un profilo di alluminio estruso in lega AA6060.

Prima di passare in rassegna ogni fase del processo produttivo è bene introdurre le caratteristiche specifiche delle leghe di alluminio oggetto della presente tesi e cioè AA6060, AA6063, AA6082, facenti parte della serie 6XXX, leghe ternarie in cui Al, Mg, Si rappresentano i principali elementi presenti (vedi Fig. 2.4).

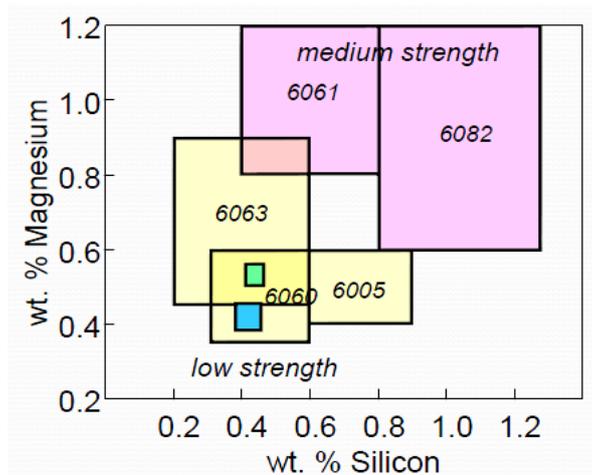


Fig. 2.4: Percentuali di Mg e Si in alcune leghe di alluminio serie 6XXX

Esse vengono considerate a livello industriale ottime leghe da deformazione, trattabili termicamente, leggermente meno resistenti delle leghe serie 2000 e 7000 e con una migliore duttilità e resistenza alla corrosione [15,17]. Godono inoltre anche di buone caratteristiche di formabilità, lavorabilità, truciolabilità, saldabilità e resistenza alla corrosione. Per raggiungere le migliori caratteristiche meccaniche, nella pratica industriale si sottopone il materiale dopo la formatura, al trattamento di solubilizzazione, citato poco fa e approfondito nelle righe successive. L'aggiunta di magnesio comporta l'incremento della resistenza meccanica senza penalizzare la duttilità, l'apporto di silicio diventa importante se abbinato alla presenza di Mg perchè dalla loro

combinazione deriva la formazione del composto intermetallico  $Mg_2Si$  (spesso indicato anche come fase  $\beta$ ), il quale rappresenta la causa principale del fenomeno di indurimento di questa famiglia di leghe.

La presenza di un elevato tasso di Si e quindi di  $Mg_2Si$ , migliora la deformabilità e diminuisce la sensibilità alla tempra, mentre se in eccesso, provoca invece la riduzione della duttilità e infragilimento, a causa della precipitazione del Si ai bordi grano.

In Fig. 2.5 si riportano i diagrammi Alluminio-  $Mg_2Si$ , nei quali è in evidenza la temperatura eutettica corrispondente a  $595^\circ C$  e la massima solubilità solida del composto nell'alluminio si pari a 1,85 wt % [21, 22].

Dal diagramma in Fig. 2.6 possiamo comprendere il motivo per il quale nella pratica industriale e anche nelle prove sperimentali condotte in questa ricerca, i trattamenti di ricottura di omogeneizzazione e di tempra di solubilizzazione hanno previsto il riscaldamento e mantenimento delle leghe rispettivamente a  $580^\circ C$  e  $550^\circ C$ , cioè a temperature che permettano la dissoluzione dei precipitati ma allo stesso tempo impediscano la prematura fusione della fase eutettica [19].

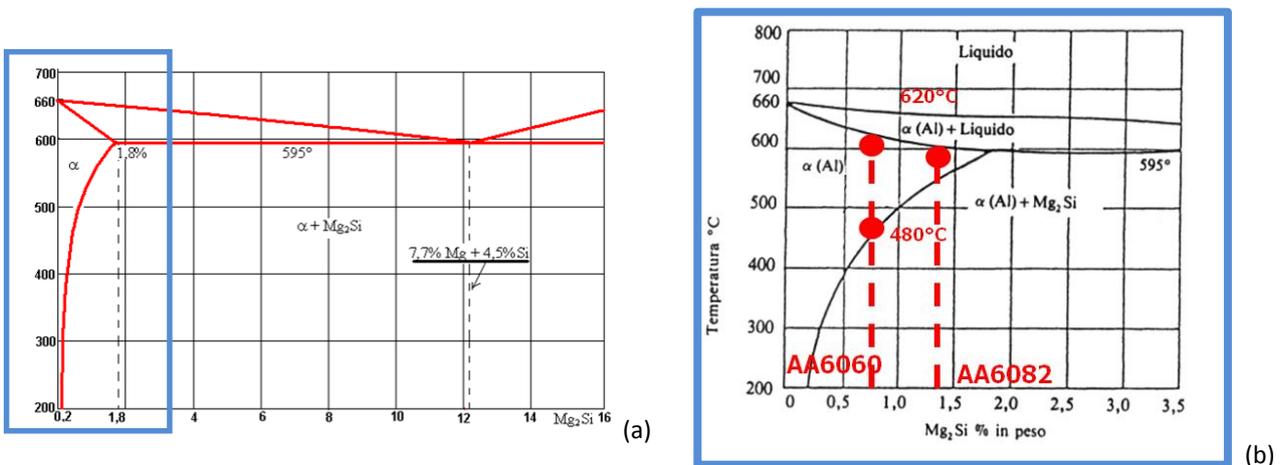


Fig. 2.5 (a),(b): Diagrammi Alluminio-  $Mg_2Si$ .

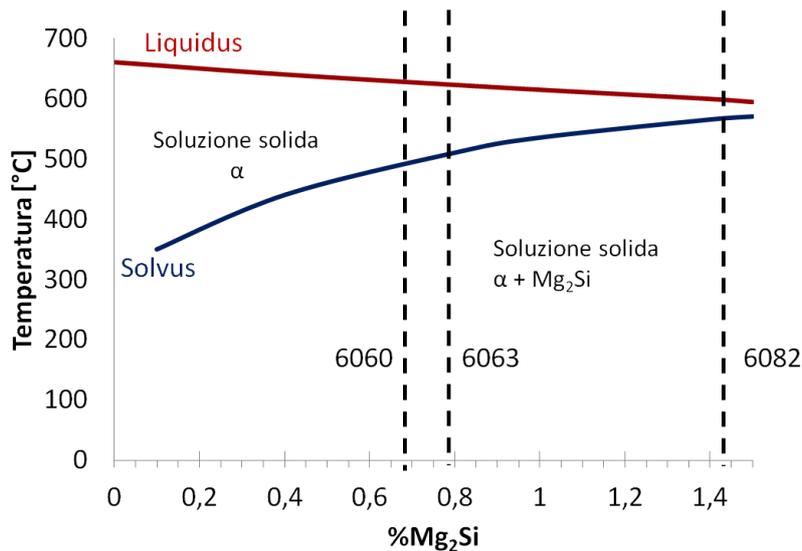


Fig. 2.6: Collocamento delle leghe 6060, 6063,6082 nel diagramma Al- Mg<sub>2</sub>Si.

Sebbene gli elementi caratterizzanti le leghe della serie 6XXX siano Al, Mg e Si, è bene evidenziare che possono essere presenti anche percentuali di altri elementi, quali Mn, Fe e Cr, capaci di influenzare la microstruttura e le proprietà meccaniche perché contribuiscono alla formazione di dispersoidi, i quali a loro volta, in determinate condizioni, possono indurre la precipitazione di composti Mg-Si non favorevoli all'indurimento della lega.

Si riportano in tabella 2.5 le composizioni chimiche di AA6060, AA6063 e AA6082 secondo la norma ISO 6362-7 (2014) <sup>[23]</sup>; nella lega AA6082 sono presenti percentuali più elevate di ogni alligante, questo si traduce in maggiore resistenza meccanica favorita dalla presenza di precipitati e dispersoidi composti da Mg, Si, Cr e Fe <sup>[24-25]</sup> e nella presenza di grani ricristallizzati tendenzialmente più fini. La lega AA6060, che invece tra le tre riportate è quella più povera di elementi di lega, è comunemente ritenuta a bassa resistenza <sup>[22]</sup>.

La diversa composizione chimica, secondo lo studio condotto da Nes <sup>[26]</sup> influenza anche l'energia di attivazione del materiale, che a sua volta condiziona la mobilità dei bordi grano e quindi la tendenza dei grani ad accrescersi. Sono stati trovati sperimentalmente i seguenti valori di energia:  $Q_{AA6060} = 196$  kJ/mol,  $Q_{AA6082} = 207$  kJ/mol; mentre  $Q_{AA6063} = 203$  kJ/mol <sup>[27]</sup>.

La lega AA6063 viene frequentemente impiegata per ottenere profili con sezioni a geometrie complesse, ha caratteristiche meccaniche leggermente superiori della lega AA6060 e –come quest'ultima- possiede la peculiarità, come tutte le leghe impiegate nei processi di estrusione di non necessitare del trattamento di solubilizzazione. Inoltre in una recente ricerca è stato osservato

e verificato sperimentalmente che per elevate temperature di processo (> 450°C) i profili estrusi ricristallizzano staticamente in pochissimi secondi <sup>[28]</sup>, cioè appena il profilo esce dalla matrice.

Elem.chim	AA6060		AA6063		AA6082	
	Min	Max	Min	Max	Min	Max
Cr		0,05		0,1		0,25
Cu		0,1		0,1		0,1
Fe	0,1	0,3		0,35		0,5
Mg	0,35	0,6	0,45	0,9	0,6	1,2
Mn		0,1		0,1	0,4	1,0
Si	0,3	0,6	0,2	0,6	0,7	1,3
Ti		0,1		0,1		0,1
Zn		0,15		0,1		0,2
Altri (tot)		0,15		0,15		0,15
Al		resto		resto		resto

Tab.2.5: Percentuale degli elementi di lega presenti in AA6060, AA6063, AA6082.

In ambito scientifico non sono ancora completamente noti i meccanismi innescati dalla presenza di precipitati e dispersoidi nella matrice di alluminio. Molteplici sono gli studi <sup>[19-20,22,26,29-30]</sup> in cui sono state analizzate le caratteristiche meccaniche e microstrutturali di alcune leghe al variare dei parametri di processo (T,ε); i ricercatori sono in grado di affermare che la variabile presenza di Mg, Si, Mn e Fe comporta nelle leghe della serie 6XXX evidenti differenze microstrutturali durante la ricristallizzazione in seguito a processi di estrusione, ma sono ancora sotto studio modelli matematici che permettano previsioni sulle dimensioni dei grani . É possibile approfondire questi aspetti nel capitolo 4, dedicato alla revisione delle letteratura scientifica.

Ora che sono state chiarite alcune peculiarità delle leghe della serie 6XXX, è possibile prendere in considerazione gli effetti dei vari processi mostrati in Figg. 2.2 e 2.3; di seguito verranno analizzati sommariamente i complessi meccanismi di precipitazione indotti dai processi termici e deformativi. Una trattazione più approfondita di questi aspetti si trova in <sup>[21, 22]</sup>.

### 1) Fusione e colata.

La billetta viene prodotta mediante “Direct Chill (DC) Casting”, processo di colata semi-continua utilizzato soprattutto per la produzione di lingotti in lega non ferrosa. In breve il processo consiste

nel raffreddare con acqua, fino alla completa solidificazione, la colata di metallo in uscita dallo stampo nel quale già acquisisce una certa resistenza meccanica e forma - pur mantenendo l'interno liquido (Fig. 2.7) la billetta ottenuta è caratterizzata da una struttura eterogenea, in cui sono presenti micro e macro segregazioni, differenti fasi tra cui grossolani precipitati e composti intermetallici; la struttura dei grani è tendenzialmente equiassica ma con tensioni residue.

In particolare in alcune leghe come la AA6060 la presenza di Fe, caratterizzato da una bassissima solubilità, oltre alla precipitazione di  $MgSi$  comporta anche la formazione di composti di  $AlFeSi$  e fasi di  $\alpha-AlFeMnASi$  durante la colata (Fig. 2.8).

Per limitare la presenza di segregazioni sulla superficie delle billette, le turbolenze e la presenza di scorie, sono state introdotte in tempi recenti, migliorie nel processo di colata, in particolare: stampi superiori in materiale refrattario, iniezione di aria pressurizzata sotto il materiale refrattario, utilizzo di correnti indotte (Electromagnetic Casting-EMC) che agiscono sul flusso di metallo evitando il contatto con lo stampo e quindi il raffreddamento e portando perciò a ottime microstrutture superficiali. Ulteriori approfondimenti sono reperibili in letteratura<sup>[31]</sup>.

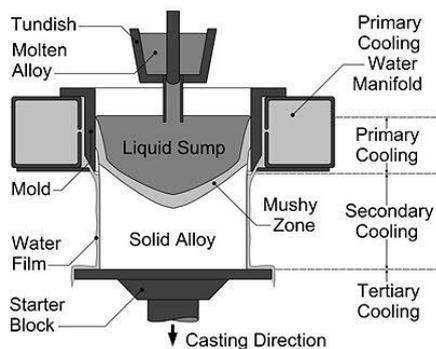


Fig. 2.7: Schema del processo di DC casting <sup>[32]</sup>

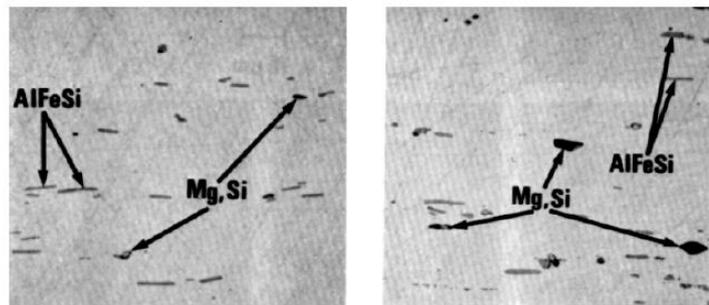


Fig. 2.8: Formazione di precipitati di  $Mg_2Si$  e  $AlFeSi$  <sup>[33]</sup>.

## 2) Ricottura di omogeneizzazione.

Durante il processo di ricottura di omogeneizzazione la lega viene portata ad una temperatura molto elevata intorno a  $550^{\circ}C$ , per svariate ore (Fig. 2.9); in queste circostanze nel materiale viene indotto un processo di detensione e omogeneizzazione della dimensione dei grani.

Al termine del riscaldamento si ottiene una Soluzione Solida Super Saturata (SSSS) – fase  $\alpha$ - la quale è seguita da un raffreddamento controllato che influenza profondamente la microstruttura.

L'abbassamento di temperatura provoca la precipitazione di composti a causa della diminuzione della solubilità solida di Mg e Si (Fig 2.10); nel caso di raffreddamenti lenti in forno o in aria calma, si verificano la nucleazione e la crescita di  $Mg_2Si$  lungo i bordi grano e sulle superfici di grani ricchi

di Fe. Raffreddamenti veloci in acqua o in aria (a seconda della lega) implicano invece il mantenimento della condizione di SSSS, quindi di una struttura a grani fini. Piccole quantità di composti intermetallici eventualmente formatisi, vengono disciolti in fase di pre-riscaldamento. (Fig 2.11)

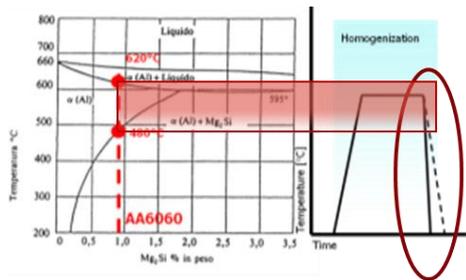


Fig. 2.9: Ciclo termico durante l'omogeneizzazione.

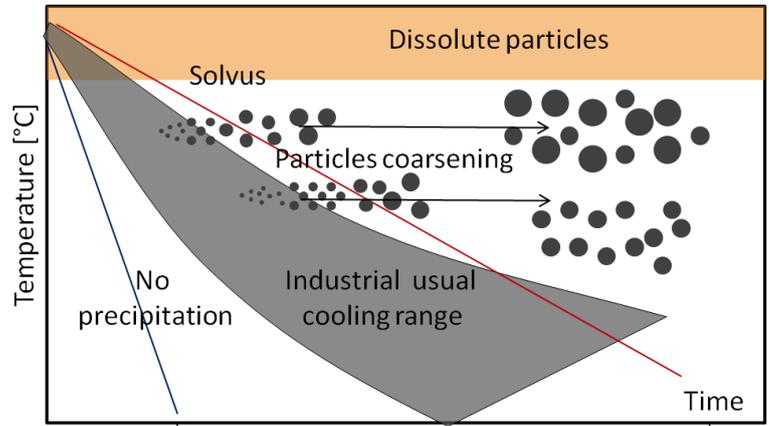


Fig. 2.10: Effetti della velocità di raffreddamento durante omogeneizzazione.

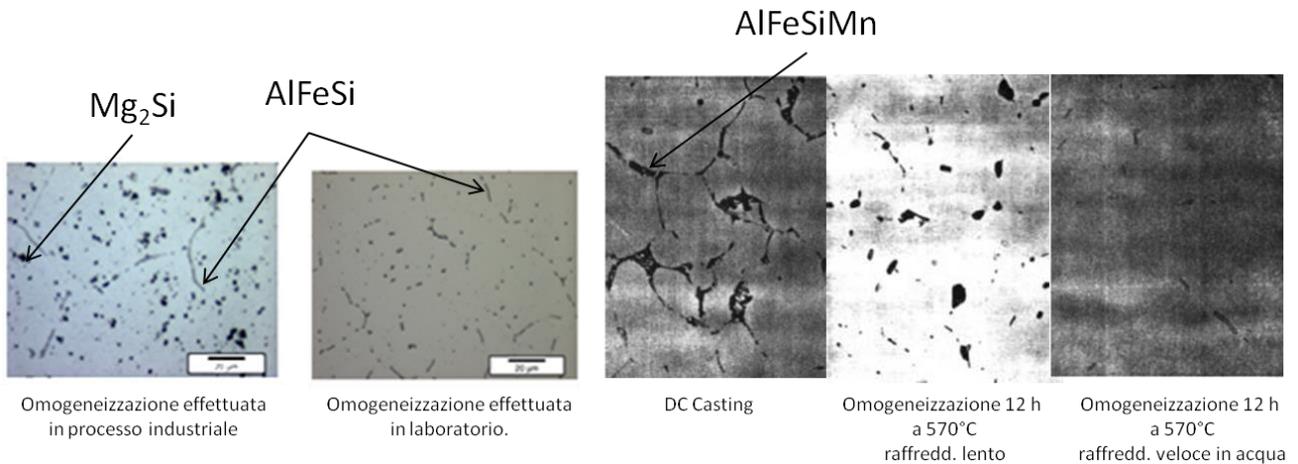


Fig. 2.11: Effetto della temperatura e velocità di raffreddamento durante il processo di omogeneizzazione della lega AA6060.

### 3) Estrusione e raffreddamento

Il processo di estrusione delle leghe di alluminio prevede un veloce pre-riscaldamento intorno a 450°C-500°C (Fig 2.12), l'utilizzo di un forno ad induzione, piuttosto che un forno a gas comporta la completa dissoluzione di ogni fase presente e evita in seguito la formazione di precipitati grossolani come bene in evidenza nel grafico di Fig. 2.13.

Successivamente la deformazione vera e propria avviene quando il materiale viene forzato da un punzone a passare attraverso un orifizio (con opportune dimensioni e geometria) presente sulla

matrice; il materiale esce dunque modellato permanentemente secondo la geometria voluta. In questa fase l'alluminio è sottoposto quindi a tassi di deformazione disomogenei, che cambiano a seconda della geometria e dimensioni della luce e in direzione parallela all'asse longitudinale in funzione della velocità del punzone. Si sviluppano tra la billetta e le pareti del contenitore elevati attriti (condizione di adesione), i quali concorrono ad aumentare la temperatura, già influenzata da  $\epsilon$ .

I cambiamenti microstrutturali caratteristici di questa fase sono pertanto influenzati sia dalla elevate deformazioni che dalla temperatura (Continuous/ Geometric Dynamic Recristallization: CDRX/GDRX). Al termine della formatura, per evitare l'attivazione del processo statico di ricristallizzazione (SRX) è necessario raffreddare molto velocemente il profilo in acqua o in olio (Fig. 2.14), ad una velocità inferiore a quella limite per la formazione di grossolane particelle di  $Mg_2Si$  (Fig. 2.15).

Nella pratica industriale le attrezzature atte al raffreddamento sono spesso posizionate a non meno di un metro dalla uscita dalla matrice per cui il profilo, specialmente se la velocità di estrusione è bassa, impiega alcuni secondi a raggiungere il mezzo temprante e nel caso di alcune leghe come la 6063, questo tempo è sufficiente per attivare il processo di SRX<sup>[28]</sup>.

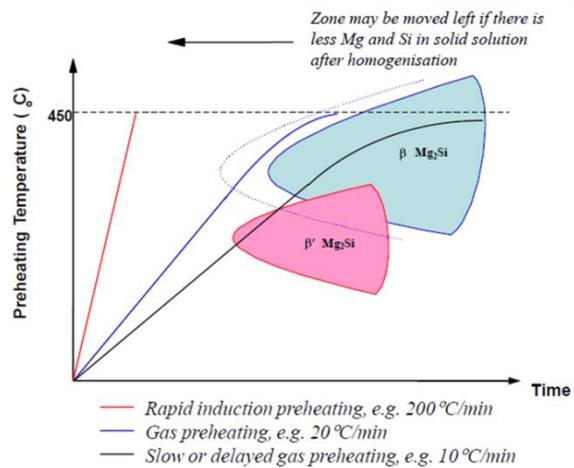
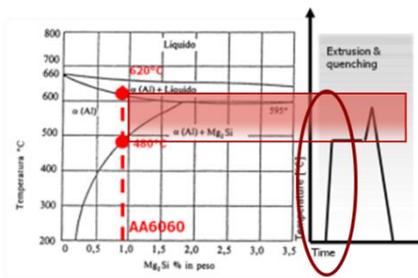


Fig. 2.12: Riscaldamento pre-estrusione

Fig. 2.13: Riscaldamento pre-estrusione effettuato a velocità differenti.

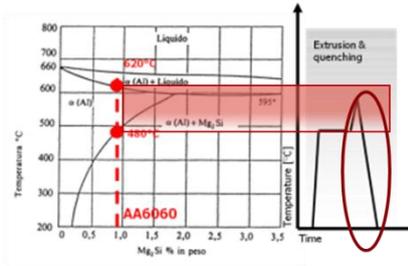


Fig. 2.14: Raffreddamento post-estrusione

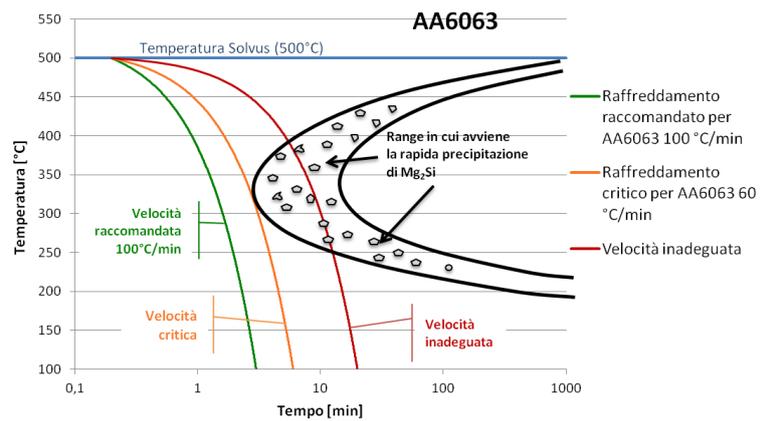


Fig. 2.15: Effetto della velocità di raffreddamento post-estrusione sulla microstruttura della lega AA6063: se la velocità è maggiore di quella critica Mg e Si rimangono in SSSS.

#### 4) Tempra di solubilizzazione

Durante la solubilizzazione il materiale viene scaldato ad una temperatura superiore a quella corrispondente al limite di solubilità di tutti i composti e aggregati di soluto presenti (~ 580°C), in modo da innescare processi di dissoluzione completa (Fig. 2.16). I fattori che governano il processo sono dunque temperatura e tempo di mantenimento, il quale deve essere sufficiente per garantire una condizione di dissoluzione omogenea ma non superare una certa soglia e provocare l'eccessivo ingrossamento dei grani.

Il trattamento di tempra si conclude con un brusco raffreddamento del materiale che blocca quindi il processo diffusivo, congelando lo stato chimico-fisico e microstrutturale della lega, si ottiene dunque una soluzione solida soprassatura.

In questa fase i grani non sono sottoposti a deformazione ma solo a gradienti termici che innescano e guidano processi di recovery, ricristallizzazione statica e in certe condizioni anche crescite anormali dei grani (PCG) (rif. cap. 4)

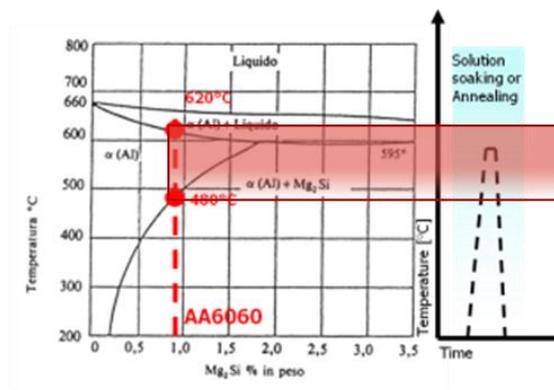


Fig. 2.16: Ciclo termico durante la tempra di solubilizzazione.

## 5) Invecchiamento

Infine il processo di invecchiamento prevede il mantenimento ad una temperatura nell'intorno dei 200°C in modo da innescare la nucleazione e l'accrescimento dei fasi intermetalliche e ottenere indurimento per precipitazione (Fig 2.17). Le trasformazioni microstrutturali che avvengono in questa fase seguono il principio della termodinamica per il quale ogni soluzione solida omogenea tende a precipitare una o più fasi quando ciò provoca un abbassamento dell'energia del sistema. Per giungere alla formazione dei composti intermetallici, dovranno succedersi fasi di nucleazione e accrescimento condizionate a loro volta dalla conformazione del reticolo cristallino e dalla presenza di vacanze e dislocazioni.

La condizione per raggiungere ottimali resistenze meccaniche è innescare la precipitazione di fini particelle di  $Mg_2Si$  (uniformemente distribuite e di grandezza pari a circa  $0,25\mu m$ ); questo processo dipende sia dalla temperatura che dalla durata di invecchiamento (come riportato nel grafico di Fig. 2.18).

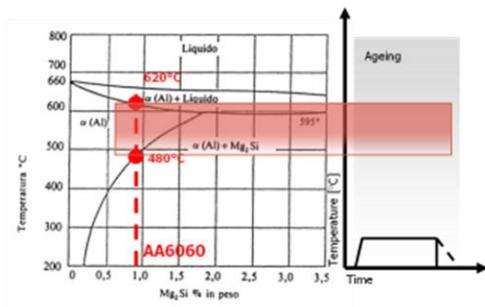


Fig. 2.17: Ciclo termico durante l'invecchiamento.

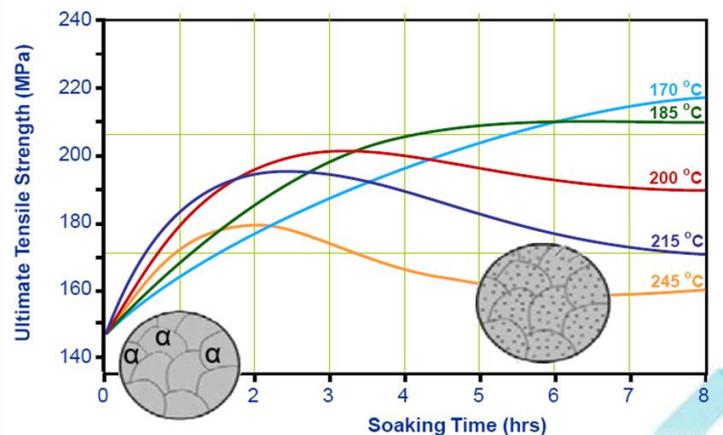


Fig. 2.18: Resistenza meccanica raggiunta da AA6060 durante l'invecchiamento al variare della temperatura e tempo.

La precedente trattazione questo per sottolineare la complessità dei meccanismi di precipitazione indotti dai processi di deformazione e termici, ribaditi anche in recenti edizioni di manuali di metallurgia delle leghe leggere [21, 34].

## 2.2 MMC's: Materiali Compositi a Matrice Metallica- Mg+SiC

La pressante necessità di alleggerire le strutture e i componenti impiegati in ambito aeronautico, automotive e dei trasporti in generale, ha favorito l'interesse e lo sviluppo non soltanto delle leghe di alluminio, ma anche di materiali metallici e compositi con matrice di magnesio <sup>[35-38]</sup>.

La caratteristica più nota e interessante a livello industriale delle leghe di magnesio è sicuramente la leggerezza (densità pari a circa  $1.8 \text{ g/cm}^3$ ), tra i vantaggi si annoverano anche l'eccellente capacità di assorbire vibrazioni, ottima resilienza, conducibilità termica e completa riciclabilità. Allo stesso tempo purtroppo non gode di ottime proprietà meccaniche (riportate in tab. 2.6) soprattutto alle alte temperature: ridotta resistenza meccanica e duttilità (causata dalla sua struttura cristallina esagonale compatta) ed elevata infiammabilità se a contatto con l'ossigeno, specialmente nel caso il metallo sia in forma di fini trucioli o polvere. Dal punto di vista tecnologico ha una buona fusibilità, ma i processi richiedono particolari accorgimenti per evitare appunto il contatto con l'ossigeno. Dal punto di vista chimico non gode di elevata stabilità e ciò provoca la sua scarsa resistenza alla corrosione <sup>[35]</sup>.

Parlando di leghe si sottintende che oltre al magnesio siano presenti anche percentuali di altri elementi chimici, i quali favoriscono determinate caratteristiche, tra i principali alliganti vi sono Alluminio, Zinco, Manganese e Metalli delle terre rare (Scandio Ittrio e lantanidi).

Nella lega ZM21, utilizzata nelle prove di caratterizzazione meccaniche, riportate nel capitolo 4, sono presenti oltre al magnesio, anche percentuali di Zn e Mn, nelle percentuali riportate in tabella 2.7.

Tra tutte le leghe, la ZM21 è tra quelle con tensione di flusso plastico più basso e maggiore duttilità, pur mantenendo buone proprietà meccaniche; permette dunque di ridurre i tempi delle lavorazioni di deformazione plastica, che nella pratica industriale incidono enormemente sul costo finale del componente; per questo motivo è tra le leghe maggiormente impiegate nei processi di deformazione plastica, quali l'estrusione.

	ZM21
<b>Durezza HB</b>	55
<b>Carico di snervamento a trazione (MPa)</b>	150-160
<b>Carico di rottura a trazione (MPa)</b>	230-260
<b>Allungamento a rottura % in 50 mm</b>	11-12
<b>Carico di snervamento a compressione (MPa)</b>	93
<b>Carico di rottura a compressione (MPa)</b>	385
<b>Modulo di Elasticità (GPa)</b>	44-48

Tab. 2.6: Caratteristiche meccaniche della lega ZM21 <sup>[39]</sup>.

	ZM21	
<b>Elem.chim</b>	Min	Max
<b>Al</b>	0,1	
<b>Mn</b>	0,6	1,6
<b>Zn</b>	1,75	2,30
<b>Zr</b>	-	
<b>Si</b>	0,1	
<b>Cu</b>	0,05	
<b>Ni ppm</b>	50	
<b>Fe ppm</b>	0,06	
<b>Altri (tot)</b>	0,3	

Tab. 2.7: Percentuale degli elementi di lega presenti in ZM21 <sup>[39]</sup>.

Per sfruttare il suo primato di leggerezza, negli ultimi decenni sono state condotte molte ricerche da cui è stato dimostrato che l'aggiunta di particelle ceramiche, in particolare ossidi ceramici (es.  $Al_2O_3$ ) e carburo di silicio (SiC) aumentano simultaneamente sia la resistenza a trazione, anche in condizioni di alte temperature, che la rigidità e la durezza del materiale <sup>[37, 40-41]</sup>.

Essendo carburi e ossidi, le particelle di rinforzo vantano una temperatura di fusione superiore ai 2000°C, ciò implica la miscelazione di quest'ultime allo stato solido nel magnesio fuso.

Il processo di mescolamento assume dunque estrema importanza e rilevanza sulla qualità del materiale solidificato; le particelle non entrano in soluzione come avviene nelle leghe metalliche per esempio tra carbonio e ferro, ma vi sarà una interfaccia che separa soluto da solvente.

Questo aspetto è da tenere fortemente in considerazione, così come l'omogeneità della distribuzione del rinforzo, dato che entrambi i fattori vanno ad influenzare la presenza o meno di tensioni localizzate da cui possono innescarsi fratture.

Uno dei processi più utilizzati per la produzione del getto di MMC è lo Stir-casting, il prevede la colata della lega fusa in uno stampo riscaldato e l'azionamento di un miscelatore in grado di distribuire uniformemente le particelle ceramiche in tutto il volume di Mg.

Ovviamente i parametri relativi a tempi e temperature devono essere opportunamente decisi affinché la viscosità del magnesio non ostacoli la miscelazione. Sebbene la rotazione agevoli il mescolamento delle particelle solide nel bagno fuso, è necessario tenere in considerazione gli aspetti negativi di tale pratica. L'evolversi di moti vorticosi comporta spesso l'intrappolamento di

gas e la formazione quindi di porosità, così come il contatto tra Mg e O provoca la formazione di ossidi, più duri ma anche molto più fragili.

Sebbene industrialmente si sia già messo a punto un procedimento ottimizzato di mescolamento in un contenitore sotto vuoto, nella procedura sperimentale riportata nel capitolo 3, questa tecnica non è stata utilizzata. Questa puntualizzazione è fondamentale per spiegare il degradante aspetto delle billette prodotte (vedi Fig. 2.19), in cui sono estremamente evidenti macro- porosità e ossidazioni.



Fig. 2.19: Getto di ZM21: difetti provocati durante processo di fusione dalla presenza di gas o scorie.

## 2.3 Bibliografia

- [1] P. A . Schweitzer, *Metallic Materials. Physical, Mechanical and Corrosion Properties*, CRC Press (2003).
- [2] P.G. Sheasby, R. Pinner, *The Surface Treatment and Finishing of Aluminum and Its Alloys*, 6th Edition, ASM International (2001).
- [3] J. Hirsch, *Aluminum Alloys their Physical and Mechanical Properties*, J.F. Nie et al. eds., Inst. Mat. Eng., Australasia, pp.15–23 (2004).
- [4] M. Negendank, U.A. Taparli, S. Gall, S. Müller, W. Reimers, *Microstructural evolution of indirectly extruded seamless 6xxx aluminum tubes with axial variable wall thickness*, *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 230, pp. 187-197 (2016).
- [5] H. J McQueen, S. Spigarelli, M.E. Kassner, E.Evangelista, *Hot Deformation and Processing of Aluminum Alloys*, CRC Press (2011).
- [6] D.G. Altenpohl, *Aluminum Technology, Applications and Environment*, 6th Edition, Aluminum Association, Washington (1998).
- [7] W.E. Quest, G.H. Narayanan, A.L. Wingert, *Aluminum–Lithium Alloys II*, T.H. Sanders and E.A. Starke eds., Met. Soc. AIME, pp. 313–334 (1984).
- [8] S.Kelly, D. Apelian, *Automotive aluminum recycling at end of life: a grave-to-gate analysis (report)*, Center for Resource Recovery and Recycling (CR3) Metal Processing Institute Worcester Polytechnic Institute (2016).

- [9] [www.aluminum.org/sustainability/aluminum-use#sthash.LLO85LRT.dpuf](http://www.aluminum.org/sustainability/aluminum-use#sthash.LLO85LRT.dpuf)
- [10] F. Fazi, *La progettazione della motocicletta*, Giorgio Nada Editore (2013).
- [11] G. B. Brook, *Smithells light metals handbook*, Butterworth-Heinemann (1998).
- [12] D.U. Furrer, S.L. Semiatin, *Simulation of Induction Heating Prior to Hot Working and Coating, Metals Process Simulation*, ASM Handbook, ASM International, vol 22B, (2009).
- [13] P. Robinson, *Properties of Wrought Coppers and Copper Alloys, Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials*, ASM Handbook, ASM International, vol 2, pp. 265–345 (1990).
- [14] Handbook, Metals, Vol. 1: *Properties and selection: Irons, steel and high performance alloys*. ASM International, Materials Park, Ohio, USA, pp.195-199 (1990).
- [15] E.L. Rooy, *Introduction to aluminum and aluminum alloys*, ASM International, Metals Handbook, Tenth Edition, vol. 2, pp. 3-14 (1990).
- [16] W. F. Smith, J. Hashemi, A. Cigada, S. Faré, M. C. Tanzi, P. Roncoroni, *Scienza e tecnologia dei materiali*, McGraw-Hill (2008).
- [17] A. Sverdlin, *Temperature Requirements for Heating Titanium, Aluminum, Magnesium, and Copper Alloys, Induction Heating and Heat Treatment. Vol 4C*, ASM Handbook, ASM International (2013).
- [18] A.S. Warren, *Aluminum Alloys Their Physical and Mechanical Properties*, Inst. Mat. Eng., Australasia, pp. 24–13 (2004).
- [19] Y. Birol, *Precipitation during homogenization cooling in AlMgSi alloys*, Transactions of Nonferrous Metals Society of China, vol. 23, pp.1875-1881 (2013)
- [20] L. Aydi, M. Khelif, C. Bradai, S. Spigarelli, M. Cabibbo, M. El Mehtedi, *Mechanical Properties and Microstructure of Primary and Secondary AA6063 Aluminum Alloy after Extrusion and T5 Heat Treatment*, Materials Today:Proceedings, vol. 2, pp.4890-4897 (2015)
- [21] D.E. Laughlin, K. Hono, *Physical Metallurgy (5th ed.)*, Elsevier, Amsterdam (2014).
- [22] K. Strobel, M. A. Easton, L. Sweet, M. J. Couper, J.F Nie, *Relating Quench Sensitivity to Microstructure in 6000 Series Aluminium Alloys*, Materials Transactions, vol.52, pp. 914 -919 (2011)
- [23] ISO 6362-7 (2014): Wrought aluminium and aluminium alloys - Extruded rods/bars, tubes and profiles -- Part 7: Chemical composition.
- [24] S. Zaja, B. Bengtsson, C. Jonsson, A. Isaksson, *Quench sensitivity of 6063 and 6082 aluminum alloys*, PROCEEDINGS OF INTERNATIONAL ALUMINUM EXTRUSION TECHNOLOGY SEMINAR ,Vol. 1, pp. 73-82 (2000).
- [25] N. Parson, J.Hankin, K.Hicklin, C. Jowett, *Comparison of the Extrusion Performance and Product Characteristics of Three Structural Extrusion alloys: AA6061, AA6082 and AA6005A*, in PROCEEDINGS OF INTERNATIONAL ALUMINUM EXTRUSION TECHNOLOGY SEMINAR ,vol. 2, pp. 1-12 (2000).

- [26] E. Nes, K. Marthinsen, *Modeling the evolution in microstructure and properties during plastic deformation of fcc-metals and alloys—an approach towards a unified model*, Materials Science and Engineering: A, vol. 322, pp. 176-193(2002).
- [27] A. Gamberoni, L. Donati, B. Reggiani, M. Haase, L. Tomesani, A. E Tekkaya, *Industrial Benchmark 2015: Process Monitoring and Analysis of Hollow EN AW-6063 Extruded Profile*, Materials Today: Proceedings, vol. 2, 4714-4725 (2015).
- [28] K. Zhang, T. Pettersen, C.O. Paulsen, K. Marthinsen, B. Holmedal, A. Segatori, *Recrystallization behaviour of AA6063 extrusions*. In IOP Conference Series: Materials Science and Engineering ,vol. 89, pp. 012057(2015). IOP Publishing.
- [29] J. Van De Langkruis, W.H. Kool, C.M. Sellars, M.R. Van Der Winden, S. Van Der Zwaag, *The effect of  $\beta$ ,  $\beta'$  and  $\beta''$  precipitates in a homogenised AA6063 alloy on the hot deformability and the peak hardness*, Materials Science and Engineering: A, vol. 299, pp.105-115 (2001).
- [30] B. Adamczyk-Cieślak, J. Mizera, K. J. Kurzydłowski, *Microstructures in the 6060 aluminum alloy after various severe plastic deformation treatments*, Materials Characterization, vol. 62, 327-332 (2011).
- [31] G.R. Peris, *Effects of extrusion conditions on " Die Pick-Up" formed during extrusion of aluminium alloy AA6060*. PhD Thesis. Auckland University of Technology (2007).
- [32] <http://www.totalmateria.com/page.aspx?ID=CheckArticle&site=ktn&NM=384>
- [33] O. Reiso, *The effect of composition and homogenization on extrudability of AlMgSi alloys*, 3<sup>rd</sup> International Aluminum Extrusion Technology Seminar, pp.31-40 (1984)
- [34] W. B. Pearson , *A handbook of lattice spacings and structures of metals and alloys: International series of monographs on metal physics and physical metallurgy ,Vol. 4*, Elsevier (2013).
- [35] G. Neite, K. Kubota, K. Higashi, F. Hehmann, *Magnesium-Based Alloys*. Materials science and technology (1996).
- [36] K.U.Kainer, *Magnesium alloys and their applications*. Mediterranean Archaeology and Archaeometry, 1 (1999).
- [37] H. Ferkel, B.L. Mordike, *Magnesium strengthened by SiC nanoparticles*. Materials Science and Engineering: A, vol. 298, 193-199 (2001).
- [38] S.F. Hassan, M. Gupta, *Development of high strength magnesium based composites using elemental nickel particulates as reinforcement*, Journal of Materials Science, vol.37, 2467-2474 (2002).
- [39] <http://www.alufiero.it/index.php/IDcod/192>
- [40] A. Mallick, K. S. Tun, S.Vedantam, M. Gupta, *Mechanical characteristics of pure Mg and a Mg/Y2O3 nanocomposite in the 25–250° C temperature range*, Journal of materials science, vol. 45, pp. 3058-3066 (2010).
- [41] W. L. E. Wong, M. Gupta, *Improving Overall Mechanical Performance of Magnesium Using Nano-Alumina Reinforcement and Energy Efficient Microwave Assisted Processing Route*, Advanced Engineering Materials, 9,pp. 902-909 (2007).

## Capitolo 3 – Caratterizzazione del materiale ZM21+SiC

### 3.1 Obiettivo delle prove.

L'obiettivo della sperimentazione condotta e di seguito descritta è la determinazione delle caratteristiche meccaniche, nello specifico resistenza a trazione, a compressione e a fatica, di campioni estrusi di materiale composito ZM21 caricato con particelle di carburo di silicio (presente al 30% in volume, di dimensioni medie di 0.6  $\mu\text{m}$ ). Particolare attenzione è stata posta nella valutazione dell'effetto dell'aggiunta di particelle micrometriche di SiC sulla specifica lega di magnesio prodotta dall'azienda Alubin e di cui sono note le caratteristiche riportate nelle tabelle 3.1 e 3.2.

	ZM21
<b>Durezza HB</b>	55
<b>Carico di snervamento a trazione (MPa)</b>	150-160
<b>Carico di rottura a trazione (MPa)</b>	230-260
<b>Allungamento a rottura % in 50 mm</b>	11-12
<b>Carico di snervamento a compressione (MPa)</b>	93
<b>Carico di rottura a compressione (MPa)</b>	385
<b>Modulo di Elasticità (GPa)</b>	44-48

Tab. 3.1: Caratteristiche meccaniche della lega ZM21 <sup>[1]</sup>.

	ZM21	
<b>Elem.chim</b>	Min	Max
<b>Al</b>	0,1	
<b>Mn</b>	0,6	1,6
<b>Zn</b>	1,75	2,30
<b>Zr</b>	-	
<b>Si</b>	0,1	
<b>Cu</b>	0,05	
<b>Ni ppm</b>	50	
<b>Fe ppm</b>	0,06	
<b>Altri (tot)</b>	0,3	

Tab. 3.2: Percentuale degli elementi di lega presenti in ZM21 <sup>[1]</sup>.

### 3.2 Produzione del profilo in ZM21+SiC

Il materiale caricato è stato prodotto presso l'Istituto Technion in Israele, mescolando mediante processo di Stir-Casting la lega fusa ZM21 con le particelle di SiC (densità pari a 3,1  $\text{g}/\text{cm}^3$ ), aventi un diametro medio intorno a 5  $\mu\text{m}$ , come mostrano le figure 3.1 (a) e (b).

Purtroppo non sono disponibili informazioni dettagliate relative al processo di fusione (temperature, tempi di fusione, di mescolamento e di raffreddamento), ma è noto che sono state prodotte 7 billette.

La scelta di miscelare i due materiali mediante Stir-casting, senza applicare il vuoto, ha causato evidenti difetti in tutte le 7 billette prodotte. La Fig. 3.2 mostra molto chiaramente la presenza di macro porosità e segregazioni.

Successivamente sono stati estrusi

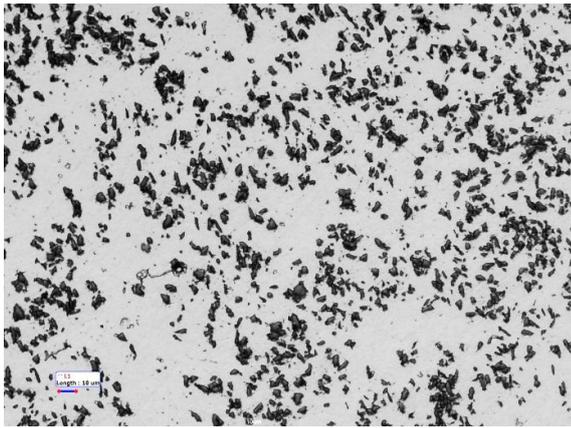
Nonostante tale evenienza si è deciso comunque di provare ad estrarre delle billette prodotte per Stir-Casting preriscaldandole precedentemente a 450°C in forno elettrico—oltre che alcune billette di ZM21 non caricato; per limitare la formazione di ulteriori scorie sulla superficie, la billetta è stata inserita nel forno avvolta da una lamiera.

Nelle figure 3.3 (a) e (b) sono riportate rispettivamente le fotografie del mandrino e della matrice utilizzate per le estrusioni.

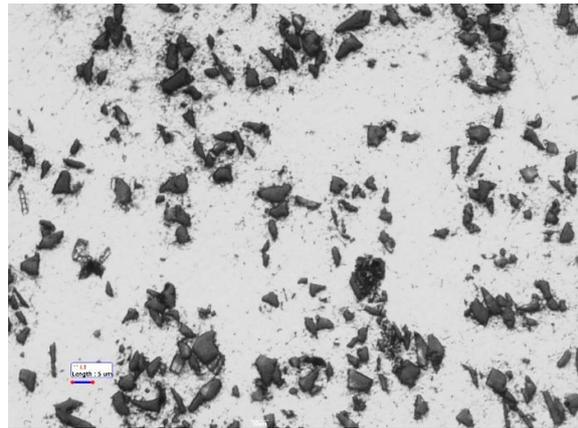
All'uscita dalla matrice il profilo di ZM21+SiC (Fig. 3.4) presentava evidenti difetti riconducibili alla presenza di ossidi e cavità, differentemente dal profilo di ZM21 (Fig. 3.5) che invece appariva senza visibili inclusioni e porosità.

Visti gli scarsi risultati ottenuti sulla prima billetta di ZM21+SiC è stata eseguita su tutte le rimanenti 6 una ricalcatura a caldo, portandole ad una temperatura di 450° C e pressandole contro una matrice senza cavità, attuando quindi una ricalcatura all'interno del contenitore della pressa (Fig. 3.6). La chiusura delle porosità prodotte durante il processo di mescolamento è dimostrabile dalla riduzione di altezza della billetta grezza del 10% circa.

Infine sono state estruse barre cilindriche di diametro 20 mm utilizzando una matrice ad una sola luce, da questi profili sono stati in seguito ottenuti tutti i provini necessari per le prove di caratterizzazione. L'operazione di ricalcatura ha evitato la presenza di porosità all'interno dei provini, ma non ha eliminato la presenza di ossidi, che infatti sono stati riscontrati sia sulla superficie che all'interno del materiale testato.



(a)



(b)

Fig.3.1: Immagini al microscopio ottico del materiale composito ZM21+SiC prodotto per Stir-Casting, riscalcato a caldo ed estruso.



Fig.3.2: Foto di una billetta di ZM21+SiC prodotta mediante Stri-Casting che mette in luce evidenti difetti.



(a)



(b)

Fig.3.3: Foto del mandrino (a) e matrice (b) utilizzati per l'estrusione



ZM21+SiC

Fig.3.4: Profilo estruso di ZM21+SiC in cui sono evidenti la presenza di inclusioni e segregazioni.



ZM21

Fig.3.5: Profilo estruso di ZM21 non caricato, che risulta privo di evidenti difetti.



ZM21+SiC

Fig.3.6: Profilo estruso di ZM21+SiC, a seguito della riscalatura .

### 3.3 Prove di caratterizzazione a carichi statici di trazione e compressione

#### 3.3.1 Materiali e Equipaggiamento

Dai profili di sezione circolare ( $\phi 20$ ) estrusi sono stati ricavati e lavorati meccanicamente 9 provini per da testare a compressione e 11 da testare a trazione. Di seguito nelle figure 3.7 e 3.8 si riportano i disegni costruttivi, mentre le figure 3.9 e 3.10 riportano le foto dei campioni lavorati alle macchine utensili mettendo in risalto alcuni importanti difetti presenti.

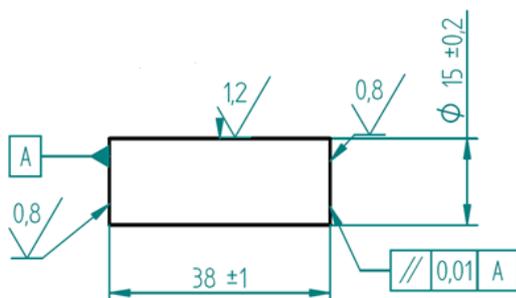


Fig. 3.7: Dimensioni del provini per prova di compressione secondo ASTM E9 – 09 <sup>[2]</sup>.

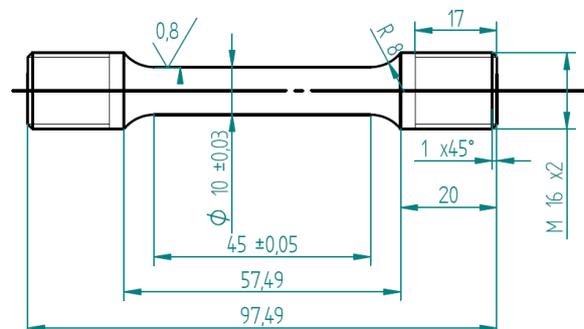


Fig. 3.8: Dimensioni del provini per prova di trazione secondo ISO 6892-1 <sup>[3]</sup>.

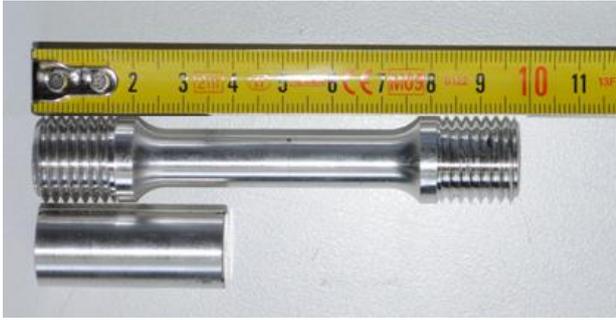


Fig. 3.9: Provini lavorati meccanicamente.



Fig. 3.10: Ossidi presenti nei provini.

Per le prove sono state impiegate le seguenti strumentazioni:

- Una pressa Italsigma mod.FPF100 con carico massimo 100kN, mostrata in Fig. 3.11.
- Morse per afferrare i provini durante le prove di trazione (Fig.3.11).
- Fixture composta da una piastra di base in acciaio a cui sono collegate quattro guide cilindriche sormontate da una seconda piastra in grado di scorrere sulle guide stesse. Sopra alla piastra superiore è posizionata una sfera di acciaio necessaria per minimizzare gli attriti e trasmettere l'intero carico nominale applicato dalla pressa al campione.
- Un estensometro (Fig. 3.12), strumento di misura elettromeccanico, composto da un corpo e due lame, una fissa ed una mobile, la cui distanza iniziale è pari a 25 mm e che aumenta durante l'applicazione del carico di trazione in base al tasso di deformazione del materiale; le lame infatti si muovono solidalmente al provino e il loro moto provoca una variazione di resistenza elettrica, letta dall'apparecchio e trasformata in misura di allungamento. Lo strumento è stato preventivamente tarato.
- Un estensimetro usato per misurare la deformazione dei primi due provini testati a compressione, esso consiste in un supporto isolante flessibile che supporta una lamina metallica (Fig. 3.13). L'indicatore è collegato al provino da un opportuno adesivo, la deformazione viene calcolata dalla variazione della resistenza elettrica.
- Un calibro centesimale digitale.



Fig. 3.11: Pressa Italsigma utilizzata per le prove di trazione e compressione.



Fig. 3.12: Estensometro applicato a un provino prima della prova di trazione.

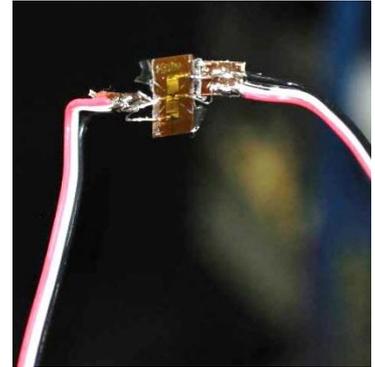


Fig. 3.13: Estensimetro.

### 3.3.2 Procedura sperimentale

La procedura sperimentale è stata svolta secondo la seguente procedura:

1. *Calibrazione della pressa per stabilire la sua cedevolezza.*

L'operazione, mostrata in Fig. 3.14, consiste nell'eseguire una prova di compressione su un elemento in acciaio con rigidità molto elevata (maggiore di quella della macchina e degli utensili utilizzati) per ricavare il modulo di elasticità dell'attrezzatura ( $E_p$ ).

2. *Test di compressione secondo normativa ASTM E9 – 09<sup>[1]</sup>.*

Ogni provino è stato dapprima numerato, valutato in base alla presenza di difetti evidenti e effettuata la misura del diametro col calibro centesimale (Fig. 3.15). Durante il montaggio sulla pressa sono stati applicati strati di olio e Teflon su entrambe le superfici piane per evitare che tensioni tangenziali si sviluppino nel materiale (Fig.3.16); prima dell'applicazione del carico, solo sui provini n.1 e 2 è stato fissato anche l'estensimetro (Fig. 3.17). Infine per ogni provino è stata effettuata la prova applicando il carico ad una velocità di 0,05 mm/s. Sono stati infine misurati i diametri e le altezze finali dopo la rottura (facendo combaciare i due frammenti) e rilevati i dati forniti dalla macchina necessari per calcolare la resistenza e  $\Delta L\%$ .

3. *Test di trazione secondo normativa ISO 6892-1<sup>[2]</sup>.*

Come nelle precedenti prove di compressione, anche i provini sottoposti a trazione sono stati inizialmente numerati, è stata verificata l'eventuale presenza di difetti e rilevata la misura del diametro. In seguito il provino è stato bloccato tra gli afferraggi, vi è stato applicato l'estensometro (preoccupandosi di misurare la distanza tra le lame); sui provini 1 e 2 è stato

posizionato anche un estensimetro ed infine si è dato avvio alla prova applicando il carico ad una velocità pari a 0,02 mm/s fino alla rottura (Fig. 3.19).

Al termine delle prove sono stati rilevati i diametri in corrispondenza della sezione di frattura e la lunghezza finale, oltre che i dati forniti dalla macchina per il calcolo delle caratteristiche meccaniche.

4. *Valutazione dei risultati per la definizione dei carichi di snervamento, resistenze massime, allungamento %, modulo elastico e valutazione dell'influenza dei difetti sulle sopracitate proprietà.*

Per valutare correttamente le caratteristiche meccaniche dopo avere rilevato i dati acquisiti dalla cella di carico, dall'estensometro nel caso della trazione e misurato i provini dopo ogni prova, è stato necessario calcolare alcuni parametri riportati nella tabella 3.3.

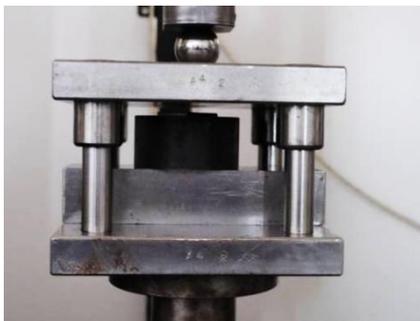


Fig. 3.14: Calibrazione della pressa



Fig. 3.15: Misurazione del diametro di un provino con calibro centesimale.

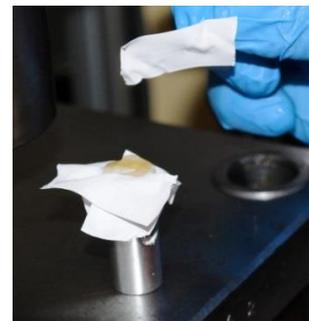


Fig. 3.16: Applicazione di strati di olio e Teflon su un provino.

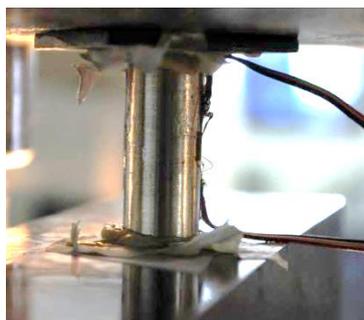


Fig. 3.17: Preparazione e messa in macchina di un provino testato a compressione

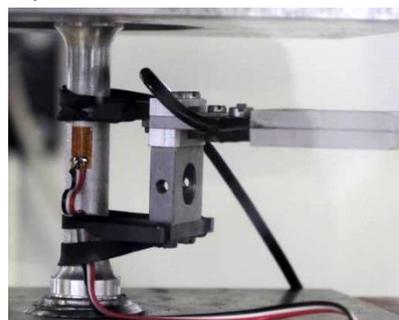


Fig. 3.18: Applicazione dell'estensometro al provino testato a trazione.



Fig. 3.19: Rottura del provino

Simbolo	Formula e Udm	Descrizione
<b>F</b>	[kN]	Forza registrata dalla cella di carico
<b>MaxF</b>	[kN]	Massima forza registrata dalla cella di carico
<b>LVDT</b>	[mm]	Posizione assoluta della pressa
<b>ΔL</b>	$\Delta L = LVDT_i - LVDT_o$ [mm]	Spostamento totale.
<b>ΔL Vero</b>	$\Delta L \text{ Vero} = \Delta L - \frac{MaxF}{E_p}$ [mm]	Allungamento vero del materiale (si tiene conto della rigidità della pressa).
<b>e%</b>	$e = \frac{\Delta L \text{ Vero}}{L_0} \cdot 100$	Deformazione percentuale.
<b>R<sub>ing</sub></b>	$R_{ing} = \frac{F}{A_0} \cdot 1000$ [MPa]	Tensione ingegneristica.
<b>R<sub>sc</sub></b>	[MPa]	Carico di snervamento dal grafico R <sub>ing</sub> -e.
<b>R<sub>mc</sub></b>	$R_{mc} = \frac{MaxF}{A_0}$ [MPa]	Carico di rottura (tensione ing.).
<b>σ</b>	$\sigma = R_{ing} \cdot \frac{L_0 - \Delta L \text{ Vero}}{L_0}$ [MPa]	Tensione reale.
<b>ε</b>	$\epsilon = \ln\left(\frac{L_0 - \Delta L \text{ Vero}}{L_0}\right)$	Deformazione reale.
<b>E<sub>c</sub></b>	[GPa]	Modulo elastico in compressione (calcolato con estensimetro).
<b>E<sub>t</sub></b>	[GPa]	Modulo elastico in trazione (calcolato con estensimetro).

Tab. 3.3: Parametri calcolati e ottenuti sperimentalmente

### 3.3.3 Risultati sperimentali

Per quanto riguarda la calibrazione iniziale si riporta in Fig. 3.20 il grafico carico-corsa da cui è stata ricavata la rigidità complessiva dell'attrezzatura  $E_p$  pari a 134,9 GPa quindi approssimabile a 135 GPa. Il primo tratto in blu rappresenta il recupero dei giochi tra i componenti della fixture e della pressa, mentre il tratto obliquo rappresenta la deformazione elastica dell'intera attrezzatura.

Le Fig. 3.21 (a-c) mostrano la gamma di provini utilizzati per le prove di compressione e trazione, mentre nella tabella 3.4 e 3.5 sono riportate le dimensioni iniziali e finali di ciascun provino.

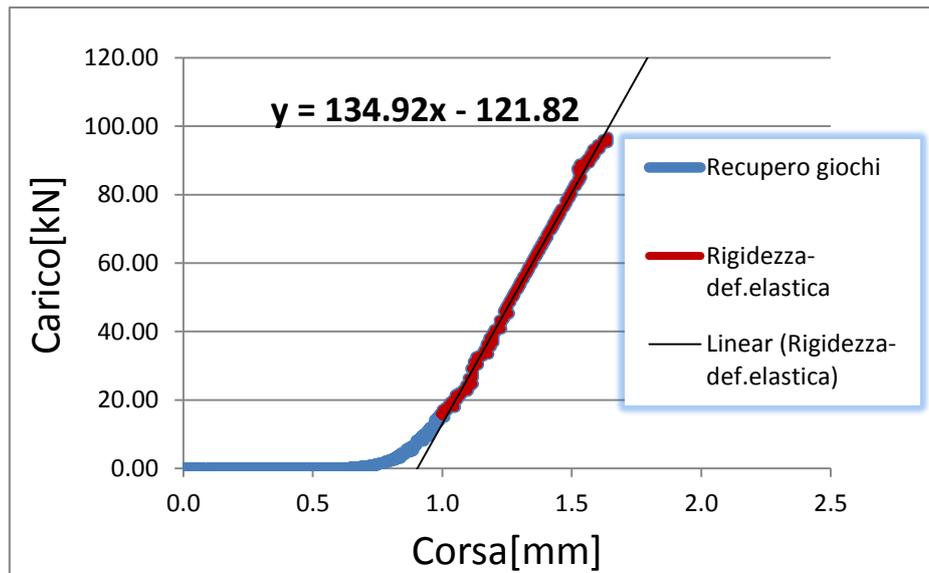


Fig. 3.20: Grafico carico-corsa ottenuto in fase di calibrazione della pressa e attrezzature connesse.

PROVA DI COMPRESSIONE							
Prov. N.	Diametro iniziale D0 (mm)	Lungh. iniziale L0 (mm)	Sezione iniziale A0 (mm <sup>2</sup> )	Diametro finale Df (mm)	Lungh. finale Lf (mm)	Sezione finale Af (mm <sup>2</sup> )	Difetti
1c	15,00	37,82	176,71	15,51	35,55	188,94	Inclusioni interne
2c	15,03	37,65	177,42	15,63	34,63	191,87	
3c	14,99	37,73	176,48	15,58	35,25	190,64	Inclusioni interne
4c	14,97	37,72	176,01	15,44	35,22	187,23	Grosse Inclusioni interne
5c	14,99	37,74	176,48	15,65	34,46	192,36	Inclusioni interne
6c	15,00	37,81	176,71	15,68	34,32	193,10	
7c	15,00	37,75	176,71	15,67	34,28	192,85	Inclusioni superficiali
8c	14,99	37,76	176,48	15,12	36,61	179,55	Grosse Inclusioni interne e superficiali
9c	14,99	37,76	176,48	15,19	35,95	181,22	Grosse Inclusioni superficiali
	Prova valida						
	Prova non valida						

Tab. 3.4: Dimensioni iniziali e finali dei provini testati a compressione.

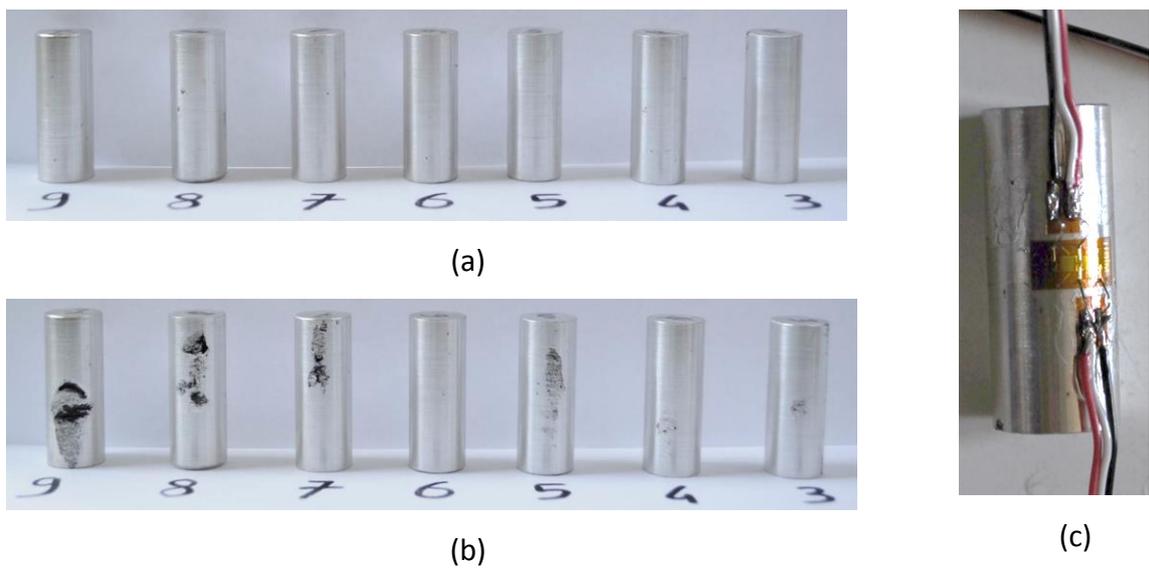


Fig. 3.21: Provini da sottoporre a prova di compressione; in (b) si notano molto bene la presenza di ossidi; in (c) il particolare dell'applicazione dell'estensimetro



Fig. 3.22: Provini 3-9 dopo la prova di compressione.

PROVA DI TRAZIONE								
Prov. N.	Diametro iniziale D0 (mm)	Sezione iniziale A0 (mm <sup>2</sup> )	Lunghezza iniziale L0 +raggi racc. (mm)	Lungh. iniziale L0 (mm)	Lungh. Iniziale estensimetro (mm)	Lungh. finale Lf (mm)	Diametro finale Df (mm)	Sezione finale Af (mm <sup>2</sup> )
1t	10,00	78,54	57,13	44,63	25	45,12	9,93	77,44
2t	10,01	78,70	55,47	42,97	25	43,55	9,92	77,29
3t	10,00	78,54	57,16	44,66	25	44,88	9,97	78,07
4t	10,00	78,54	56,9	44,4	25	46,17	9,74	74,51
5t	10,00	78,54	57,13	44,63	25	45,17	9,91	77,13
6t	9,99	78,38	57,04	44,54	25	45,06	9,9	76,98
7t	10,04	79,17	56,97	44,47	25	44,51	10,04	79,17
8t	10,02	78,85	57,08	44,58	25	45,19	9,94	77,60
9t	9,98	78,23	55,43	42,93	25	44,38	9,8	75,43
10t	10,01	78,70	55,38	42,88	25	43,03	10,01	78,70
11t	9,97	78,07	57,07	44,57	25	44,61	9,97	78,07
	Prova valida							
	Prova non valida							

Tab. 3.5: Dimensioni iniziali e finali dei provini testati a trazione.



Fig. 3.23: Provini da sottoporre a prova di trazione

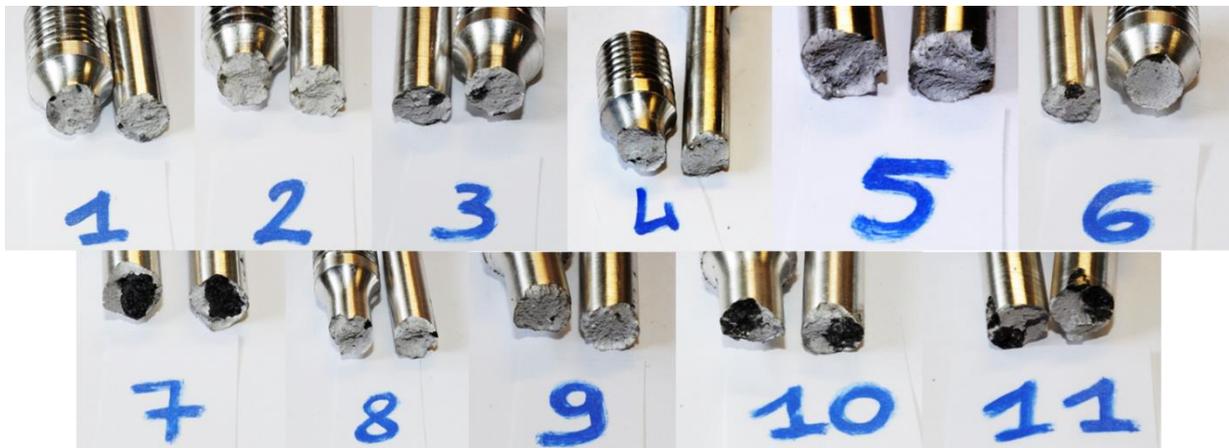


Fig. 3.24: Provini dopo la prova di trazione

I dati ottenuti dai test e misurati sperimentalmente hanno permesso il calcolo di tutti i parametri necessari per tracciare, per ogni prova, i diagrammi  $R_{ing}$  –e da cui ricavare  $R_{sc}$ ,  $R_{st}$ ,  $R_{mc}$ ,  $R_{ms}$  e l’allungamento massimo percentuale. I Moduli di Elasticità  $E_c$  e  $E_t$  sono stati ricavati a partire dagli allungamenti misurati dall’estensimetro nelle prove di compressione e dall’estensimetro nelle prove di trazione, questi ultimi avendo una corsa limitata hanno però interrotto la registrazione dei dati prima del termine delle prove per cui il carico massimo e l’allungamento a rottura sono stati calcolati a partire dai dati registrati dalla cella di carico. In Figg. 3.25, 3.26 e 3.27 si riportano i grafici relativi nell’ordine alla prova di trazione sul provino 1c, 4c, 1t.

Infine nelle tabelle 3.6 e 3.7 e figure 3.28 e 3.29 sono riportati i risultati calcolati nelle prove ritenute valide (sono stati scartati i risultati relativi ai provini maggiormente difettati) relativi a massimi carichi,  $R_s$ ,  $R_m$ ,  $e_{max}$ , con indicazione dei valori medi e deviazioni standard.

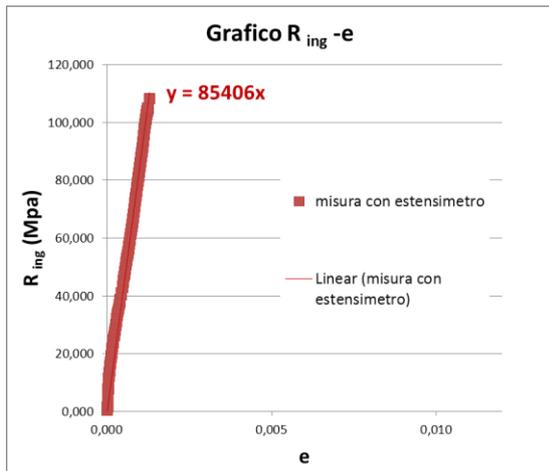


Fig. 3.25: Grafico  $R_{ing}$ -e: deformazione elastico registrata dall'estensimetro nel provino 1c.

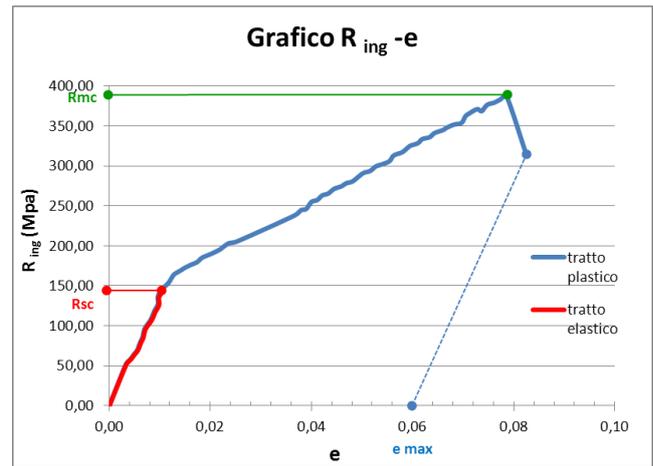


Fig. 3.26: Grafico  $R_{ing}$ -e relativo al provino 4c

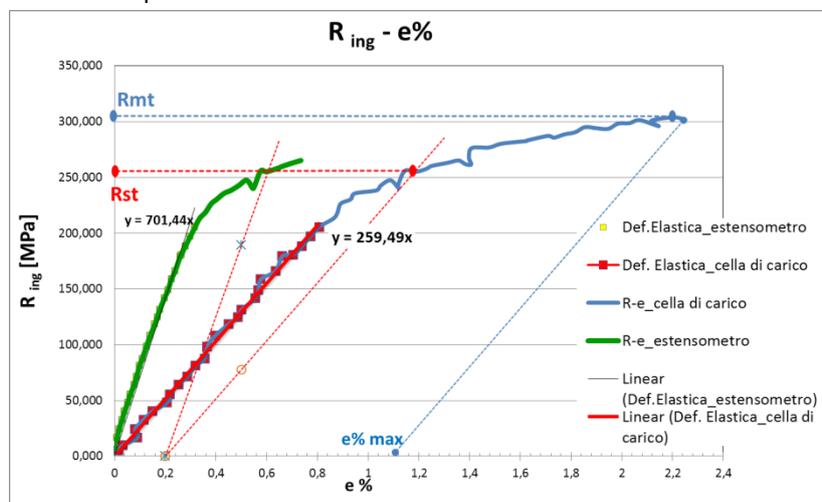


Fig. 3.27: Grafico  $R_{ing}$ -e% relativo al provino 1t

PROVE DI COMPRESIONE					
Prov. N.	MaxF (kN)	e% max	Rsc (MPa)	Rmc (MPa)	Modulo Elastico $E_c$ (GPa)
1c	81,19	9,71	-	457,59	82,98
2c	78,13	6,00	145,09	440,37	
3c	82,26	7,52	161,52	466,09	
4c	68,06	6,00	145,18	386,70	
5c	85,81	7,21	158,64	486,22	
6c	80,38	7,07	130,73	454,87	
7c	83,15	7,75	144,87	470,54	
<b>Media</b>	<b>79,85</b>	<b>7,32</b>	<b>147,67</b>	<b>451,77</b>	<b>82,98</b>
<b>Dev.St.</b>	<b>3,86</b>	<b>0,86</b>	<b>8,27</b>	<b>21,85</b>	

Tab. 3.6: Riassunto delle prove valide di compressione.

PROVE DI TRAZIONE					
Prov. N.	MaxF (kN)	e% max	Rst (MPa)	Rmt (MPa)	Modulo Elastico Ec (GPa)
1t	24,47	1,10	247,00	303,87	69,91
2t	20,49	1,36	225,00	260,13	62,69
3t	20,76	0,49	230,00	264,28	68,14
4t	22,92	3,99	210,00	291,86	68,21
5t	24,25	1,21	245,00	308,73	60,38
6t	20,67	1,17	217,31	263,75	55,74
8t	20,72	1,38	215,00	262,75	59,03
9t	22,20	3,38	215,00	283,79	58,67
<b>Media</b>	<b>22,06</b>	<b>1,76</b>	<b>225,54</b>	<b>279,90</b>	<b>62,85</b>
<b>Dev.St.</b>	<b>1,40</b>	<b>0,96</b>	<b>11,35</b>	<b>17,17</b>	<b>4,43</b>

Tab. 3.7: Riassunto delle prove valide di trazione.

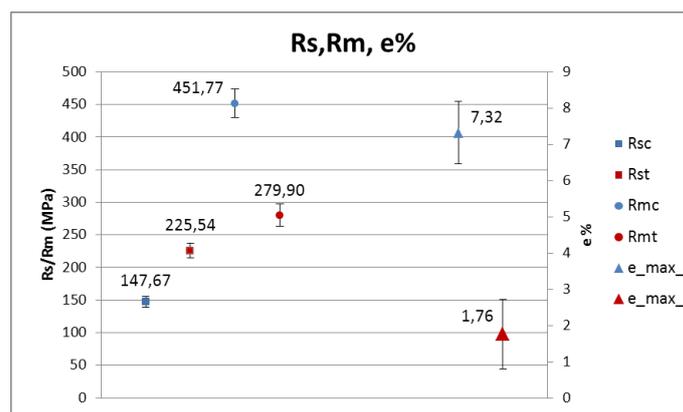


Fig. 3.28: Valori medi e deviazione standard di Rs, Rm, e%\_max.

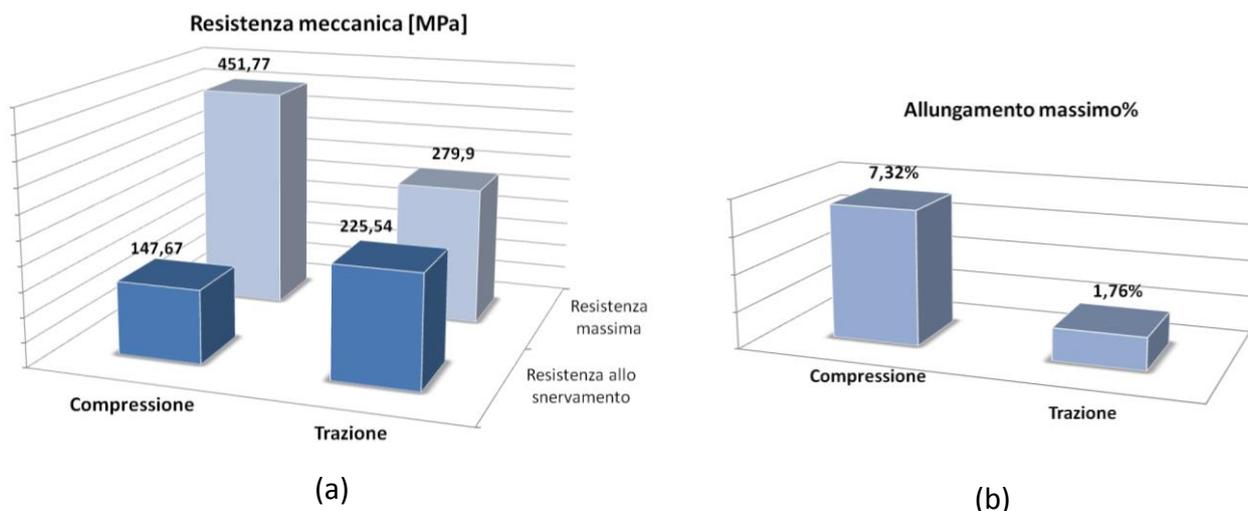


Fig. 3.29: Confronto tra le resistenze meccaniche (a) e l'allungamento massimo a trazione e compressione.

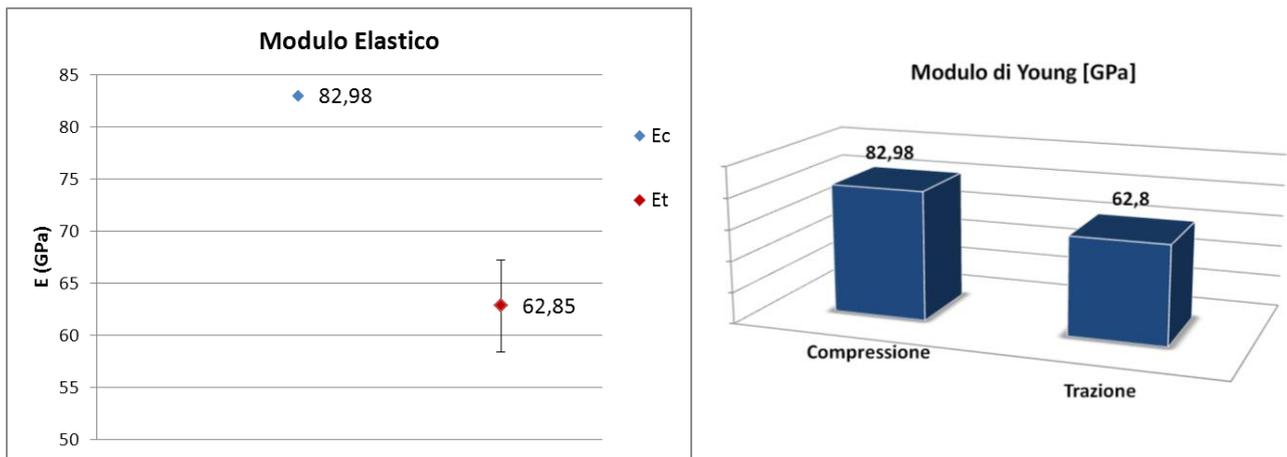


Fig. 3.30: Valori medi e deviazione standard del Modulo di Young a trazione e compressione

### 3.4 Prove di caratterizzazione a fatica (flessione rotante)

#### 3.4.1 Materiali e Equipaggiamento

Dai profili estrusi sono stati ricavati e lavorati meccanicamente secondo normativa ISO 1143 [3], anche 13 provini da sottoporre a prove di flessione rotante.

Il disegno riportante le dimensioni corrette e la foto di uno dei campioni prodotti sono riportate in Fig. 3.31.

Per portare a termine le prove sono state impiegate le seguenti strumentazioni:

- Macchina per prove di flessione rotante su 2 punti, mod. 2 TM 831, con unità di comando servo-idraulico (Figure 3.32 e 3.33). Frequenza di rotazione di 60 Hz (3600 rpm).
- Un comparatore per la misura dell'eccentricità (Fig. 3.34).
- Un calibro centesimale digitale.

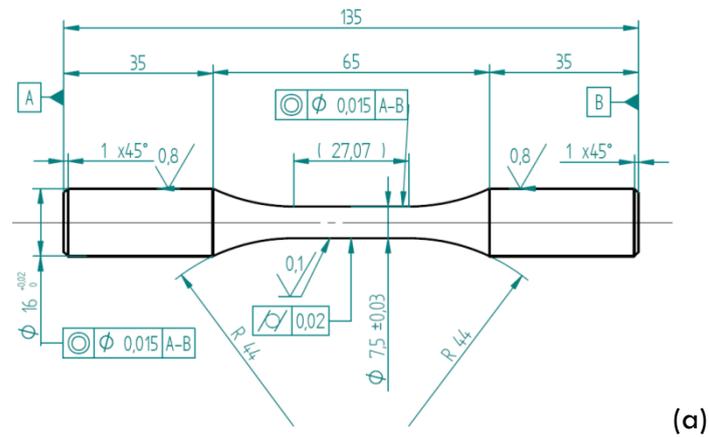


Fig. 3.31: Dimensioni e foto del provino per prova di flessione rotante secondo ISO 1143 [3].



Fig. 3.32: Macchina per prova di fatica a flessione rotante Italsigma mod. 2TM 831

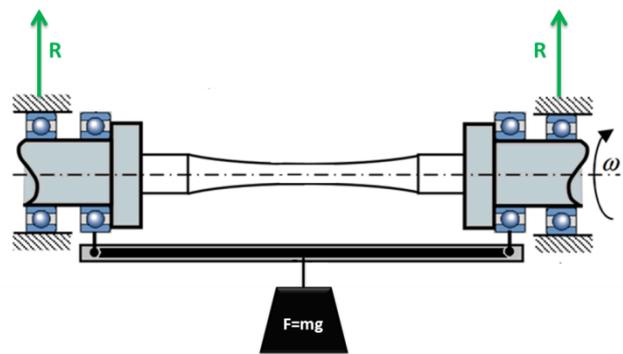


Fig. 3.33: Schema di funzionamento della macchina di flessione rotante su due punti.



Fig. 3.34: Comparatore per la misura dell'eccentricità

### 3.4.2 Procedura sperimentale

Si riassume di seguito la procedura sperimentale seguita.

1. *Pulizia dei provini con alcol etilico e misurazione del diametro minimo (Figg. 3.35-3.36)*

Dato che la condizione superficiale dei provini influenza in modo rilevante l'esito del test di verifica della resistenza a flessione rotante tutti i campioni sono stati ripuliti con alcool etilico. Non si è ritenuto opportuno eseguire anche la lucidatura meccanica in quanto già ad occhio nudo era possibile accorgersi di macroscopici difetti presenti nel materiale (Fig. 3.36).

2. *Montaggio sulla macchina, controllo della eccentricità e avvio della prova (Figg. 3.37-3.38).*

Dopo il montaggio del provino sulla macchina è stata verificata l'eccentricità che è risultata per tutte le prove non superiore a 0,02, quindi si è dato avvio alle prove.

3. *Registrazione del numero di giri rappresentanti la vita a fatica del provino e costruzione del diagramma S-N.*

I provini sono stati sottoposti a carichi differenti, a seconda della dimensione reale della sezione e della sollecitazione da provocare, in modo da acquisire i dati sul numero di cicli, necessari per il tracciamento della curva S-N. In Tab. 3.8 si riportano tutti i dati acquisiti sperimentalmente e calcolati. Sono evidenziate in verde le prove sui provini che hanno resistito il maggior numero di cicli mentre in rosso sono indicate le prove sui provini più deboli.

4. *Valutazione dei difetti presenti sulla superficie di rottura.*

La valutazione della superficie di frattura ci ha permesso di ricondurre con certezza la precoce rottura di alcuni provini (2,3,6) alla presenza di grosse porzioni di ossidi e come evidenziano le foto in Fig. 3.39 (a-c).



Fig. 3.35: Provini numerati dopo pulizia con alcol.



Fig. 3.36: Difetti presenti sulla superficie.



Fig. 3.37: Montaggio del provino sulla macchina.

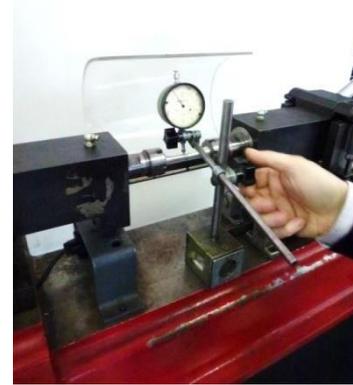


Fig. 3.38: Misura dell'eccentricità.

### 3.4.3 Risultati sperimentali

Codice Provino	Ø provino [mm]	Modulo di resistenza a flessione [mm <sup>3</sup> ]	Tensione richiesta [MPa]	Peso richiesto [kg]	Peso "Porta Pesì" [kg]	Peso da applicare [kg]	Peso applicato [kg]	Tensione Reale [MPa]	Cicli a rottura
1	7,53	41,92	110	6,71	1,3	5,41	5,4	<b>109,76</b>	<b>6,E+06</b>
2	7,49	41,25	135	8,11	1,3	6,81	6,9	<b>136,50</b>	<b>2,E+04</b>
3	7,59	42,93	135	8,44	1,3	7,14	6,9	<b>131,18</b>	<b>1,E+05</b>
4	7,49	41,25	135	8,11	1,3	6,81	6,9	<b>136,50</b>	<b>1,E+05</b>
5	7,61	43,27	110	6,93	1,3	5,63	5,7	<b>111,10</b>	<b>2,E+05</b>
1bis	7,53	41,92	110	6,71	1,3	5,41	5,4	<b>109,76</b>	<b>9,E+06</b>
6	7,54	42,08	120	7,35	1,3	6,05	6,05	<b>119,93</b>	<b>7,E+04</b>
7	7,61	43,27	110	6,93	1,3	5,63	5,7	<b>111,10</b>	<b>3,E+05</b>
8	7,63	43,61	120	7,62	1,3	6,32	6,2	<b>118,10</b>	<b>2,E+05</b>
9	7,60	43,10	110	6,90	1,3	5,60	5,7	<b>111,54</b>	<b>3,E+05</b>
10	7,55	42,25	105	6,46	1,3	5,16	5,2	<b>105,64</b>	<b>5,E+05</b>
11	7,59	42,93	105	6,56	1,3	5,26	5,2	<b>103,98</b>	<b>2,E+05</b>
12	7,55	42,25	95	5,85	1,3	4,55	4,55	<b>95,08</b>	<b>1,E+07</b>
13	7,61	43,27	95	5,99	1,3	4,69	4,55	<b>92,85</b>	<b>2,E+05</b>

Tab. 3.8: Riassunto dei dati calcolati e rilevati al fine di costruire la curva S-N

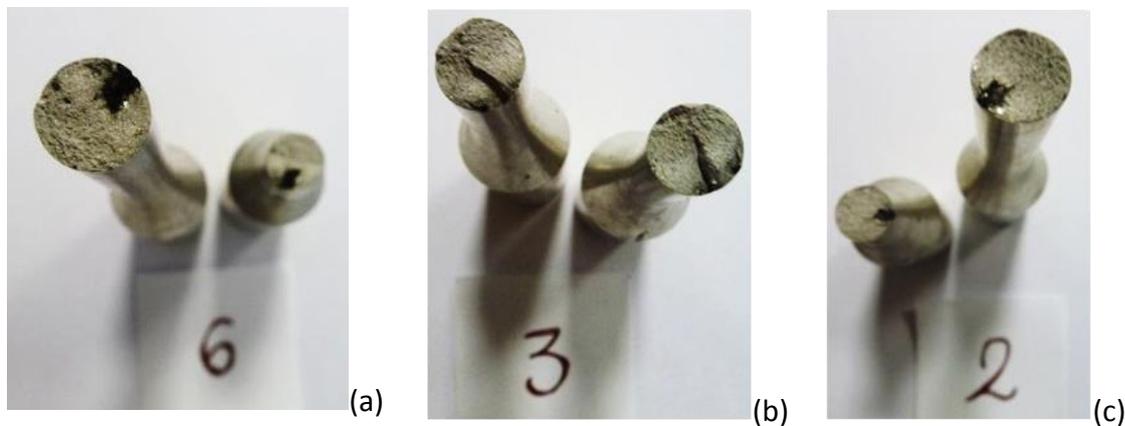


Fig. 3.39 (a-c): Abbondante presenza di ossidi sulla superficie di frattura rilevata su tre provini.

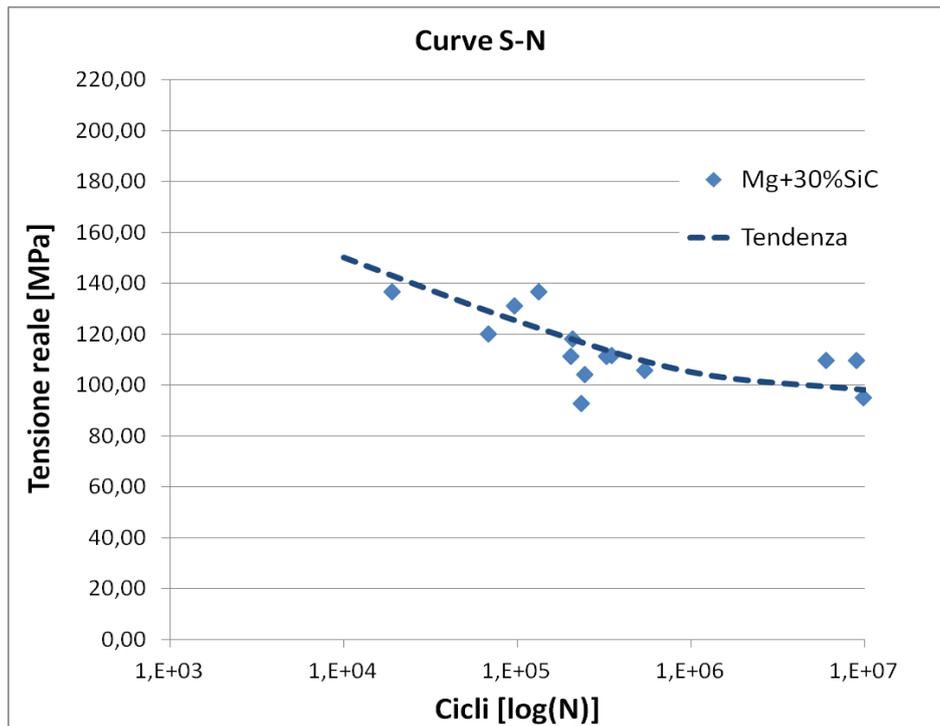


Fig. 3.40: Curva S-N

### 3.5 Conclusioni

Le prove di caratterizzazione meccaniche precedentemente esposte, condotte su provini di ZM21+SiC estruso hanno messo in evidenza che l'aggiunta di SiC comporta, rispetto alla lega di magnesio non caricata (vedi tab. 3.9), un notevole aumento della resistenza sia a trazione (+45%) che a compressione (+59%) e della rigidezza, a discapito però di una drastica riduzione della plasticità.

Anche il confronto con le caratteristiche meccaniche della lega AA6060-T6 mette in evidenza la superiorità del materiale composito soprattutto dal punto di vista della resistenza a trazione (+18%).

Per quanto riguarda i risultati ottenuti dalle prove di flessione rotante, è emerso che il materiale ZM21+30%SiC testato ha un comportamento a fatica del tutto paragonabile con quello di una lega di alluminio serie 6XXX con carico di rottura pari a 320 MPa.

È molto importante sottolineare che tutti i risultati ottenuti in questo lavoro riguardano un materiale in cui erano presenti grossi ed evidenti porosità ed inclusioni che certamente hanno influenzato negativamente sulle caratteristiche testate. E' realistico dunque supporre che, ottimizzando il processo di fusione, mescolamento e colata sia possibile ottenere billette di qualità

nettamente superiore e che quindi i reali valori di resistenza meccanica e a fatica possano raggiungere valori più elevati.

La tabella 3.9 e i grafici in Fig. 3.41 e 3.42 riportano le caratteristiche di AA6060, ZM21 e ZM21+SiC a confronto.

	ZM21+SiC	ZM21-F		AA6060-T6	
Densità [g/cm <sup>3</sup> ]	2,21	1,78		2,7	
Durezza HB		55/66		85	
Modulo di Young [Mpa]	<b>62800</b>	45000		69000	
Trazione					
Rs_t [Mpa]	<b>225</b>	155	<b>45%</b>	190	<b>18%</b>
Rm_t [Mpa]	<b>280</b>	250	<b>12%</b>	220	<b>27%</b>
A%	<b>1,8</b>	11	<b>-84%</b>	10	<b>-82%</b>
Compressione					
Rs_c [Mpa]	<b>148</b>	93	<b>59%</b>	190	<b>-22%</b>
Rm_c [Mpa]	<b>452</b>	385	<b>17%</b>	220	<b>105%</b>
A%	<b>7,2</b>	10	<b>-28%</b>	11	<b>-35%</b>

Tab. 3.9: Confronto tra caratteristiche meccaniche di ZM21+SiC , ZM21-F e AA6060-T6

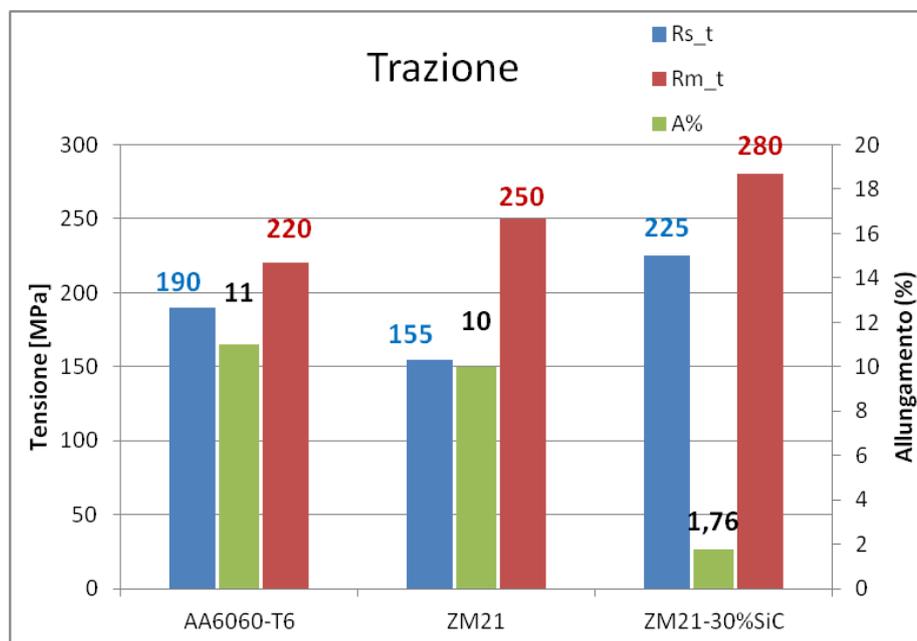


Fig. 3.41: Confronto tra le caratteristiche di ZM21+SiC, ZM21 e AA6060 caratterizzate a trazione

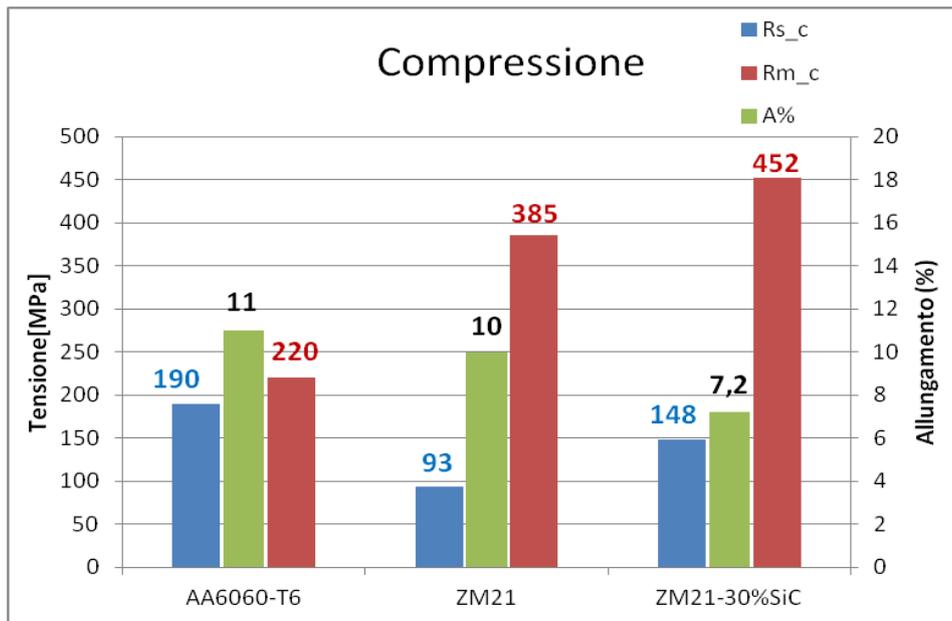


Fig. 3.42: Confronto tra le caratteristiche di ZM21+SiC, ZM21 e AA6060 caratterizzate a compressione

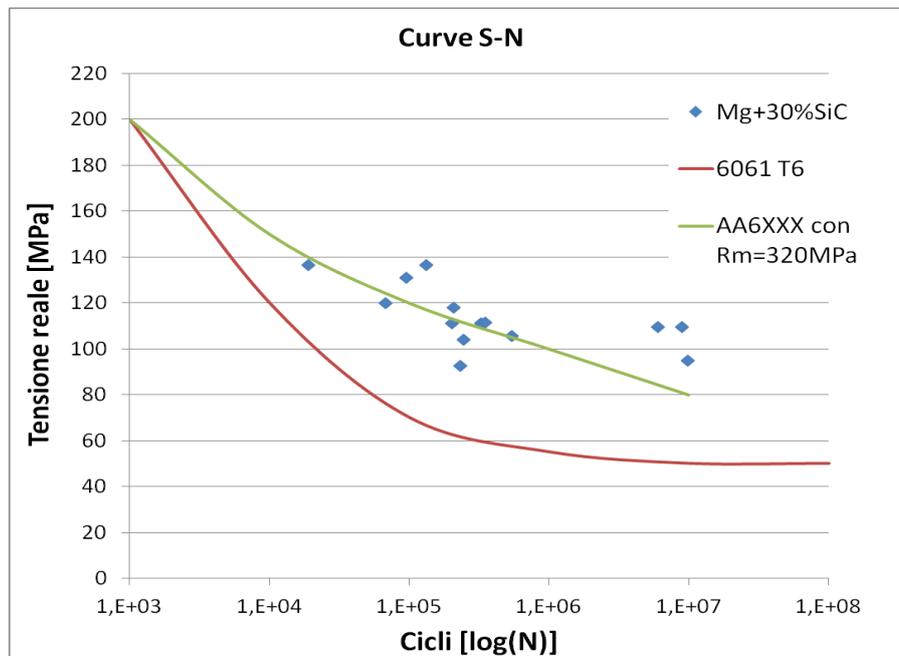


Fig. 3.43: Confronto tra curve S-N di leghe di alluminio serie 6XXX e risultati sperimentali su Mg+SiC

### 3.6 Bibliografia

- [1] <http://www.alufiero.it/index.php/IDcod/192>
- [2] ASTM E9 - 09 Standard Test Methods of Compression Testing of Metallic Materials at Room Temperature.
- [3] ISO 6892-1:2016. Metallic materials -- Tensile testing -- Part 1: Method of test at room temperature.
- [4] ISO 1143:2010. Metallic materials -- Rotating bar bending fatigue testing.

# Capitolo 4- Il fenomeno di ricristallizzazione delle leghe di alluminio durante il processo di estrusione

## 4.1 Introduzione.

I processi di ricristallizzazione nei metalli, sebbene siano oggetto di studio da oltre un secolo<sup>[1]</sup>, seguono fenomeni metallurgici non ancora completamente noti, sia per quanto riguarda la fenomenologia che per quanto riguarda le cause. In letteratura scientifica sono infatti reperibili estese review<sup>[2-4]</sup> che ripropongono i risultati di un elevato numero di ricerche condotte principalmente su acciai, leghe di alluminio e magnesio. Tali lavori mostrano che:

- non sono ancora stati definiti precisi modelli analitici che possano essere utilizzati per ogni condizione di processo,
- i ricercatori non sono ancora in grado di distinguere con precisione il verificarsi dei diversi meccanismi di ricristallizzazione: possono infatti manifestarsi contemporaneamente o avvenire in sequenza e variare in base alla natura chimica del materiale e/o condizione di processo tecnologico<sup>[4]</sup>.

La classificazione più generale distingue la ricristallizzazione dinamica (abbreviata con la sigla DRX) da quella statica (SDX).

La prima (DRX) avviene quando il materiale viene sottoposto a deformazione, sotto queste condizioni una parte dell'energia in gioco viene trasformata in calore mentre un'altra parte viene accumulata nella microstruttura del materiale sotto forma di dislocazioni<sup>[2]</sup> e al crescere della deformazione l'instabilità termodinamica, che caratterizza il sistema in queste condizioni, aumenta<sup>[5]</sup>.

In generale l'immagazzinamento dell'energia di deformazione è favorito, oltre che dal tasso di deformazione, dalle temperature più basse e da un alto tenore di elementi di lega presenti nel metallo. Il processo di DRX si attiva già durante la deformazione proprio per ridurre questa energia accumulata e consiste, come propriamente definito in<sup>[6]</sup>, nella formazione (nucleazione o suddivisione) e migrazione (accrescimento, se presente) di strutture, definite grani, aventi angoli elevati di orientamento cristallografico, in gergo scientifico High Angle Grain Boundaries (HAGBs); il bordo grano viene infatti definito come il confine tra regioni con uguale composizione chimica e struttura cristallina ma una orientazione cristallografica che differisce rispetto a quella della

struttura adiacente di almeno  $15^\circ$ <sup>[7]</sup>. Quando la differenza di inclinazione è invece inferiore a questa soglia e si aggira tra  $5^\circ$  e  $15^\circ$  la struttura cristallina viene definita subgrano (Low Angle Grain Boundaries o LAGBs).

La ricristallizzazione statica (SRX) avviene invece post-deformazione ed è guidata principalmente dal gradiente termico, sebbene l'entità di deformazione  $\epsilon$  raggiunta durante la precedente fase di deformazione abbia una influenza rilevante sulla dimensione finale del grano staticamente ricristallizzato <sup>[1]</sup>.

Esistono infine anche altri meccanismi atti a diminuire l'energia immagazzinata:

- Il meccanismo che in gergo tecnico viene definito "recovery", il quale non implica migrazione di bordi grano ma solo riassentamento delle dislocazioni e formazione di subgrani verso una condizione di minore energia, specialmente nei materiali in cui l'energia correlata ai difetti di sovrapposizione dei piani atomici nel reticolo cristallino (Stacking Fault Energy o SFE), è bassa <sup>[4]</sup>;
- il meccanismo di ingrossamento del grano, il quale può avvenire secondo una crescita "normale" o "anormale" <sup>[2]</sup> e che implica in ogni caso la diminuzione della superficie di bordo grano.

Nello specifico del processo di estrusione, il fenomeno di "Abnormal Grain Growth" o "Peripheral Coarse Grain structure (PCG)" si manifesta, come è facile intendere, in una crescita spropositata di alcuni grani (vedi Fig. 4.1) solitamente posti nella parte superficiale del profilo o provino sottoposto a deformazione, dove il grado di deformazione e le velocità di deformazione sono più elevate<sup>[8,9]</sup>; nelle zone limitorfe invece la struttura rimane molto spesso fibrosa<sup>[10]</sup>.

Il fenomeno di PCG provoca un grave deterioramento delle proprietà meccaniche<sup>[11]</sup> in particolare un drastico calo della resistenza, della deformabilità e della resistenza alla corrosione. In letteratura esistono alcune indagini che analizzano l'insorgenza del fenomeno <sup>[9]</sup> e che tentano di correlare il meccanismo a condizioni di processo locali. Si tratta di un fenomeno che si manifesta durante la ricristallizzazione statica, già pochi secondi dopo la conclusione della deformazione o, nel caso di estrusione, l'uscita dalla matrice <sup>[12]</sup>. Alcuni ricercatori <sup>[13]</sup> ipotizzano che la causa sia la mancanza di una sufficiente energia immagazzinata che permette quindi la crescita di pochi nuclei, i quali, nel corso del loro ingrandimento inglobano anche quelli limitrofi.

Purtroppo non sono ancora stati proposti e validati in letteratura dei modelli analitici implementabili all'interno di un ambiente FEM: solo lo studio eseguito da Eivani <sup>[14,15]</sup> propone un

modello di previsione basato sulla distribuzione statistica mediante un approccio Monte Carlo che potenzialmente potrebbe essere ottimizzato e adattato per l'uso in ambiente FEM. Non essendoci ancora tale opportunità, non verrà preso in considerazione in questo lavoro il fenomeno di ingrossamento anormale dei grani, riscontrato in limitate porzioni dei provini oggetto di sperimentazione.

Nel seguito della tesi, verrà presentata un'analisi dettagliata dei modelli proposti in letteratura, sulla previsione del grano ricristallizzato sia dinamicamente che staticamente. In letteratura si rileva inoltre la quasi totale assenza di modelli sperimentati e validati su leghe di alluminio estruse con tassi di deformazione elevati, cioè in condizioni analoghe a quelle presenti nella pratica industriale.

La presente ricerca si pone dunque l'obiettivo di verificare l'affinità e l'applicabilità di alcuni dei modelli di seguito riportati con i dati sperimentali ricavati da diverse prove realizzate su impianti di estrusione industriale.

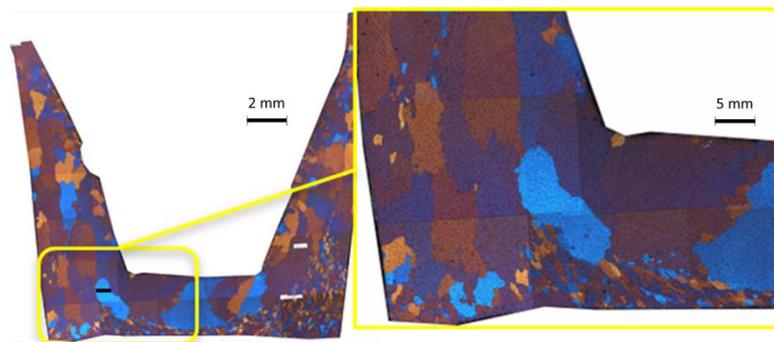


Fig.4.1: Fenomeno di crescita anormale di grani riscontrata in un campione di AA6060.

## 4.2 La ricristallizzazione dinamica (DRX).

### 4.2.1 Tipologie di ricristallizzazione dinamica.

La ricristallizzazione dinamica è un meccanismo complesso che, come detto, può presentarsi sul materiale sottoposto a processi di deformazione plastica; la sua complessità deriva dalla moltitudine di fattori che hanno un importante effetto su di esso: l'energia di impilamento (Stacking Fault Energy), le condizioni termo-meccaniche di processo, le dimensioni iniziali del

grano, la composizione chimica e microchimica intendendo la presenza di determinate percentuali di elementi chimici e precipitati <sup>[16]</sup>.

In letteratura si fa riferimento a 4 tipologie differenti di DRX:

1. DDRX rappresenta l'acronimo di "Discontinuous Dynamic Recrystallization", processo che viene riscontrato soprattutto in materiali con bassa SFE quali gli acciai, le leghe di rame o l'alluminio puro. La bassa energia legata alla presenza di difetti reticolari influisce anche sulla modalità di ricristallizzazione <sup>[17]</sup>, infatti durante il processo discontinuo dinamico la diminuzione di energia è indotta dalla successione di fasi di nucleazione (soprattutto sui bordi grano e in prossimità di inclusioni e precipitati <sup>[5]</sup>) e accrescimento. La trattazione su questo meccanismo non verrà approfondita ulteriormente dato che sperimentalmente non viene riscontrato nelle leghe di alluminio (in particolare nella serie 6XXX oggetto del presente lavoro di tesi <sup>[2]</sup>, la quale è caratterizzata da una elevata SFE).

Prenderemo in maggiore considerazione invece le altre tre tipologie:

2. la ricristallizzazione continua dinamica (CDRX)
3. la ricristallizzazione dinamica geometrica (GDRX)
4. un terzo processo ibrido tra CDRX e GDRX che prende il nome di Joint Dynamic Recrystallization (JDRX) <sup>[18]</sup>.

2. Il fenomeno denominato **CDRX (Continuous Dynamic Recrystallization)** giustifica la formazione di un nuovo grano tramite l'aumento dell'angolo di orientamento dei subgrani, (precedentemente formati dal meccanismo di recovery) fino al superamento della soglia dei 15°, oltre il quale la mobilità delle sub-strutture diminuisce comportando la formazione di grani completamente ricristallizzati e riconoscibili come tali <sup>[5,19-21]</sup>.

In particolare Gourdet e Montheillet propongono in <sup>[16]</sup> un modello analitico di CDRX che include 3 meccanismi elementari, quali incrudimento, recovery (formazione dei subgrani) e accrescimento dei grani; tale modello, schematizzato nella Fig. 4.2 prevede l'affinamento dei grani all'aumentare della deformazione e al variare della temperatura e velocità di deformazione, fino al raggiungimento di una dimensione stazionaria, come mostrato nel grafico di Fig.4.3.

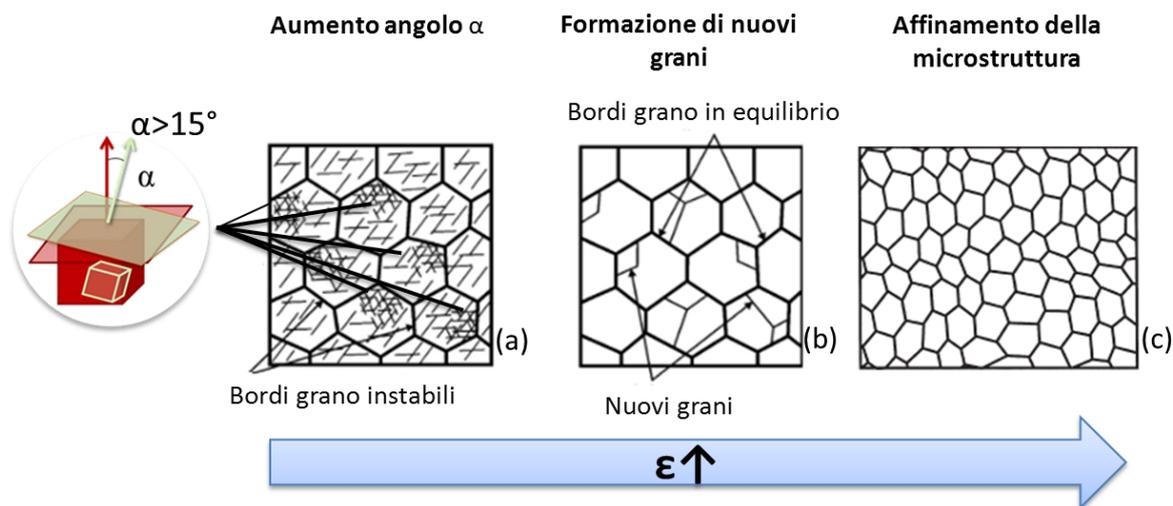


Fig. 4.2: Schema del processo continuo dinamico di ricristallizzazione che prevede con l'aumentare della deformazione l'aumento dell' inclinazione cristallografica dei subgrani (a) e quindi la formazione di nuovi grani (b) fino all'affinamento completo dell'intera microstruttura (c) [3].

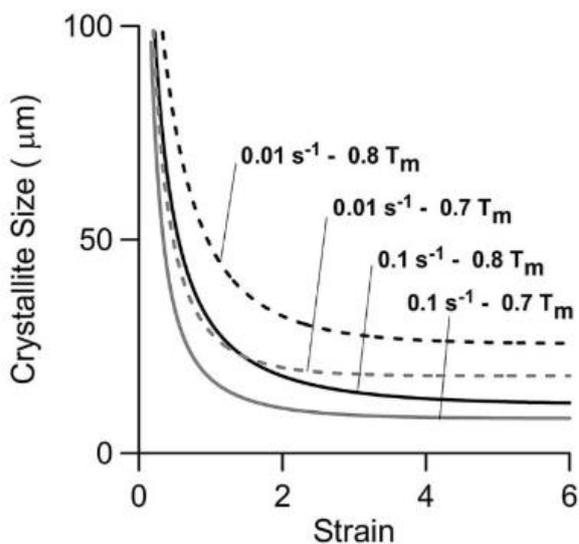


Fig. 4.3: Dipendenza tra deformazione e dimensione del grano al variare di velocità di deformazione e temperatura ( $T_m$  indica la temperatura di fusione) proposta da Gourdet e Montheillet [16].

3. Il meccanismo di **ricristallizzazione dinamica geometrica (GDRX –Geometric Dynamic Recrystallization)** fu teorizzata per primo da McQueen [22] negli anni Ottanta dello scorso secolo nell'ambito di una ricerca che aveva comportato una campagna di test di torsione su leghe di alluminio puro sottoposte a elevate deformazioni. La ricristallizzazione dinamica geometrica è stata osservata in seguito da un certo numero di ricercatori in differenti materiali: rame [23], leghe Al-Mg [24,25], AA5083 [26], AA6015 [27], leghe di magnesio [28-30],  $\alpha$ -Zr [31].

Tutti i lavori sopra citati si riferiscono a sperimentazioni in cui i materiali venivano sottoposti a elevate deformazioni di compressione o torsione in cui la formazione di nuovi subgrani durante il

processo di “recovery”, comporta l’evoluzione di HABs verso confini sempre più distorti e frastagliati al crescere della deformazione<sup>[4, 32,33]</sup>.

Al raggiungimento di uno spessore di circa il doppio delle dimensioni dei subgrani, l’aumento ulteriore di deformazione provoca in alcuni punti l’avvicinamento e il contatto dei bordi opposti e quindi la separazione in due strutture distinte, fenomeno denominato come “pinch off”.

In Fig. 4.4 è rappresentato schematicamente il meccanismo di GDRX in cui è chiaramente visibile che le dimensioni dei subgrani (delimitati da linee fini) rimangono quasi invariate durante il processo<sup>[1]</sup>; in Fig. 4.5 invece è riportato lo schema del meccanismo di pinch-off.

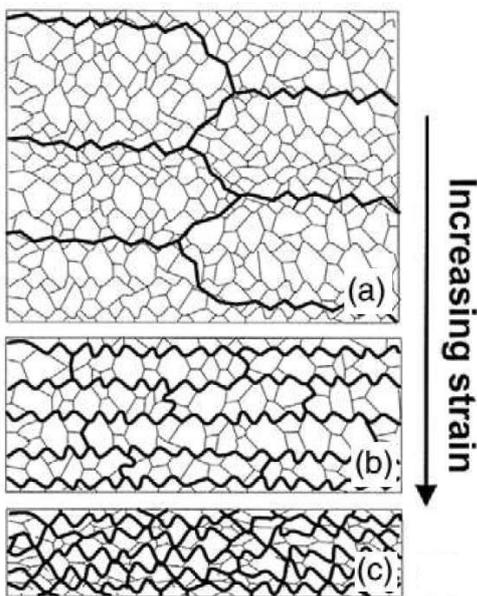


Fig. 4.4: Schema del meccanismo di GDRX: all’aumentare della deformazione i bordi grano frastagliati si avvicinano sempre più fino a toccarsi e provocare la divisione del grano iniziale in più parti<sup>[1]</sup>. I tratti scuri indicano il contorno dei grani mentre i bordi più fini rappresentano la separazione dei subgrani.

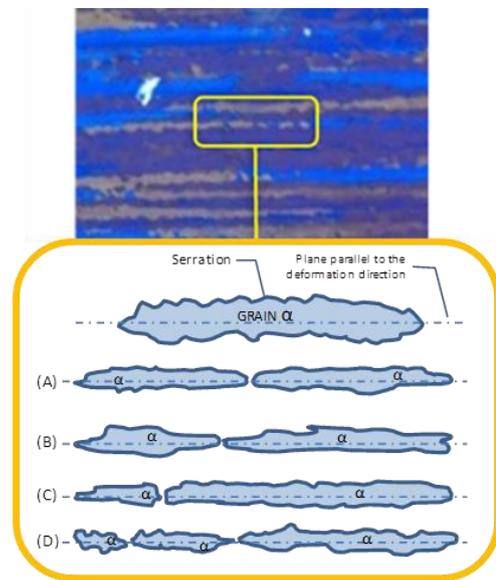


Fig. 4.5: Schema del fenomeno di pinch-off: il grano si divide in due o più parti producendo grani di differente lunghezza (a-d).

La recente review di Huang e Logè<sup>[4]</sup> riassume dettagliatamente le principali caratteristiche di GDRX emerse dalle ricerche presenti in letteratura e di seguito se ne riporta un breve riassunto:

- GDRX viene riscontrata in materiali con alte energie di impilamento (HSFE), deformati a elevate temperature e basse velocità di deformazione.
- I subgrani si formano al superamento di una determinata soglia di deformazione e rimangono costanti al variare della deformazione. Le dimensioni stazionarie delle sub-

strutture decrescono con l'aumentare del parametro di Zener-Hollomon (vedi paragrafo 4.2.2.2)<sup>[34]</sup>.

4. La terza tipologia di ricristallizzazione dinamica riscontrabile in letteratura è un modello ibrido tra CDRX e GDRX, è stato proposto da De Pari et al. nel 2008<sup>[18]</sup> e viene denominato **Joint Dynamic Recrystallization (JDRX)**. Gli autori di questo lavoro hanno evidenziato che il pinch-off è un processo graduale e non simultaneo come invece è descritto nell'approccio GDRX. In tale modello vengono dunque contemplati sia la nucleazione di nuovi subgrani che l'assottigliamento dei grani al procedere della deformazione, per questo motivo è stato definito "joint". Tale modello è stato validato su dati sperimentali relativi a prove di laminazione a caldo su provini di alluminio AA6061. In Fig. 4.6 viene riportato lo schema geometrico che evidenzia il differente approccio di JDRX rispetto a GDRX; in Fig. 4.7<sup>[18]</sup> invece si riportano a confronto gli andamenti della dimensione finale del grano e dei subgrani al variare della deformazione imposta nel caso di CDRX, GDRX e JDRX.

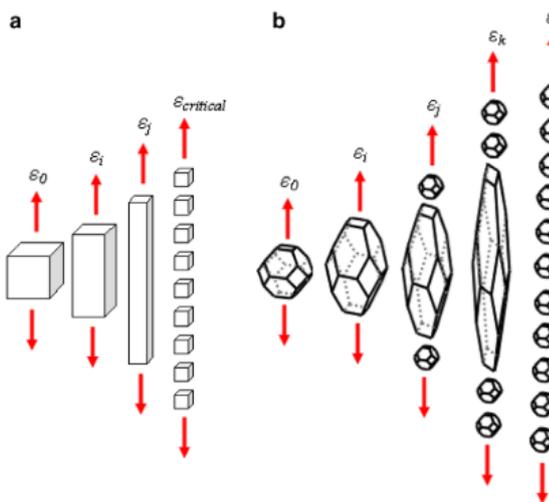


Fig. 4.6: in (a) lo schema che riproduce la formazione istantanea dei grani a seguito del pinch-off come propone il modello di GDRX, in (b) invece la suddivisione progressiva man mano che localmente la deformazione raggiunge un determinato valore critico<sup>[13]</sup>.

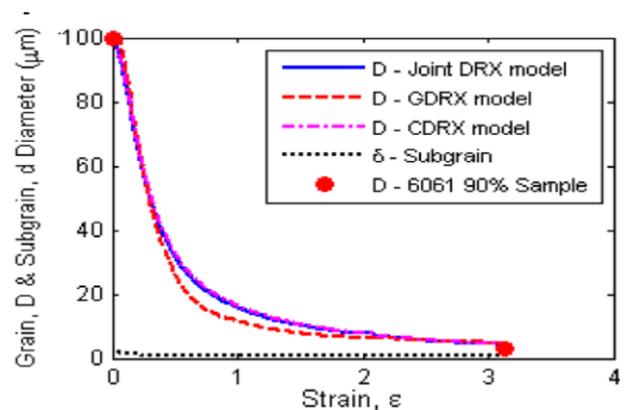


Fig. 4.7: Confronto tra i modelli CDRX, GDRX e JDRX relativamente a dimensione del grano e del subgrano all'aumentare della deformazione.

#### 4.2.2 Modelli matematici di DRX.

Come detto nel paragrafo precedente, la maggior parte dei lavori si sono concentrati su prove di laminazione e torsione a caldo; di seguito si riportano i modelli matematici proposti in letteratura per il calcolo dei parametri necessari per la previsione della dimensione dei grani dinamicamente

ricristallizzati durante processi di formatura a caldo, maggiore considerazione verrà data a quelli testati sperimentalmente su processi di estrusione.

#### 4.2.2.1 Dimensione iniziale del grano

Per quanto riguarda la dimensione iniziale del grano dopo omogenizzazione ( $d_0$ ), la letteratura fornisce i risultati sperimentali di numerose prove dalle quali si rileva che le strutture sono pressochè equiassiche, per cui la dimensione iniziale può essere ridotta al solo valore medio  $d_0$  [34, 35].

#### 4.2.2.2 Dimensione dei subgrani

Nella tabella sottostante vengono riuniti i modelli proposti in letteratura per la previsione delle dimensioni dei subgrani; oltre alle formule matematiche vengono messi in evidenza le condizioni di processo relative alle prove sperimentali condotte per la determinazione del modello.

<ul style="list-style-type: none"> <li>Castro-Fernandez et al. (1990) [36] Test di compressione piana su Al-1Mg-1Mn <math>\dot{\varepsilon} = 0,5 - 10 \text{ s}^{-1}; T = 275 - 510^\circ\text{C}; \varepsilon &lt; 0,7</math></li> </ul> $Z = \dot{\varepsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad 4.1$ $\frac{1}{\delta} = A \ln Z - B \quad 4.2$ <p><math>A=0,165 \cdot 10^6 \text{ m}^{-1}; B=3,87 \cdot 10^6 \text{ m}^{-1}</math></p>	<p>Legenda:</p> <p><math>Z = \text{Zener - Hollomon } [\text{s}^{-1}]</math>  <math>\dot{\varepsilon} = \text{velocità di def. } [\text{s}^{-1}]</math>  <math>Q = \text{Energia att. } \left[\frac{\text{J}}{\text{mol} \cdot \text{K}}\right]</math>  <math>R = 8,341 \frac{\text{J}}{\text{mol}}</math>  <math>T = \text{temperatura } [^\circ\text{K}]</math>  <math>\delta = \text{dimensione subgrano } [\mu\text{m}]</math></p>
<ul style="list-style-type: none"> <li>Vatne et al./1996 [37] - Test di torsione a caldo su AA3004 e AA1050.</li> </ul> $\frac{1}{\delta} = \frac{RT}{A^*} \ln\left(\frac{Z\delta^2}{B^*}\right) \quad 4.3$ <p><math>A^*=0,026; B^*=0,06</math></p>	
<ul style="list-style-type: none"> <li>Donati et al./2013 [34] - Prove di torsione su AA6060 [38].</li> </ul> $\frac{1}{\delta} = C(\ln Z)^n \quad 4.4$ <p><math>C= 3,364 \cdot 10^{-9} \text{ m}^{-1}; n= 5,577</math></p>	

Tab.4.1: Modelli per la previsione della dimensione dei subgrani durante DRX.

I modelli proposti da Castro-Fernandez (eq. 4.1 e 4.2) e Vatne (eq. 4.3) , se analizzati nel range di valori di Zener Hollomon caratteristici dei processi di estrusione ( $1 \cdot 10^5 - 1 \cdot 10^{15}$ , legati a valori di temperatura fra 573-873°K e a velocità di deformazione fra 0,001-40 s<sup>-1</sup>), mostrano andamenti non accettabili perché la dimensione del subgrano assume segno negativo o tendente all'infinito. Tale incongruenza non è invece rilevata nel modello (eq. 4.4) proposto da Donati (linea rossa) come dimostra il grafico in Fig. 4.8 <sup>[34]</sup> e che ben replica anche alcuni dati sperimentali individuati da Mc Queen.

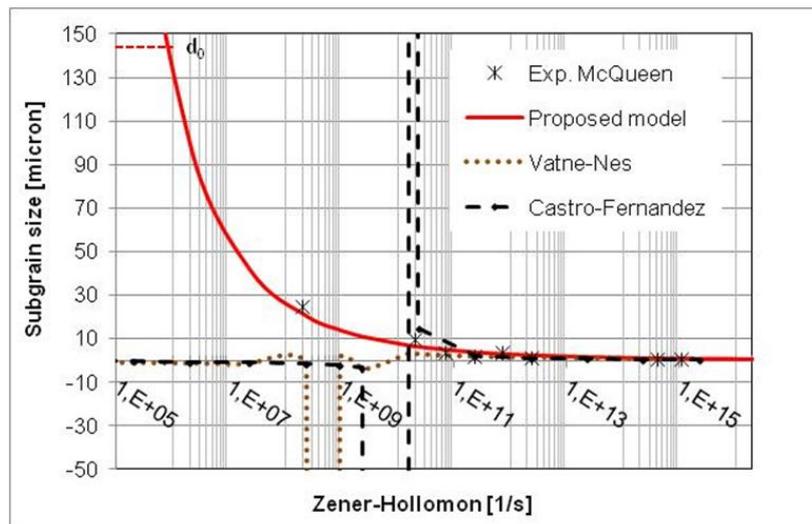


Fig. 4.8.: Correlazioni tra Z e dimensione del subgrano secondo tre modelli proposti in letteratura. <sup>[34]</sup>

#### 4.2.2.3 Dimensione dei grani

Nella tabella sottostante si riportano in ordine cronologico i modelli pubblicati in letteratura scientifica inerente la variazione della forma del grano durante la deformazione; in particolare la prima formulazione (4.5) proposta da Humphreys, Prangnell et al. <sup>[39]</sup> e Gholinia et al. <sup>[40]</sup> si riferisce al processo di ricristallizzazione geometrica. Il grafico di Fig. 4.9 mostra l'andamento dello spessore del grano e subgrano al variare della deformazione teorizzato da Humphreys et al. ; sebbene il modello preveda anche dimensioni inferiori a quelle del subgrano, i dati sperimentali dimostrano che anche nel caso di deformazioni molto elevate lo spessore limite inferiore dei grani tende a quello dei subgrani.

La formula 4.7, implementata nel Codice Deform<sup>TM</sup> (vedi cap.5) appare più complessa rispetto alla precedente e dipendente da un maggior numero di fattori e variabili di processo. Tale equazione rappresenta matematicamente la classica equazione che considera nucleazione e accrescimento dei grani (quindi fenomeno DDRX per materiali LSFE) che è stata inizialmente adattata

forzosamente da Donati et al. [35] alla modellazione di materiali HSFE attraverso l'uso di coefficienti negativi e dipendenti dalla temperatura.

Infine la tabella riporta le equazioni 4.8-4.10 che modellizzano il processo di JDRX proposto da De Pari [18], validato da Donati et al. [34] su prove sperimentali di microestrusione su campioni di AA6060 (Fig. 4.10).

Nel grafico di Fig. 4.9 vengono differenziati l'andamento della diminuzione dello spessore, sperimentalmente verificata, dall'andamento della funzione matematica proposta che descrive la variazione di lunghezza in funzione della deformazione, mentre nei grafici di Fig. 4.10 sono riportate le regressioni dei dati ricavati dalle simulazioni condotte da Donati et al. [34] mediante codice Deform ( $\epsilon$ ) e quelli ricavati sperimentalmente (spessore e lunghezza).

<ul style="list-style-type: none"> <li>Humphreys, Prangnell et al./1999<sup>[39]</sup> - Laminazione a elevate deformazioni su AA1050 e AA8014.</li> <li>Gholinia, Humphreys et al./2002<sup>[40]</sup> - Compressione piana a 350°C su Al-3Mg-0.2Fe.</li> </ul> $\epsilon = \ln\left(\frac{d_0}{d_{drx}}\right) \quad 4.5$ $\epsilon_c = \ln\left(\frac{d_0}{\delta}\right) \quad 4.6$ <p>Se <math>d_{drx} &lt; \delta</math> allora <math>d_{drx} = \delta</math></p>	<p>Legenda:</p> <p><math>\epsilon</math> = deformazione <math>\left[\frac{m}{m}\right]</math></p> <p><math>d_0</math> = lungh. iniziale grano [<math>\mu m</math>]</p> <p><math>d_{drx}</math> = dimens. grano ricristallizzato [<math>\mu m</math>]</p> <p><math>\epsilon_c = \epsilon_p</math> = def. critica di pinch – off</p> <p><math>\delta</math> = dimensione subgrano [<math>\mu m</math>]</p> <p><math>\dot{\epsilon}</math> = velocità di def. [<math>s^{-1}</math>]</p>																				
<ul style="list-style-type: none"> <li>Fluhrer/2006<sup>[41]</sup> - Modello implementato in Deform<sup>TM</sup>.</li> <li>Donati, Dzwonczyk et al./2008<sup>[35]</sup>, Schikorra, Donati et al./2008<sup>[42]</sup> - Estrusioni inverse di AA6060 e AA6082.</li> </ul> $d_{drx} = a_8 d_0^{h_8} \epsilon^{n_8} \dot{\epsilon}^{m_8} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) + c_8 \quad 4.7$ <p>Se <math>d_{drx} &gt; d_0</math> allora <math>d_{drx} = d_0</math></p> <table border="1" data-bbox="231 1675 738 1973"> <thead> <tr> <th>T [°C]</th> <th><math>n_8</math></th> <th><math>m_8</math></th> <th><math>a_8</math></th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>250</td> <td>-0.364</td> <td>-0.213</td> <td>1.93E+15</td> </tr> <tr> <td>350</td> <td>-0.985</td> <td>-0.105</td> <td>7.22E+12</td> </tr> <tr> <td>450</td> <td>-0.722</td> <td>-0.084</td> <td>1.34E+11</td> </tr> <tr> <td>550</td> <td>-0.420</td> <td>0.046</td> <td>8.26E+09</td> </tr> </tbody> </table>	T [°C]	$n_8$	$m_8$	$a_8$	250	-0.364	-0.213	1.93E+15	350	-0.985	-0.105	7.22E+12	450	-0.722	-0.084	1.34E+11	550	-0.420	0.046	8.26E+09	<p>Q = Energia att. <math>\left[\frac{J}{mol \cdot K}\right]</math></p> <p>R = 8,341 <math>\frac{J}{mol}</math></p> <p>T = temperatura [°K]</p> <p><math>\delta_{SS}</math> = dimens. subgrani in cond. staz. [<math>\mu m</math>]</p> <p><math>d_t</math> = spessore grano [<math>\mu m</math>]</p> <p><math>d_l</math> = lunghezza grano [<math>\mu m</math>]</p>
T [°C]	$n_8$	$m_8$	$a_8$																		
250	-0.364	-0.213	1.93E+15																		
350	-0.985	-0.105	7.22E+12																		
450	-0.722	-0.084	1.34E+11																		
550	-0.420	0.046	8.26E+09																		

- Donati et al./2013<sup>[34]</sup> - Prove di microestruzione su AA6060.

$$d_t = (d_0 - 2.5 \cdot \delta_{ss})(k_1)^{\bar{\epsilon}} + 2.5 \cdot \delta_{ss} \quad 4.8$$

$$d_l = k_2 \bar{\epsilon}^2 - k_3 \bar{\epsilon} + d_0 \text{ for } \epsilon < \epsilon_p \quad 4.9$$

$$d_l = k_4 \bar{\epsilon}^{-m} + 10 \cdot \delta_{ss} \text{ for } \epsilon > \epsilon_p \quad 4.10$$

$$k_1 = 0,4; k_2 = 85,192; k_3 = 14,88$$

Tab.4.2: Modelli per la previsione della dimensione dei grani durante DRX.

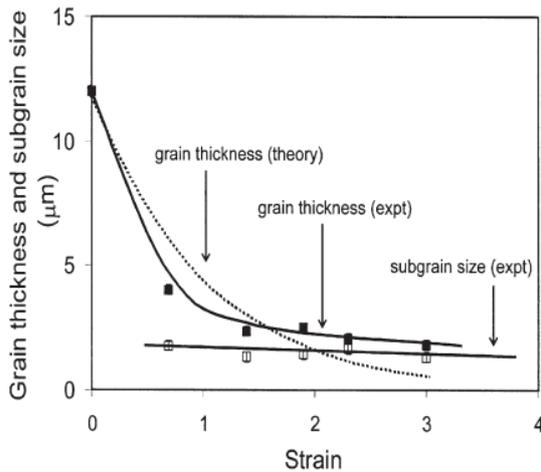
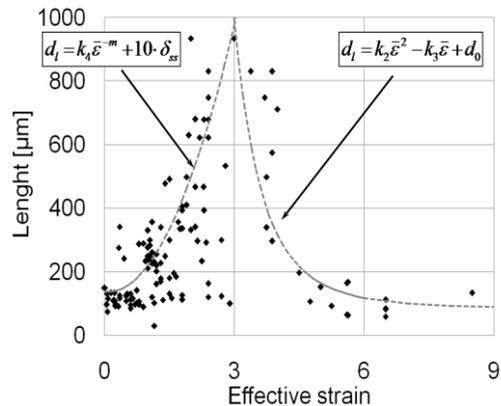
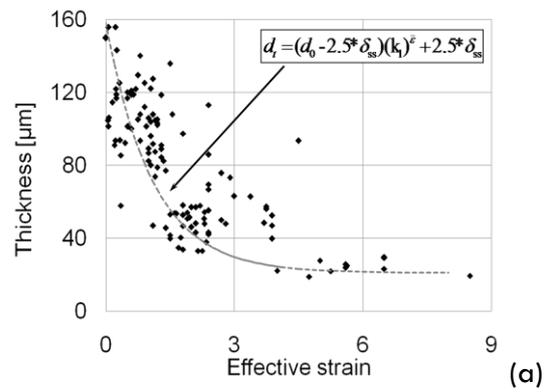


Fig. 4.9.: Andamenti del modello proposto in <sup>[39]</sup> e <sup>[40]</sup> e regressione dei dati ricavati sperimentalmente.



(b)

Fig. 4.10.: Regressioni dei dati riferiti all'evoluzione dello spessore (a) e lunghezza (b) dei grani al variare della deformazione, secondo <sup>[34]</sup>.

### 4.2.3 Influenza dei precipitati

In letteratura scientifica sono riportati diversi lavori nei quali viene valutato l'effetto sulle caratteristiche meccaniche e sulla microstruttura di diverse percentuali di elementi di lega o la presenza di precipitati.

Ghominia et al. in <sup>[40]</sup> rilevano che la presenza di piccole particelle di precipitati nelle leghe Al-Mg-Sc-Zr provoca la riduzione delle dimensioni dei subgrani in particolari condizioni di processo (T,ε) e stabilizza la struttura dei grani che in queste condizioni si presentano fini e numerosi.

Tale ipotesi è sostenuta anche da Humphrey et al. <sup>[39]</sup>, i quali hanno verificato sperimentalmente che la presenza di grossolane particelle di precipitato ( $\approx 1\mu\text{m}$ ) porta alla formazione di fini microstrutture nelle leghe Al-Mg-Cr-Fe durante deformazione.

Gli autori di <sup>[39]</sup> giungono a conclusione che nelle leghe Al-Mg, le ridotte dimensioni iniziali delle strutture e le elevate e complesse deformazioni sono fattori che promuovono la formazione di grani fini. L'effetto delle dimensioni delle particelle di precipitati varia in base alla temperatura di processo: nel caso di processi a basse temperature, è favorita la formazione di grani fini se il metallo è ricco di grossolane particelle di precipitato ( $>1\mu\text{m}$ ), contrariamente da quanto avviene ad elevate temperature, in cui la segregazione e il pinch-off sono maggiormente agevolati dalla dispersione di piccole particelle di seconda - fase.

L'effetto della precipitazione di particelle di piccole o grandi dimensioni è stato studiato sia nelle leghe di magnesio <sup>[43]</sup>, che in quelle di alluminio <sup>[44-46]</sup>.

In particolare l'approfondito studio di McQueen e Ryan <sup>[45]</sup> ha dimostrato che nelle leghe di alluminio la presenza di particelle di soluto, composti intermetallici e precipitato può aumentare fino al 50% il valore dell'energia di attivazione Q, la quale, come mostrano le equazioni 4.1-4.4 e 4.7 può influenzare la dimensione finale del sub-grano e del grano dinamicamente ricristallizzati. In Fig. 4.11 vengono riassunti la successione di fasi nel processo di precipitazione di seconde fasi e composti intermetallici, evoluzione della microstruttura e trattamenti termici di una lega AA6060.

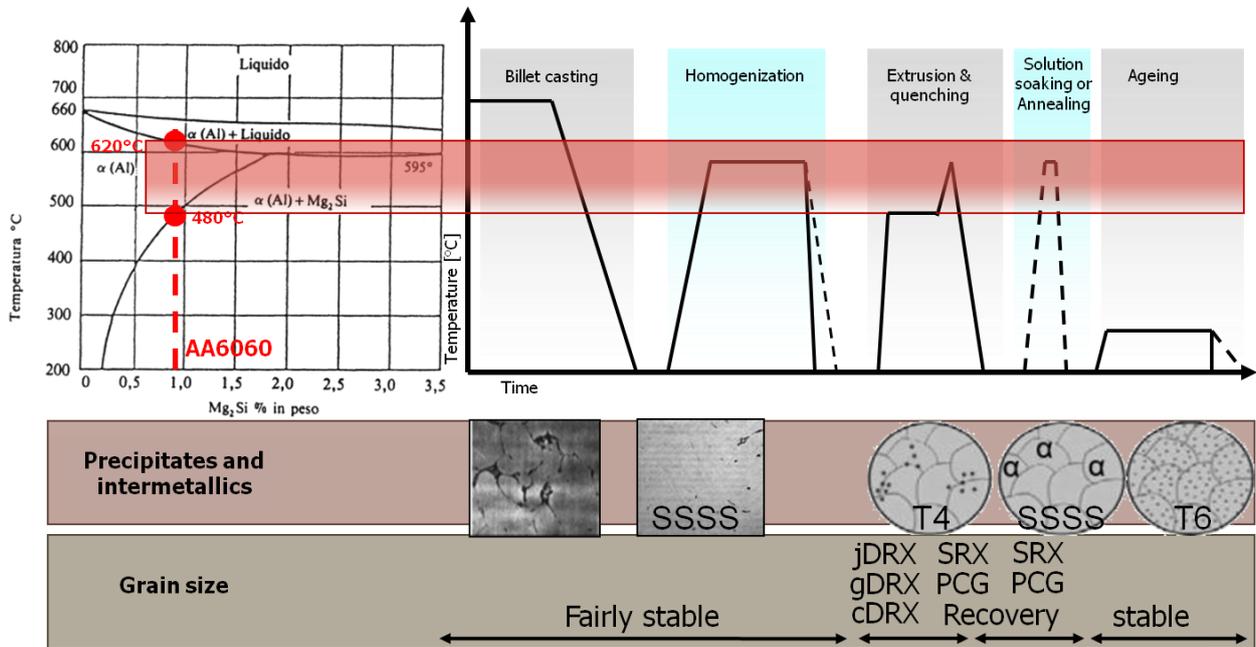


Fig. 4.11: Confronto tra le fasi di ricristallizzazione della lega AA6060 e la formazione di particelle di precipitati e composti intermetallici nelle diverse fasi del processo di estrusione e trattamento termico .

### 4.3 La ricristallizzazione statica.

In letteratura <sup>[1,47-48]</sup> il meccanismo di ricristallizzazione statica viene definito come un processo in cui un materiale deformato viene trasformato in una struttura "strain free" grazie al susseguirsi di fasi di nucleazione e accrescimento di nuovi grani promosse da un gradiente termico, con l'obiettivo di raggiungere una condizione di stabilità energetica. SRX ha luogo quando il materiale deformato raggiunge una temperatura superiore a circa la metà della temperatura di fusione <sup>[3]</sup>, il raggiungimento della condizione di totale ricristallizzazione e le dimensioni finali dei grani sono influenzate da diversi fattori: temperatura e tempo di permanenza ad alta temperatura, velocità, tasso di deformazione e temperatura di deformazione precedentemente subita, dimensioni dei subgrani <sup>[49,50]</sup>, concentrazione degli alliganti <sup>[3,51]</sup> e distribuzione di precipitati <sup>[2,52]</sup>. Il risultato finale è dunque un materiale termodinamicamente più stabile e con una densità di dislocazioni certamente inferiore a quella della condizione post-processo.

In Fig. 4.12 si riporta uno schema del meccanismo di SDX.

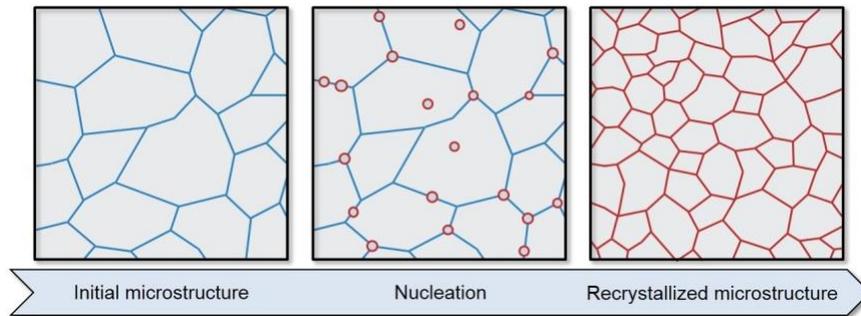


Fig. 4.12: Schema del meccanismo di SRX.

### 4.3.1 Modelli matematici di SRX.

Nella tabella 4.3 sottostante si riportano i modelli matematici pubblicati in letteratura scientifica che tentano di prevedere le dimensione dei grani statisticamente ricristallizzati.

<ul style="list-style-type: none"> <li>Kolmogorov–Johnson–Mehl–Avrami (KJMA) /1941<sup>[53]</sup> - prove di laminazione.</li> </ul> $X_{REX} = 1 - \exp\left\{-0,693 \left(\frac{t}{t_{50}}\right)^k\right\} \quad 4.11$ <p>k= Avrami esponente</p>	<p><b>Legenda:</b></p> <p><math>X_{REX}</math> = fraz. volumetrica di materiale ricristallizzato</p> <p><math>Z = \text{Zener - Hollomon [s}^{-1}\text{]}</math></p> <p><math>t_{50} = \text{tempo per 50\% SRX[s]}</math></p> <p><math>Q = \text{Energia att. } \left[\frac{J}{mol \cdot K}\right]</math></p> <p><math>d_0 = \text{dim. iniziale grani } [\mu\text{m}]</math></p> <p><math>d_{rex} = \text{dim. finale grani } [\mu\text{m}]</math></p>
<ul style="list-style-type: none"> <li>Sellars and Whiteman/ 1979<sup>[54]</sup> - Deformazioni a caldo su acciai al manganese con basso tenore di carbonio.</li> </ul> $t_{50} = c_1 d_0^C \varepsilon^{-n} Z^{-K} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad 4.12$ $d_{rex} = c_2 d_0^{C'} \varepsilon^{-n'} Z^{-K'} \quad 4.13$ <p><math>c_1, c_2, C, C', K, K' = \text{costanti}</math></p>	
<ul style="list-style-type: none"> <li>Furu et al./1999<sup>[55]</sup> - Prove di compressione piana su lega Al-Mg.</li> </ul> $S_v(\varepsilon) = \left(\frac{2}{d_0}\right) (\exp(\varepsilon) + \exp(-\varepsilon) + 1) \quad 4.14$ $N_v = \left(\frac{C_d}{\delta^2}\right) S_v(\varepsilon) \quad 4.15$	

$d_{rex} = \left(\frac{1}{N_v}\right)^{\frac{1}{3}} \quad 4.16$ $\gamma_{SB} = \frac{Gb}{4\pi(1-\nu)}\theta\left(1 + \ln\left(\frac{\theta_c}{\theta}\right)\right) \quad 4.17$ $\Gamma = \frac{1}{2}Gb^2 \quad 4.18$ $P_D = \frac{\alpha\gamma_{SB}}{\delta} + \rho_i\Gamma \quad 4.19$ $t_{50} = \frac{C_t}{M_{GB}P_D}\left(\frac{1}{N_v}\right)^{\frac{1}{3}} \quad 4.20$ $\frac{C_t}{M_{GB}}, C_d, \alpha = cost \approx 2 \quad 4.21$	<p><math>d_0</math> = dim. iniziale grani [<math>\mu\text{m}</math>]</p> <p><math>\varepsilon</math> = deformazione subita</p> <p><math>d_{rex}</math> = dim. finale grani [<math>\mu\text{m}</math>]</p> <p><math>\delta</math> = dimens. subgrani [<math>\mu\text{m}</math>]</p> <p><math>P_D</math> = energia accumulata</p> <p><math>\gamma_{SB}</math> = energia formazione subgrani</p> <p><math>\rho_i</math> = densità dislocazioni</p> <p><math>\Gamma</math> = energia dislocazioni per unità di lunghezza.</p> <p><math>G</math> = modulo tangenziale</p> <p><math>b</math> = vettore di Burger.</p> <p><math>\nu</math> = coeff. di Poisson</p> <p><math>\theta</math> = angolo di orientazione strutt.</p> <p><math>\theta_c</math> = valore critico per la</p>
<ul style="list-style-type: none"> <li>• Sheppard, Duan <sup>[56]</sup> /2002- Laminazione a caldo di provini in AA5083.</li> </ul> $d_{rex} = \frac{4,79 \cdot d_0 \cdot Z^{-0.075}}{3,72 + 1,12\varepsilon^2} \quad 4.22$	
<ul style="list-style-type: none"> <li>• Duan, Sheppard/2003<sup>[57]</sup> - Estrusione a caldo di leghe di Al serie 2XXX e 7XXX.</li> <li>• Sellars, Zhu/2000<sup>[58]</sup> - Laminazione a caldo su AlMg</li> <li>• Sheppard/2006<sup>[59]</sup> - Prove di estrusione delle leghe 2024 e 2014.</li> </ul> $S_v(\varepsilon) = \left(\frac{2}{d_0}\right) (\exp(\varepsilon) + \exp(-\varepsilon) + 1) \quad 4.23$ $N_v = \left(\frac{C_d}{\delta^2}\right) S_v(\varepsilon) \quad 4.24$ $d_{rex} = D\left(\frac{1}{N_v}\right)^{\frac{1}{3}} \quad 4.25$	

D = cost	
<ul style="list-style-type: none"> <li>• Donati et al. 2013 <sup>[34]</sup> - Prove di microestrusione su AA6060</li> </ul>	
$N_v = \left(\frac{C_d}{\delta^2}\right) \left(\frac{4}{d_l + d_t}\right) (\exp(\varepsilon) + \exp(-\varepsilon) + 1)$	4.26
$d_{\text{rex}} = D \left(\frac{1}{N_v}\right)^{\frac{1}{3}}$	4.27
D = cost	

Tab.4.3: Modelli per la previsione della dimensione dei grani durante SRX.

#### 4.3.2 Influenza dei precipitati

L'influenza dei precipitati nel processo di ricristallizzazione statica è oggetto di studio da tempo, lo dimostrano i lavori condotti da Sheppard <sup>[60]</sup> e Røyset et al. <sup>[61]</sup>

Più recentemente invece Negendank et al. in uno studio pubblicato nel 2016 <sup>[62]</sup> analizzano la microstruttura delle leghe AA6060 e AA6082 al variare dei parametri di processo tipici del processo di estrusione ( $\varepsilon$ ,  $\dot{\varepsilon}$ , T).

I profili processati con rapporti di estrusione differenti sono stati temprati a distanza di un metro dall'uscita dalla matrice. Tale ricerca risulta molto interessante al fine del presente lavoro visto la sovrapposizione di materiali e condizioni di processo.

I risultati mostrano la tendenza della lega AA6060 a mantenere una struttura fibrosa solo in condizioni di bassa velocità di deformazione e bassa temperatura e a sviluppare anche la crescita anormale dei grani limitrofi alla superficie, diversamente dalla lega AA6082 in cui invece la microstruttura fine predomina anche in condizioni di elevata energia immagazzinata; gli autori addebitano alla maggiore presenza di Mn e precipitati un effetto inibitorio alla ricristallizzazione statica. I ricercatori inoltre rilevano che nei campioni completamente ricristallizzati la dimensione dei grani diminuisce al crescere della deformazione, in accordo con i modelli presi in esame, e ciò può essere ricondotto, per Negendank et al. alla maggiore densità di nucleazione che comporta pertanto dimensioni ridotte di ciascun grano.

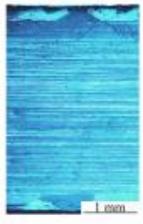
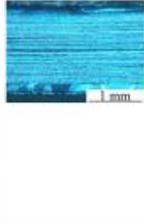
Extrusion Conditions	Position 1	Position 2	Position 3	Position 4
EN AW-6060 $T_B = 500^\circ\text{C}$ $V_{ram} = 3.3\text{mm/s}$				
EN AW-6060 $T_B = 400^\circ\text{C}$ $V_{ram} = 0.8\text{mm/s}$				
EN AW-6082 $T_B = 500^\circ\text{C}$ $V_{ram} = 3.3\text{mm/s}$				
EN AW-6082 $T_B = 400^\circ\text{C}$ $V_{ram} = 0.8\text{mm/s}$				

Fig. 4.13: Risultati sperimentali su AA6060 e AA6082 [59].

Sempre nel 2016 sono stati pubblicati altri studi condotti da Furu et al.<sup>[51]</sup> sull'effetto del manganese sulla estrudibilità e ricristallizzazione nella lega AA6082.

In particolare in<sup>[51]</sup> i ricercatori propongono i risultati ottenuti da un interessante studio sugli effetti di Mn presente in percentuali diverse in provini di AA6082 sottoposti a differenti processi di omogenizzazione (variabili nel tempo e temperatura) e successiva estrusione. I ricercatori verificano che il processo di ricristallizzazione è il risultato di un bilancio tra la pressione che favorisce la ricristallizzazione  $P_D$ <sup>[37,63]</sup>, indotta dal riassentamento delle dislocazioni per diminuire l'energia interna accumulata a seguito del processo termo-meccanico (Eq. 4.28),

$$P_D = \alpha_2 \frac{\gamma_{SB}}{\delta} + \frac{1}{2} G b^2 \rho_i \quad 4.28$$

e la pressione  $P_Z$ , detta Zener Drag <sup>[1]</sup>, che viene esercitata dalle particelle disperse che tendono ad opporsi al processo (Eq. 4.29),

$$P_Z = \frac{3f\gamma_{GB}}{4r} \quad 4.29$$

Nella equazione 4.28  $\alpha_2$  è una costante che dipende dalla geometria del subgrano,  $\gamma_{GB}$  è l'energia associata ai bordi dei subgrani,  $\delta$  è la dimensione media dei subgrani,  $G$  è il modulo di elasticità tangenziale e  $b$  la grandezza del vettore di Burger, infine  $\rho_i$  è la densità di dislocazioni presenti all'interno dei subgrani. Nella equazione 4.29 invece sono presenti altri termini oltre a  $\gamma_{GB}$ , tra cui:  $f$  e  $r$  che rappresentano rispettivamente la frazione e il raggio medio ( $\mu\text{m}$ ) delle particelle disperse. Tenendo conto di  $P_D$  e  $P_Z$  la teoria di ricristallizzazione di Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov diventa:

$$\frac{dX_{rex}}{dt} = N_V(1 - X_{rex})4\pi(r(t))^2 G(t) \quad 4.30$$

$$G(t) = \frac{dr(t)}{dt} = M(P_D - P_Z) \quad 4.31$$

$$M = \frac{M_0}{C_{SS}RT} \exp\left(-\frac{Q_{GB}}{RT}\right) \quad 4.32$$

$$D_{rex} = \left(\frac{X_{rex}}{N_V}\right)^{1/3} \quad 4.33$$

$$N_V = N_{PSN} + N_{GB} + N_C \quad 4.34$$

$$N_{PSN} = C_{PSN} \exp\left(-\frac{A_{PSN}}{P_D - P_Z}\right) \quad 4.35$$

$$N_{GB} = C_{GB} \delta A S_{GB}^* \quad 4.36$$

$$A = \frac{1}{D_0} [\exp(\varepsilon) + \exp(-\varepsilon) + 1] \quad 4.37$$

$$N_C = C_C \delta A S_C^* \quad 4.38$$

$X_{REX}$	= fraz. volumetrica di materiale ricristallizzato
$N_V$	= densità di nuclei
$r$	= raggio dei grani ricristallizzati
$G$	= modulo di elasticità tangenziale
$M$	= mobilità dei bordi grano
$M_0$	= costante
$C_{SS}$	= concentrazione effettiva di soluto della soluzione solida dopo omogenizzazione.
$Q_{GB}$	= energia di attivazione per la migrazione dei grani
$N_{PSN}$	= nuclei formati dalle zone deformate attorno a grandi particelle.
$N_{GB}$	= nuclei formati da pre-esistenti bordi grano.
$N_C$	= nuclei formati da nuove bande di scorrimento
$C_{PSN}, A_{PSN}$	= costanti ricavati dalla distribuzione di grandi particelle
$C_{GB}$	= costante
$A$	= area di bordo grano per unità di volume
$S_{GB}^*$	= numeri di subgrani per unità di volume più grandi del valore critico
$C_C$	= costante

Nel presente lavoro non verrà tenuto conto della presenza di precipitati nel modello matematico perché si parte dalla considerazione che in tutti i casi presi in esame gli elementi di lega e le seconde fasi si trovassero, dopo il processo di omogenizzazione, in condizione di sovrasaturazione e quindi anche nel materiale in deformazione.

#### 4.4 Bibliografia

- [1] F.J. Humphreys, M. Hatherly, *Recrystallization and Related Annealing Phenomena*, 2nd edn. Elsevier, Oxford (2004).
- [2] R.D. Doherty, D. A. Hughes, F. J. Humphreys, J.J. Jonas, D.J. Jensen, M. E. Kassner, A. D. Rollett, *Current issues in recrystallization: a review*. Materials Science and Engineering: A, vol. 238, pp. 219-274 (1997).
- [3] T. Sakai, A. Belyakov, R. Kaibyshev, H. Miura, J.J. Jonas, *Dynamic and post-dynamic recrystallization under hot, cold and severe plastic deformation conditions*. Progress in Materials Science, vol. 60, pp. 130-207 (2014).
- [4] K. Huang, R. E. Logé, *A review of dynamic recrystallization phenomena in metallic materials*. Materials & Design, vol. 111, pp.548-574 (2016).
- [5] H. Hallberg, *Approaches to Modeling of Recrystallization*. Metals, vol. 1, pp. 16-48 (2011)
- [6] R.D. Doherty, G. Gottstein, J.R. Hirsch, W.B. Huttchinson, K. Lucke, E. Nes, P.J. Wilbrandt, in: J.S. Kallend, G. Gottstein , *Panel Discussion on Recrystallization Texture*. ICOTOM 8, TMS, Warrendale, PA, p. 369 (1988)
- [7] G.E. Lloyd, A. B. Farmer, D. Mainprice, *Misorientation analysis and the formation and orientation of subgrain and grain boundaries*. Tectonophysics, vol. 279, pp. 55-78 (1997).
- [8] A.N. Anderson, *Physical metallurgy and extrusion of AA6063 alloy*. Proceedings of the 5th International Aluminum Extrusion Technology Seminar, pp. 43–56 (1992).
- [9] W.H. Van Geertruyden, W.Z. Misiolak, P. T. Wang, *Surface grain structure development during indirect extrusion of 6xxx aluminum alloys*. Journal of materials science, vol. 40, pp. 3861-3863 (2005).
- [10] A.R. Eivani, *Modeling of Microstructural Evolution during Homogenization and Simulation of Transient State Recrystallization leading to Peripheral Coarse Grain Structure in Extruded Al-4.5Zn-1Mg Alloy*. PhD Thesis, Delft University of Technology, Delft, NL (2010).
- [11] W.H. Van Geertruyden, W.Z. Misiolak, P. T. Wang, *Analysis of peripheral coarse grain recrystallization in 6xxx aluminum alloy extrusion*. Proceedings of the 8th International Aluminum Extrusion Technology Seminar, vol. 1, pp. 107–113 (2004).

- [12] W.H. Van Geertruyden, W.Z. Misiolak, P. T. Wang, *Evolution of surface recrystallization during indirect extrusion of 6xxx aluminum alloys*. Metall. Mater. Trans., vol. 36, pp. 1049–1056 (2005).
- [13] P. Sperry, *Correlation of microstructure in 6xxx extrusion alloys with process variables and properties*. Proceedings of the 3th International Aluminum Extrusion Technology Seminar, vol. 1, pp. 21–29 (1984).
- [14] A.R. Eivani, J. Zhou, J. Duszczuk, *Grain boundary versus particle stimulated nucleation in hot deformed Al–4.5Zn–1Mg alloy*. Materials Science and Engineering, vol. 29, pp. 517–528 (2013)
- [15] A.R. Eivani, J. Zhou, J. Duszczuk, *Numerical modeling of subgrain growth of hot extruded Al–4.5Zn–1Mg alloy in the presence of nanosized dispersoids*. Computational Materials Science, vol. 86, pp. 9-16 (2014)
- [16] H.J. McQueen, *Development of dynamic recrystallization theory*. Materials Science and Engineering A, vol.387, pp. 203–208 (2004)
- [17] B. Hammer, K. W. Jacobsen, V. Milman, M. C. Payne, *Stacking fault energies in aluminum*. Journal of Physics: Condensed Matter, vol. 4, pp. 10453-10460 (1992).
- [18] L. De Pari, W.Z. Misiolak, *Theoretical predictions and experimental verification of surface grain structure evolution for AA6061 during hot rolling*. Acta Materialia, vol. 56, pp. 6174–6185 (2008).
- [19] C. Perdrix, M. Y. Perrin, F. Montheillet, *Mechanical Behavior and Structure Development of Aluminum During High Amplitude Hot Deformation*. Mémoires et études scientifiques de la Revue de métallurgie, vol. 78, pp. 309-320 (1981).
- [20] R. K. Roy, *Recrystallization Behavior of Commercial Purity Aluminium Alloys*. In Light Metal Alloys Applications, INTECH, pp. 79–98 (2014).
- [21] S. Gourdet, F. Montheillet, *A model of continuous dynamic recrystallization*. Acta Materialia, vol. 51, pp. 2685-2699 (2003).
- [22] H. J. McQueen, O. Knustad, N. Ryum, J. K. Solberg, *Microstructure Evolution in Al Deformed to Strains of 60 at 400°C*, Scripta Metallurgica, vol. 19, pp. 73-78 (1985).
- [23] A. M. Wusatowska-Sarnek, H. Miura, T. Sakai, *Nucleation and microtexture development under dynamic recrystallization of copper*. Materials Science and Engineering: A, vol. 323, pp. 177-186 (2002)
- [24] A. Gholinia, F.J. Humphreys, P.B. Prangnell, *Production of ultra-fine grain microstructures in Al–Mg alloys by conventional rolling*. Acta Materialia, vol. 50, pp. 4461-4476 (2002).
- [25] G.A. Henshall, M.E. Kassner, H.J. McQueen, *Dynamic restoration mechanisms in Al-5.8 At. Pct Mg deformed to large strains in the solute drag regime*. Metallurgical Transactions A, vol.23, pp. 881-889 (1992).
- [26] W. Blum, Q. Zhu, R. Merkel, H.J. McQueen, *Geometric dynamic recrystallization in hot torsion of Al-5Mg-0.6 Mn (AA5083)*. Materials Science and Engineering: A, vol.205, 23-30 (1996).

- [27] E.V. Konopleva, H.J. McQueen, E. Evangelista, *Serrated grain boundaries in hot-worked aluminum alloys at high strains*. *Materials Characterization*, vol.34, pp. 251-264 (1995).
- [28] H.J. McQueen, M.M. Myshlyaev, A. Mwembela, *Microstructural evolution and strength in hot working of ZK60 and other Mg alloys*. *Canadian metallurgical quarterly*, vol. 42, pp. 97-112 (2003).
- [29] M.M. Myshlyaev, H.J. McQueen, A. Mwembela, E. Konopleva, *Twinning, dynamic recovery and recrystallization in hot worked Mg–Al–Zn alloy*. *Materials Science and Engineering: A*, vol. 337, pp. 121-133 (2002).
- [30] A.R. Eivani, J. Zhou, J. Duszczuk, *Numerical modeling of subgrain growth of hot extruded Al–4.5Zn–1Mg alloy in the presence of nanosized dispersoids*. *Computational Materials Science*, vol. 86, pp. 9-16 (2014).
- [31] M. T. Perez-Prado, S.R. Barrabes, M.E. Kassner, E. Evangelista, *Dynamic restoration mechanisms in  $\alpha$ -zirconium at elevated temperatures*. *Acta Materialia*, vol.53, pp.581-591 (2005).
- [32] M.E. Kassner, S.R. Barrabes, *New developments in geometric dynamic recrystallization*. *Materials Science and Engineering: A*, vol.410, pp. 152-155 (2005).
- [33] H.J. McQueen, M.E. Kassner, *Comments on 'a model of continuous dynamic recrystallization' proposed for aluminum*. *Scr. Mater*, vol. 51, pp. 461–465 (2004)
- [34] L. Donati, A. Segatori, M. El Mehtedi, L. Tomesani, *Grain evolution analysis and experimental validation in the extrusion of 6XXX alloys by use of a lagrangian FE code*. *International Journal of Plasticity*, vol.46, pp.70-81 (2013).
- [35] L. Donati, J.S. Dzwonczyk, J. Zhou, L. Tomesani. *Microstructure Prediction of Hot-Deformed Aluminium Alloys*. *Key Engineering Materials*, vol. 367, pp. 107-116 (2008).
- [36] F.R. Castro-Fernandez, C.M. Sellars, J.A. Whiteman, *Changes of flow stress and microstructure during hot deformation of Al–1Mg–1Mn*. *Materials Science and Technology*, vol.6, pp. 453-460 (1990).
- [37] H.E. Vatne, T. Furu, R. Orsund, E. Nes, *Modelling recrystallization after hot deformation of aluminum*. *Acta Materialia*, vol. 44, pp. 4463-4473 (1996).
- [38] H.J. McQueen, S. Spigarelli, M.E. Kassner, E. Evangelista, *Hot deformation and processing of aluminum alloys*. CRC Press (2011).
- [39] F. J. Humphreys, P. B. Prangnell, J. R. Bowen, A. Gholinia, C. Harris, *Developing stable fine–grain microstructures by large strain deformation*. *Philosophical Transactions of the Royal Society of London A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences*, vol. 357, pp. 1663-1681 (1999).
- [40] A. Gholinia, F. J. Humphreys, P. B. Prangnell, *Production of ultra-fine grain microstructures in Al–Mg alloys by conventional rolling*. *Acta materialia*, vol.50, pp. 4461-4476 (2002).
- [41] J. Fluhrer, *DEFORMTM 3D User's Manual Version 6.0*, Scientific Forming Technologies Corporation
- [42] M. Schikorra, L. Donati, L. Tomesani, A. E Tekkaya, *Microstructure analysis of aluminum extrusion: Prediction of microstructure on AA6060 alloy*. *Journal of*

- Materials Processing Technology, vol. 201, pp.156-162 (2008).
- [43] J. D. Robson, D.T. Henry, B. Davis, *Particle effects on recrystallization in magnesium–manganese alloys: particle pinning*. Materials Science and Engineering: A, vol. 528, pp. 4239-4247 (2011).
- [44] N. Jin, H. Zhang, Y. Han, W. Wu, J. Chen, *Hot deformation behavior of 7150 aluminum alloy during compression at elevated temperature*. Materials characterization, vol. 60, pp. 530-536 (2009).
- [45] H.J. McQueen, N.D. Ryan, *Constitutive analysis in hot working*. Materials Science and Engineering: A, vol. 322, pp. 43-63 (2002).
- [46] A. Miroux, Z. J. Lok, K. Marthinsen, S. van der Zwaag, *Solute and Second Phase Evolution During Industrial Processing of AA3103*. Materials Science Forum, Vols. 539-543, pp. 281-286 (2007).
- [47] D.J. Srolovitz, G.S. Grest, M.P. Anderson, *Computer simulation of recrystallization—I. Homogeneous nucleation and growth*. Acta metallurgica, vol. 34, pp. 1833-1845 (1986).
- [48] F. J. Humphreys, *A unified theory of recovery, recrystallization and grain growth, based on the stability and growth of cellular microstructures—I. The basic model*. Acta Materialia, vol. 45(10), pp. 4231-4240 (1997).
- [49] A.R. Eivani, *Modeling of Microstructural Evolution during Homogenization and Simulation of Transient State Recrystallization leading to Peripheral Coarse Grain Structure in Extruded Al-4.5Zn-1Mg Alloy*. PhD Thesis, Delft University of Technology, Delft, NL (2010).
- [50] A.R. Eivani, J. Zhou, J. Duszczuk, *Grain boundary versus particle stimulated nucleation in hot deformed Al-4.5Zn-1Mg alloy*. Materials Science and Engineering, vol. 29, pp. 517-528 (2013).
- [51] T. Furu, R. Østhus, N. Telioui, R. Aagård, M. Bru, O. R. Myhr, *Modeling the Effect of Mn on Extrudability, Mechanical Properties and Grain Structure of AA6082 Alloys*. Proceedings of the Eleventh International Aluminum Extrusion Technology Seminar, ET '16, Chicago 3-6 May 2016, vol.1, p.567-590 (2016).
- [52] F. J. Humphreys, *A unified theory of recovery, recrystallization and grain growth, based on the stability and growth of cellular microstructures-II. The effect of second-phase particles*. Acta materialia, vol. 45, pp. 5031-5039 (1997).
- [53] M. Avrami, *Kinetics of Phase Change. III. Granulation, Phase Change, and Microstructure*. Journal of Chemical Physics, vol. 9 (2), pp.177-184 (1941).
- [54] C.M. Sellars, J.A. Whiteman, *Recrystallization and grain growth in hot rolling*. Metal Science, vol. 13, pp. 187-194 (1979).
- [55] T. Furu, H.R. Shercliff, G. J. Baxter, C.M. Sellars, *The influence of transient deformation conditions on recrystallization during thermomechanical processing of an Al-1% Mg alloy*. Acta Materialia, vol. 47(8), pp. 2377-2389 (1999).
- [56] T. Sheppard, X. Duan, *Modelling of static recrystallisation by combining FEM with empirical models*. Journal of materials processing technology, vol.130, pp. 250-253

(2002).

- [57] X. Duan, T. Sheppard, *Simulation and control of microstructure evolution during hot extrusion of hard aluminum alloys*. Materials Science and Engineering: A, vol.351(1), pp. 282-292 (2003).
- [58] C. M. Sellars, Q. Zhu, *Microstructural modelling of aluminium alloys during thermomechanical processing*. Materials Science and Engineering: A, vol. 280(1), pp. 1-7 (2000).
- [59] T. Sheppard, *Prediction of structure during shaped extrusion and subsequent static recrystallisation during the solution soaking operation*. Journal of materials processing technology, vol. 177(1), pp. 26-35 (2006).
- [60] T. Sheppard, *Extrusion of Aluminium Alloys*. Kluwer Academic Publishers, 1999.
- [61] J. Røyset, M.M. Rødland, U. Tundal, O. Reiso, *Effect of Alloy Chemistry and Process Parameters on the Extrudability and Recrystallization Resistance of 6082 Aluminum Alloy*. Proceedings of the Ninth International Aluminum Extrusion Technology Seminar, (ET 2008), Vol. 2, pp. 91-99 (2008).
- [62] M. Negendank, U.A. Taparli, S. Gall, S. Müller, W. Reimers, *Microstructural evolution of indirectly extruded seamless 6xxx aluminum tubes with axial variable wall thickness*. Journal of Materials Processing Technology, 230, 187-197 (2016).
- [63] H.E. Vatne, R. Ørsund, K. Marthinsen, E. Nes, *Modeling recrystallization kinetics, grain sizes, and textures during multipass hot rolling*. Metallurgical and Materials Transactions A, vol. 27(12), pp. 4133-4144 (1996).

## **Capitolo 5- L'utilizzo di un Codice FEM per l'implementazione su scala industriale del modello di ricristallizzazione.**

### **5.1 Codici per la simulazione di processi di deformazione plastica.**

Recentemente, lo sviluppo di metodologie agli elementi finiti (FEM) applicato ai processi di deformazione plastica è stato favorito per l'elevata versatilità e la capacità di simulare in tempi brevi anche casi complessi con varie condizioni al contorno, quali trattamenti termici , forze esterne, pressioni, condizioni di scambio termico, attrito, etc. In commercio sono disponibili vari

codici numerici che utilizzano metodologie diverse, in particolare nell'approccio Lagrangiano la griglia agli elementi finiti segue la deformazione della billetta, mentre nell'approccio Euleriano il processo evolve in una griglia fissata. L'approccio Lagrangiano può in alcuni casi presentare seri problemi di distorsione degli elementi della griglia, mentre l'approccio Euleriano richiede di conoscere i confini e la geometria finale del processo. Esistono poi soluzioni ibride, quali l'approccio Lagrangiano-Euleriano, in cui si utilizza in sequenza l'approccio Lagrangiano per tenere conto delle deformazioni, mentre la griglia viene riposizionata si risolvono le velocità tramite approccio Euleriano (Fig 5.1).

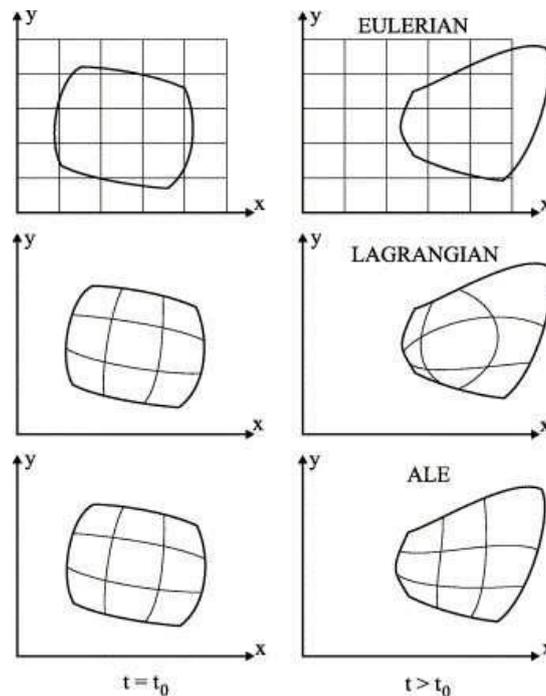


Fig. 5.1 Esempificazione delle formulazioni Euleriana, Lagrangiana e Lagrangiana-Euleriana<sup>[1]</sup>

Nel caso del processo di estrusione possono essere individuate due distinte fasi nel flusso del materiale: una iniziale denominata “non-steady-state tage” che si verifica quando il materiale riempie le cavità presenti negli utensili e una fase successiva definita “quasi steady-state stage” in cui il materiale esce dall'orefizio e scorre fuori dalla matrice, spinto dalla forza impressa dal punzone.

Durante la prima fase il materiale è sottoposto a notevoli variazioni di temperatura, tensioni, deformazioni, per questo motivo, nel caso di geometrie non troppo complesse, è opportuno modellizzare il comportamento utilizzando l'approccio Lagrangiano. Tale modello purtroppo incontra forti limiti nel momento in cui la simulazione riguarda l'estrusione di profili con geometrie molto complesse perchè severe deformazioni che si riscontrano nel materiale implicano la

necessità da parte del codice di ricostruire continuamente la griglia computazionale (remeshing), dilatando notevolmente i tempi di calcolo. In questi casi è consigliabile adottare un approccio misto Lagrangiano-Euleriano.

## 5.2 Qform: caratteristiche e funzionalità

QForm è uno dei codici presenti sul mercato in grado di simulare processi di deformazione plastica. È un prodotto di recente sviluppo che dispone di una interfaccia, riportata in Fig. 5.2, che permette facilmente di impostare i dati del problema e le condizioni al contorno, accedere alle librerie implementate nel codice (ad esempio per scegliere le caratteristiche fisiche e meccaniche dei materiali), visualizzare i risultati anche durante il processo di calcolo .

Dalla medesima interfaccia l'utente ha la possibilità di :

- importare la geometria degli utensili e materiale da deformare, creata inizialmente mediante CAD e preparata poi adeguatamente attraverso gli editor implementati nel codice (QDraft per geometrie 2D e QShape per casi 3D);
- impostare sia simulazioni 2D che 3D e di seguito tutti i parametri necessari a definire le condizioni di processo (fase pre-processing);
- implementare in post-processing "user-defined routine", cioè una sequenza di istruzioni di programma (scritte in linguaggio Lua) che l'utente può utilizzare per calcolare altri campi oltre a quelli già definiti nel codice principale;
- calcolare sempre in post-processing l'andamento del flusso del materiale attraverso le "linee di Lagrange";
- ottenere i grafici sugli andamenti di forze, pressioni, velocità, spostamenti anche per gli utensili.

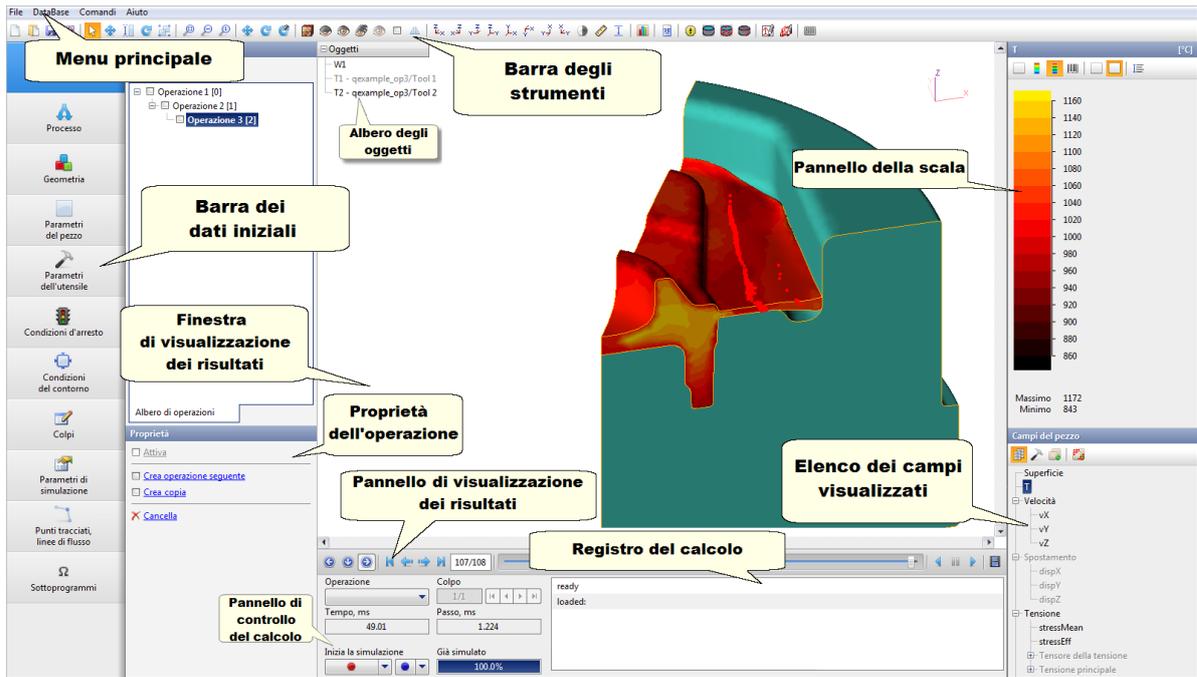


Fig. 5.2: Interfaccia di QForm

Trattandosi di un software agli Elementi Finiti gli oggetti vengono discretizzati, cioè il loro volume continuo viene sostituito da una rete, più o meno fitta, composta da piccoli domini (elementi) che interagiscono tra loro in un numero limitato di nodi e che differiscono in dimensione, forma geometrica, grado di approssimazione.

Le dimensioni degli elementi è strettamente collegata a quella del problema e possono essere unidimensionale, bidimensionale e tridimensionale, come sintetizza l'immagine in Fig. 5.3.

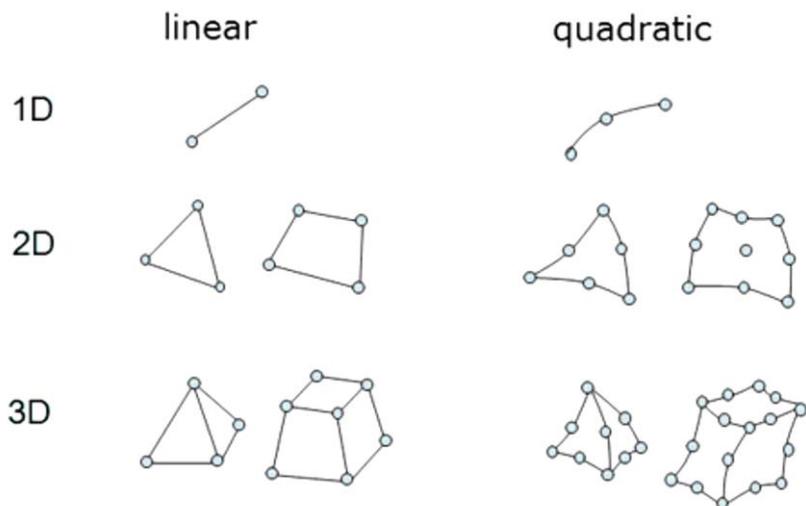


Fig. 5.3: Geometria degli elementi di una griglia computazionale.

In QForm V8 vengono adottati elementi triangolari per problemi 2D e elementi tetraedici nel caso di simulazioni in 3 dimensioni.

Il Codice ha subito nel corso degli ultimi 5 anni alcuni aggiornamenti che lo hanno reso più preciso nella modellazione (ad esempio per quanto riguarda i fenomeni di attrito, scambio termico, tensione di flusso) e lo hanno reso sempre più versatile e ricco di opzioni grazie alle quali è possibile ottenere dalle simulazioni un elevato numero di informazioni, sia sul materiale sottoposto al processo di formatura che sugli utensili.

In particolare nell' ultima versione VX, QForm integra in una unica interfaccia sia il modulo Euleriano-Lagrangiano sia quello unicamente Lagrangiano; ciò risulta come detto particolarmente utile nelle simulazioni di profili di geometria complessa. Inoltre sono state implementate le diverse funzionalità, tra cui:

- calcolo accoppiato del flusso di materiale e della deformazione elastica degli utensili;
- inserimento di tracking points nel materiale presente nel contenitore e nel profilo estruso;
- simulazione delle saldature longitudinali e trasversali;
- calcolo di post-processing routines;
- aggiunta di aree per l'infittimento della griglia computazione.

Nel paragrafo 5.2.2.1 sono riportate le sperimentazioni e la campagna numerica compiute per la validazione di QForm 7, le quali sono state poi in parte riefettuate anche per le versioni successive V8 e VX.

### **5.2.1 Calcolo di user routine in post-processing.**

La possibilità di implementare nel codice sottoprogrammi scritti dall'utente si è rivelata di grande importanza per il calcolo di nuovi outputs, tra cui le dimensioni del grano ricristallizzato.

Le routine sono scritte in linguaggio Lua, non hanno bisogno di essere preventivamente precompilate, possono essere create con qualsiasi editor perché è sufficiente salvare il file in formato “.lua” , non devono essere salvate in particolari folder e vengono calcolate in post-processing. L'utente ha la possibilità di richiamare e utilizzare campi già calcolati dal codice sia riferiti al materiale deformato ( denominato “workpiece”) che agli utensili, egli può immettere nuovi input, funzioni e algoritmi per ottenere in questo modo i risultati desiderati e visualizzarli direttamente nell'interfaccia, in coda ai risultati standards.

In tabella 5.1 si riportano le variabili standard per workpiece e utensili, utilizzabili in user-routine:

Workpiece		Utensili	
Nome variabile	Descrizione	Nome variabile	Descrizione
t	Tempo	t	Tempo
dt	Step	Dt	Step
T	Temperatura	T	Temperatura
stress_mean	Tensione media	stress_mean	Tensione media
stress_flow	Tensione calcolata secondo Von Mises	stress_eff	Tensione calcolata secondo Von Mises
strain	Deformazione plastica	strain	Deformazione plastica
strain_rate	Velocità di deformazione	strain_vol	Deformazione volumetrica
density	Densità	x, y, z	Coordinate x, y, z
x, y, z	Coordinate x, y, z	disp_x, disp_y, disp_z	Spostamenti lungo x, y, z
disp_x, disp_y, disp_z	Spostamenti lungo x, y, z	stress_xx, stress_yy, stress_zz, stress_xy, stress_yz, stress_zx	Tensore delle tensioni
v_x, v_y, v_z	Velocità nelle tre direzioni	stress_1, stress_2, stress_3	Tensioni principali
		strain_xx, strain_yy, strain_zz, strain_xy, strain_yz, strain_zx	Tensore delle deformazioni
		strain_1, strain_2, strain_3	Deformazioni principali

Tab. 5.1: Variabili standard per workpiece e utensili, utilizzabili in user-routine.

Si riportano in Fig. 5.4 e 5.5 la procedura per richiamare nel codice le sub-routine e visualizzarne i risultati.

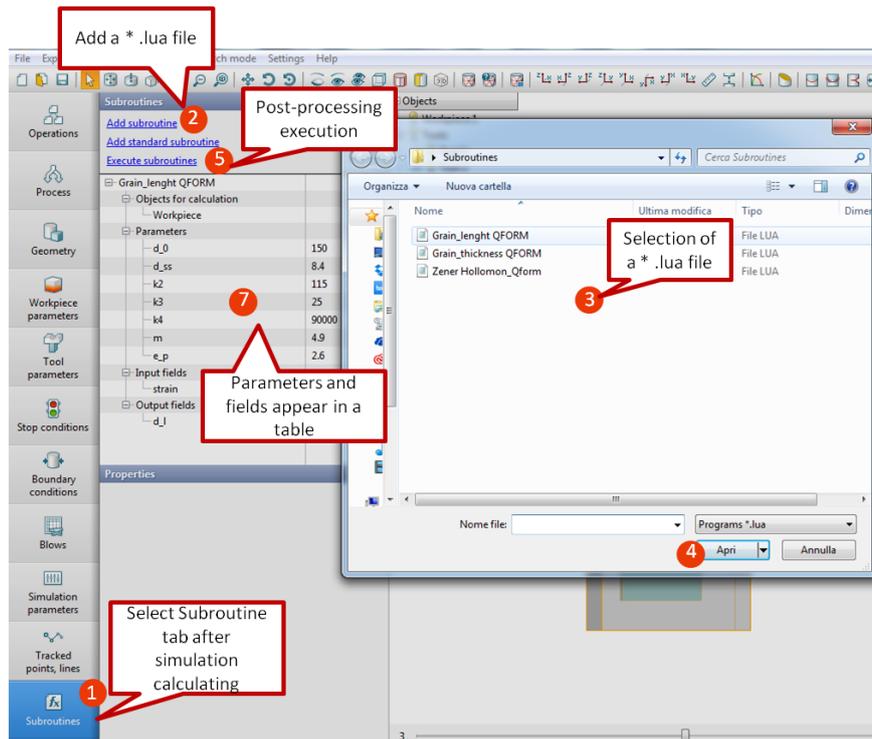


Fig. 5.4: Procedura per richiamare user-routine in Qform.

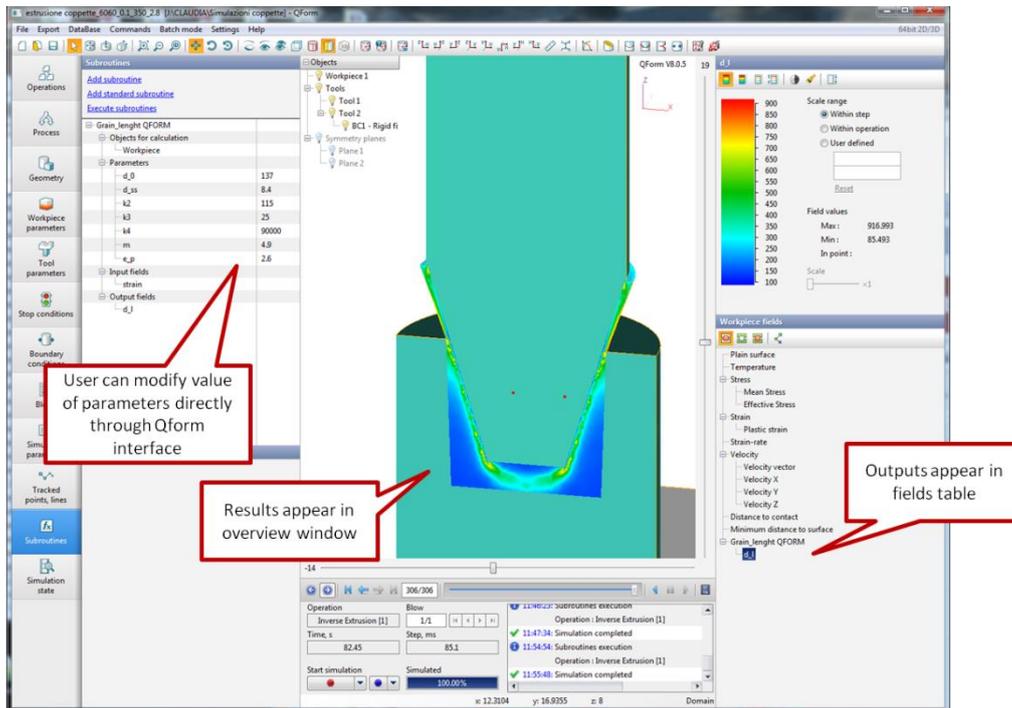


Fig. 5.5: Visualizzazione dei risultati calcolati dalla user-routine in post-processing.

## 5.2.2. Modelli di attrito.

Insieme all'usura, l'attrito è un fenomeno tricologico che ricopre un ruolo essenziale nello studio e nell'ottimizzazione dei processi di formatura dei metalli.

In particolare, durante i processi di estrusione, le condizioni tribologiche all'interfaccia pezzo-utensile (mostrate in Fig. 5.6) hanno un'incidenza molto rilevante sulle caratteristiche meccaniche ed estetiche. Diversi studi disponibili in letteratura sono focalizzati sulle condizioni di attrito durante l'estrusione di alluminio.

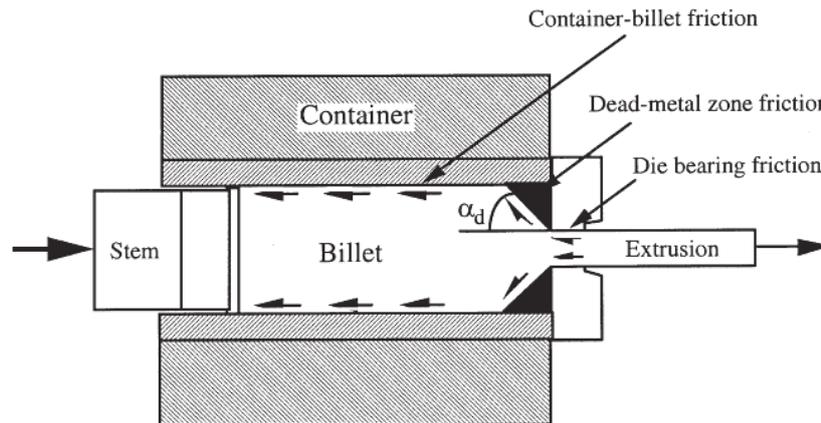


Fig. 5.6: Forze di attrito nell'estrusione diretta<sup>[2]</sup>

Duan e Sheppard in <sup>[3]</sup> verificano una condizione di forte attrito all'interfaccia billettina-contenitore e dimostrano l'importanza della corretta modellazione dell'attrito specialmente nella previsione della microstruttura di profili con geometrie complesse, visto la forte correlazione tra coefficiente di attrito e il parametro di Zener- Hollomon.

Ulteriori studi sono stati fatti da Wang et al. <sup>[4]</sup> sulla dipendenza del coefficiente di attrito dalla temperatura, deformazione e tensione nel canale di bearing, mentre Ma et al. <sup>[5,6]</sup> hanno presentato un modello in grado di descrivere la lunghezza del tratto di completa aderenza nella zona di formatura durante un processo di estrusione di alluminio.

Nelle simulazioni di tali processi, l'attrito che si genera all'interfaccia tra materiale da deformare e utensili viene calcolato da QForm in base alla condizione di lubrificazione scelta dall'utente. L'utilizzo di modelli diversi o la scelta di differenti parametri comporta rilevanti differenze nei risultati numerici per cui è fondamentale fare molta attenzione e implementare il modello più opportuno e che maggiormente riproponga le condizioni reali.

In Qform7 inizialmente erano presenti tre modelli: Coulomb, Siebel e Levanov, riportati rispettivamente nelle equazioni 5.1-5.4:

- *Modello di Coulomb:*

$$\tau_c = \mu \sigma_n \quad 5.1$$

In cui  $\mu$  è il coefficiente di attrito ( $0 \leq \mu \leq 1/\sqrt{3}$ ), in cui  $\mu=0$  è la condizione di massimo scorrimento, mentre  $\mu=1/\sqrt{3}$  è la condizione di massima adesione;  $\sigma_n$  è la pressione normale e  $\tau_c$  è la tensione tangenziale presente sulla superficie di contatto tra pezzo e utensile.

- *Modello di Siebel o Tresca*

$$\tau_s = mk \quad 5.2$$

In cui  $m$  è il coefficiente di attrito ( $0 \leq m \leq 1$ ),  $m=0$  è la condizione di perfetto scorrimento,  $m=1$  è la condizione di perfetta adesione,  $\tau_s$  è la tensione di attrito.

$$k = \bar{\sigma}/\sqrt{3} \quad 5.3$$

In cui  $k$  è la tensione di snervamento del materiale in taglio puro secondo il criterio di Von Mises e  $\bar{\sigma}$  è la tensione equivalente del materiale secondo Von Mises.

- *Modello di Levanov*

$$\tau_L = m \frac{\bar{\sigma}}{\sqrt{3}} \left[ 1 - e^{-\frac{n\sigma_n}{\bar{\sigma}}} \right] \quad 5.4$$

In cui  $\tau_L$  è la tensione di attrito,  $\bar{\sigma}$  è la tensione equivalente del materiale secondo Von Mises,  $\sigma_n$  è la pressione normale,  $n$  è il coefficiente di Levanov e  $m$  è il coefficiente di attrito ( $0 \leq m \leq 1$ ), in cui le condizioni di massima adesione e massimo scorrimento sono le stesse valedoli nel modello di Siebel<sup>[7]</sup>.

Levanov in <sup>[6]</sup> afferma che l'Eq. 5.4 corrisponde ad una legge in grado di descrivere in generale il meccanismo di attrito durante la deformazione plastica in quanto tiene conto dei seguenti fattori: dipendenza non lineare della tensione di attrito dalla pressione, incrudimento del materiale e aumento delle forze di attrito a seconda della natura e condizione delle superfici a contatto.

Dal grafico in Fig. 5.7 si evince che tale legge è una generalizzazione degli altri due modelli presentati: quando le pressioni normali di contatto sono basse (per esempio nella zona di lavoro) le forze tangenziali descritte dal modello di Levanov sono molto simili a quelle della legge di Coulomb, mentre nel caso di pressioni di contatto alte ( ad esempio all'interfaccia tra superficie della billetta e quella del contenitore) l'andamento della curva tende asintoticamente a quello

della legge di Siebel. Sulla base di tali considerazioni, in questa ricerca sono stati considerati e sperimentati solo i modelli di Siebel e Levanov.

Come ribadisce Wang in [4], non è facile determinare sperimentalmente il valore dei coefficienti nelle equazioni sopra elencate, in particolare il modello di attrito di Coulomb è raramente usato nella modellazione FEM del processo di estrusione poiché tale legge viene applicata laddove si registrano bassi carichi e dove si riscontrano basse rugosità (asperità occasionali) sulle superfici a contatto ; nel caso esaminato sono invece in gioco elevate forze; per questi motivi tale modello non è stato ritenuto adatto e quindi non adottato nelle simulazioni.

Si riportano in Figg. 5.8 e 5.9 le rappresentazioni delle interfacce pezzo-utensile nel caso di basse e alte pressioni di contatto.

In Fig. 5.10 vengono messe in evidenza le pressioni agenti sul materiale durante l'estrusione, la simulazione conferma la presenza di elevate pressioni lungo le pareti del contenitore e valori molto più bassi sulle superfici formate nel canaledi bearing.

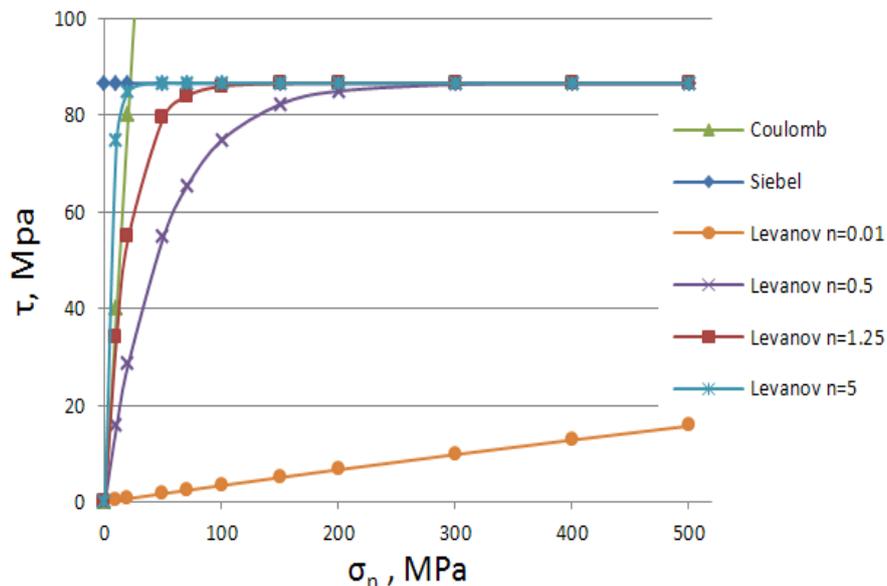


Fig. 5.7: Confronto tra i modelli di attriti presenti in Qform7.



Fig. 5.8: Schema di zone di contatto con basse pressioni (bassi valori di  $\sigma_n$ ).



Fig. 5.9: Schema di zone di contatto con alte pressioni (elevati valori di  $\sigma_n$ ).

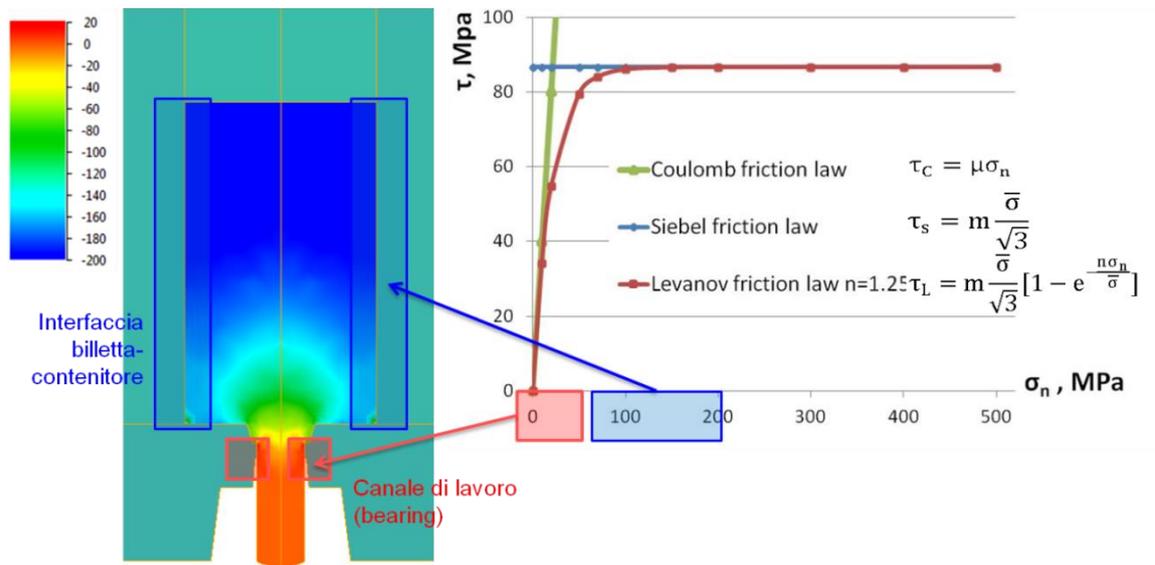


Fig. 5.10: Andamento della pressione  $\sigma_n$  nel materiale sottoposto ad estrusione .

Nella versione V7 di QForm il coefficiente  $m$  non era limitato superiormente a 1 come previsto dai modelli teorici e riportati nelle equazioni 5.1-5.4, pertanto è stato necessario procedere ad uno studio e conseguente validazione per individuare il coefficiente in grado di riprodurre in ambiente FEM la condizione di adesione . In Fig. 5.5 si riportano i risultati di alcune simulazioni nelle quali sono state implementate diverse condizioni di lubrificazione (in ordine:  $m=1$ ,  $m=2$ ,  $m=3$ ,  $m=4$ )

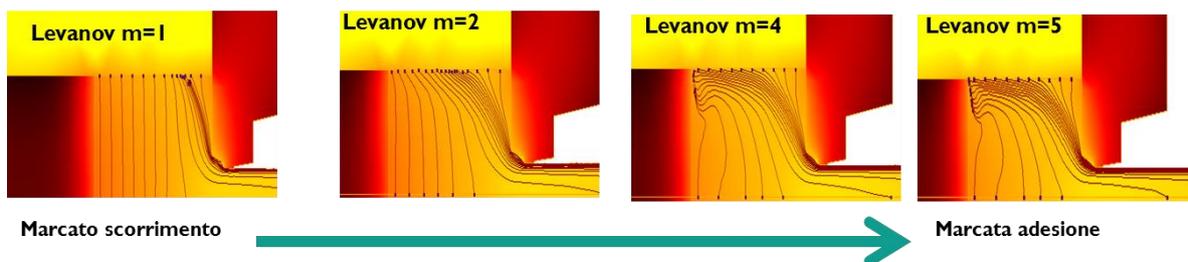


Fig.5.11: Simulazioni di diverse condizioni di lubrificazione in QForm7.

### 5.3 Validazione del codice mediante prove di visioelasticità.

Per poter applicare in modo affidabile il modello sviluppato in Qform7, è stato necessario innanzi tutto validare il codice, soprattutto in termini di flow stress del materiale (resistenza del materiale in funzione di  $\epsilon, \dot{\epsilon}$  e T), scambio termico pezzo-utensile e modelli di attrito.

#### 5.3.1 Materiali, attrezzature e svolgimento delle prove

Le prove sperimentali di visioelasticità sono state condotte presso “Institute of Forming Technology and Lightweight Construction” dell’Università di Dortmund (Germania) con l’obiettivo di ricavare dati sull’andamento del flusso della lega AA6060 nei processi di estrusione e determinare i settaggi e le impostazioni che meglio rispecchiassero le condizioni reali e utilizzarli per validare il software QForm7.

Tali prove consistevano nell’estrusione diretta<sup>[8]</sup>, tramite una pressa SMS-Schoemann da 10 MN rappresentata in figura 5.12, di 5 billette di AA6060 (AlMgSi 0.5) di 293mm di lunghezza e 138mm di diametro.

Ogni billetta presentava 19 fori di 5mm di diametro posizionati alla distanza costante di 15mm e riempiti con bacchette di AA4043 (AlSi 5.5), numerate in ordine crescente spostandosi dalla matrice verso il pistone (Fig. 5.13). L’inserimento di tale materiale non ha influenzato il comportamento del materiale base perché le tensioni di flusso delle due leghe sono simili.

Ciascuna billetta è stata prima preriscaldata per 10 ore in forno in modo da giungere all’omogenea temperatura di 450°C ed infine estrusa parzialmente attraverso una matrice a luce circolare di diametro pari a 36,5 mm, come messo in chiaro in figura 5.14 .

I valori di corsa e velocità del pistone settati in ogni prova sono riassunti in tab. 5.1.

I test 1 e 2 sono serviti per la validazione della tecnica di visioelasticità, cioè verificare mediante confronto dei dati sperimentali, che la presenza delle bacchette di AA4043 non alterasse il comportamento della billetta in cui erano state inserite.

I test 3, 4 e 5 invece sono stati svolti per ricavare i dati sperimentali su:

- scorrimento dei punti della griglia calcolato come rapporto tra la loro posizione finale e quella iniziale sulla interfaccia billetta- contenitore; tale andamento ha permesso di

rilevare l' entità dell' aderenza/scorrimento del materiale deformato sulle pareti dell' utensile. Maggiore è l'attrito, maggiore è quindi l'aderenza.

Nella condizione ideale di perfetta lubrificazione (quindi totale assenza di attrito) tutte le aste restano perfettamente perpendicolari alla superficie del contenitore, il coefficiente di attrito in entrambi i modelli di Siebel e di Levanov è nullo (sia nella formulazione teorica sia nel caso simulato).

Diversamente varia invece il valore del fattore di attrito nello stato di completa adesione; questa situazione si presenta per  $m=1$  solo nella formulazione teorica. Nella modellazione ottenuta con Qform infatti il coefficiente unitario rappresenta una condizione di attrito intermedia.

- Andamento delle linee di flusso.
- Andamento del carico sul pistone.
- Temperature della matrice in corrispondenza della posizione delle termocoppie.
- Temperatura del profilo estruso ad un metro dalla matrice.

Tutti i dati di input e quelli misurati sono riportati nella tab. 5.2.

In Fig. 5.15 sono mostrati i provini ottenuti sperimentalmente e sezionati longitudinalmente, dalla foto sono riconoscibili le bacchette si AA4043 deformate.

In Fig. 5.16 si riportano invece i risultati ricavati dalle sperimentazioni relativi ai parametri sopra elencati e utilizzati per la validazione.



Fig.5.12: Pressa utilizzata per le estrusioni sperimentali.

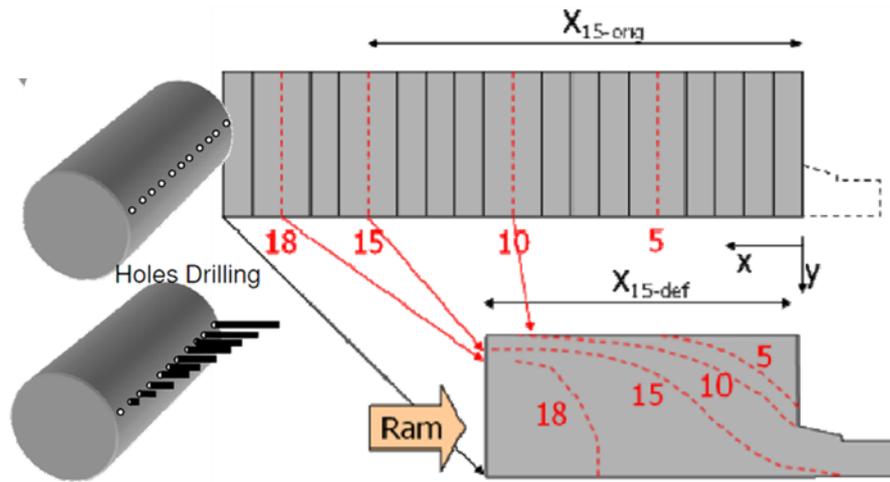


Fig.5.13: Configurazione dei campioni di AA6060 contenenti 19 bacchette equipaziate di AA40430

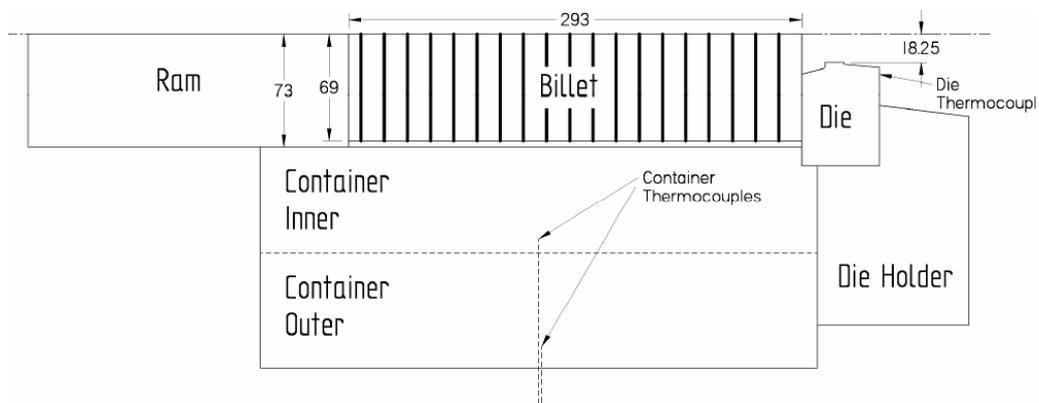


Fig.5.14: Configurazione delle attrezzature.

		TEST 3	TEST 4	TEST 5
Piano sperimentale	Corsa pistone [mm]	150	150	175
	Velocità pistone [mm/s]	2	5	2
Grandezze misurate sperimentalmente	T matrice [°C]	350÷360	350÷380	350÷380
	$\Delta T$ profilo [°C]	20	12	20
	T contenitore [°C]	450±5	450±5	450±5
	Max carico pistone [MPa]	4,2 ±0,3	4,9±0,3	4,7±0,3
Temperature iniziali utensili	T contenitore [°C]	450	450	450
	T pistone [°C]	305	305	305
	T matrice [°C]	360	360	360

Tab. 5.2: Piano completo e misurazioni sperimentali<sup>[9]</sup>.



Fig.5.15. Da destra verso sinistra: billetta prima dell'estrusione, billette estruse, tagliate e lucidate

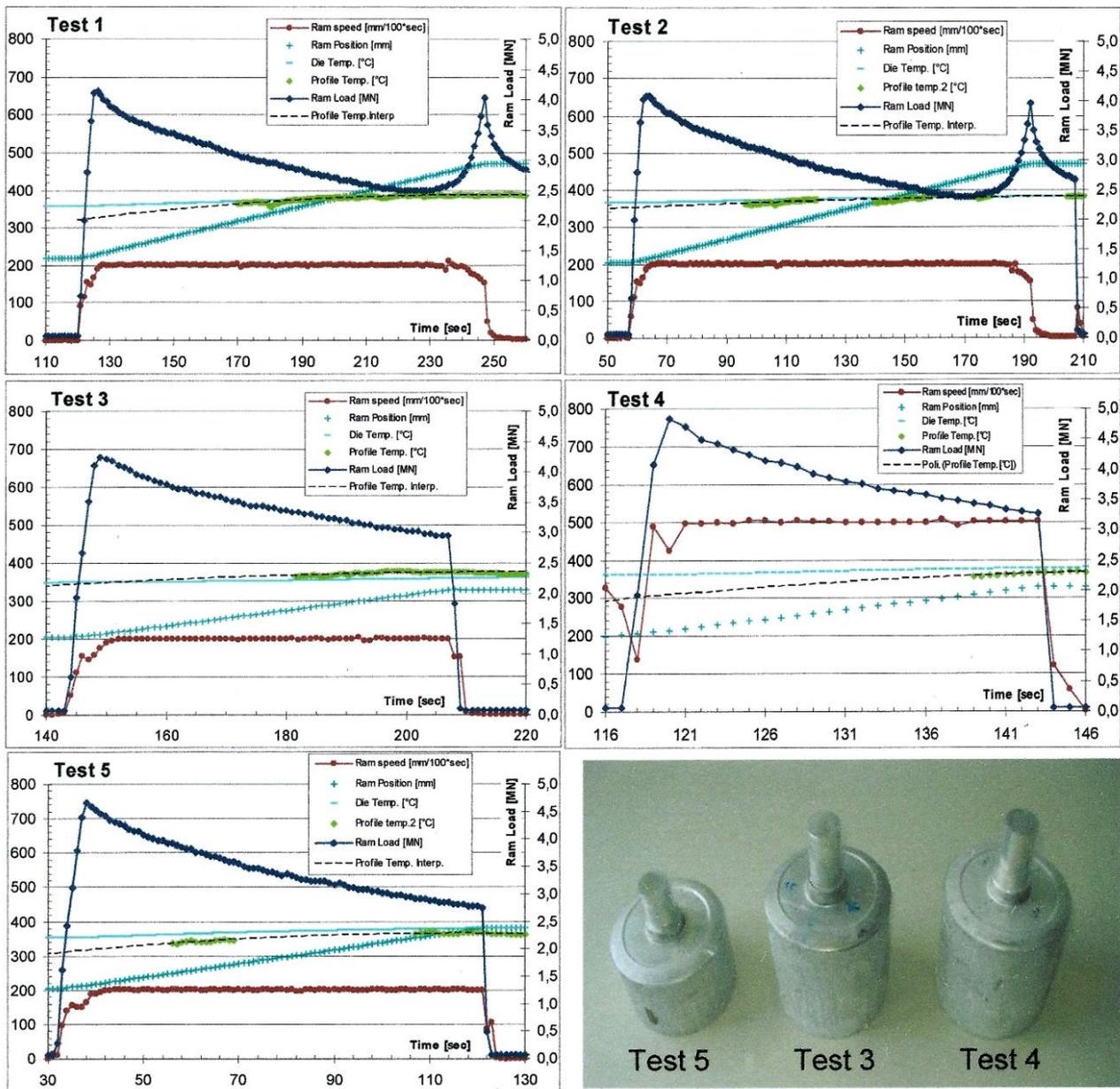


Fig.5.16. Dati sperimentali ricavati dalle prove di estrusione<sup>[6]</sup>.

### 5.3.2 Modellazione numerica

Tutte le geometrie sono state prima disegnate su software CAD sulla base delle misure reali e successivamente importate, posizionate lungo l'asse nella direzione di estrusione e nominate in QDraft (programma di editor 2D presente in QForm) come riportato nelle figure 5.17 e 5.18.

La tensione di flusso del materiale deformato è stato inserita in forma tabellare a partire da dati ricavati da prove sperimentali di torsione sulla lega AA6060 (Fig.5.19 e 5.20).

In Tab.5.3 sono invece riassunti tutti i rimanenti parametri di simulazione e di processo mantenuti costanti in tutte le simulazioni.

Per quanto riguarda gli utensili, le impostazioni relative a temperature ( $T_{\text{pistone}} = 305 \text{ }^\circ\text{C}$ ,  $T_{\text{contenitore}} = 450 \text{ }^\circ\text{C}$ ,  $T_{\text{matrice}} = 360 \text{ }^\circ\text{C}$ ), materiale (H11) e relativi parametri sono state mantenute costanti nell'intera campagna sperimentale e sono raccolte nella Tab. 5.4.

Per quanto riguarda le condizioni di scambio termico è stata preferita la modalità di flusso semplice tra billetta e contenitore a causa dell'elevata inerzia termica di quest'ultimo, dovuta alla sue notevoli dimensioni; mentre è stato impostato un flusso di calore di tipo accoppiato sulla superficie tra materiale da estrudere e i rimanenti utensili (pistone e matrice).

In Fig.5.21 sono riportate due simulazioni per mettere in evidenza la differenza tra la modalità di scambio termico semplice (a) e accoppiato (b).

Tra i modelli di attrito sono stati verificati solo quelli di Siebel e Levanov, come detto in precedenza, mentre il coefficiente di trasmissione di calore tra acciaio e alluminio è stato fissato a  $11000 \text{ W} / (\text{m}^2\text{K})$ <sup>[10]</sup>.

Per migliorare la qualità della discretizzazione e dei risultati, sono stati modificati alcuni parametri di simulazione, tra cui l'affinamento degli elementi della maglia nel profilo estruso in corrispondenza delle zone di lavoro, dove si registrano le deformazione più elevate, come mostrato in Fig. 5.22.

In QForm è possibile impostare anche l'adeguamento automatico della grandezza di tali elementi in base alla velocità di deformazione del materiale, nonché controllare la frequenza di "remeshing" (diminuendo questo parametro l'accuratezza dei risultati aumenta a discapito dell'allungamento dei tempi di calcolo) e il numero massimo di iterazioni in ogni passo (che rappresenta i tentativi che il solutore compie per convergere alla soluzione esatta). Infine è stato verificato come l'efficienza di generazione del calore dovuta alla deformazione influisca significativamente sull'aumento di temperatura del materiale deformato e quindi sulla diminuzione del carico sul pistone; tuttavia entrambi i coefficienti di generazione del calore dovuto a deformazione e attrito sono stati mantenuti al 95% come da letteratura<sup>[11]</sup>.

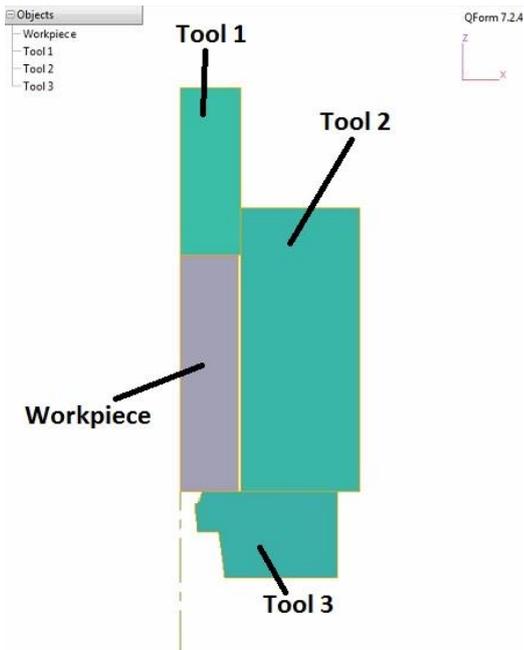


Fig.5.17. Impostazione della geometria in QForm 7.

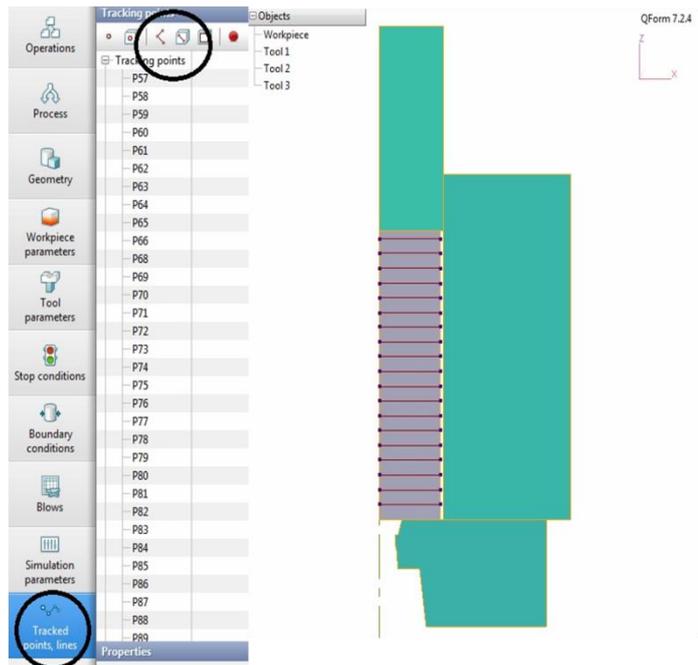


Fig.5.18: Inserimento bacchette nella simulazione.

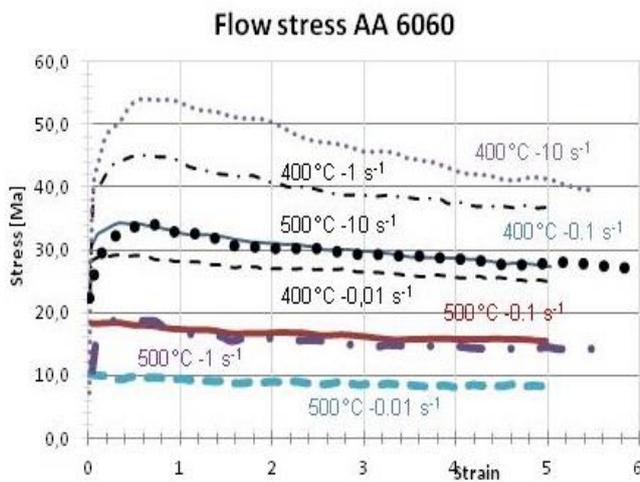


Fig.5.19. Flow stress ricavato da prova di torsione.

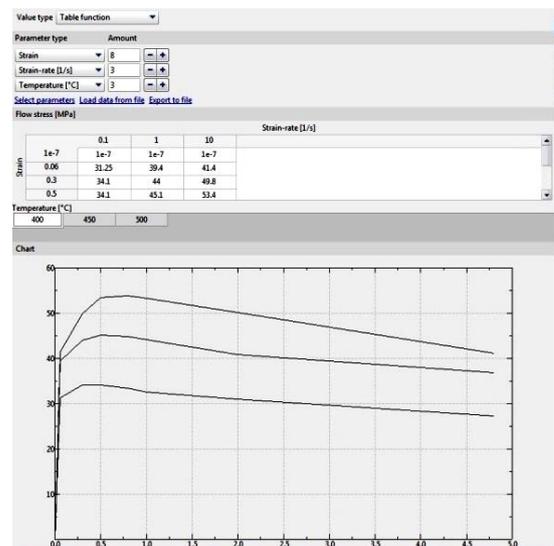


Fig.5.20. Impostazione flow stress ricavato su QForm7.

<b>Parametri di processo</b>	Tipo di processo Tipo di problema	Formatura con processo termico 2D assialsimmetrico																																		
<b>Parametri pezzo</b>	Densità	2700	kg/m <sup>3</sup>																																	
	Conduktività termica	180	W/(m·K)																																	
	Calore specifico	890	J/(kg·K)																																	
	Temperatura di fusione	620	°C																																	
	Modulo di Young	69000	MPa																																	
	Modulo di Poisson	0.293																																		
	Coeff. Espansione term.	2.3e-5	1/°C																																	
	Temperatura iniziale	450	°C																																	
	Composizione chimica	<table border="1"> <thead> <tr> <th></th> <th>min</th> <th>max</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>Fe</td> <td></td> <td>0.7</td> </tr> <tr> <td>Si</td> <td>0.4</td> <td>0.45</td> </tr> <tr> <td>Mn</td> <td></td> <td>0.03</td> </tr> <tr> <td>Mg</td> <td>0.45</td> <td>0.5</td> </tr> <tr> <td>Cu</td> <td></td> <td>0.02</td> </tr> <tr> <td>Cr</td> <td></td> <td>0.02</td> </tr> <tr> <td>Ti</td> <td></td> <td>0.02</td> </tr> <tr> <td>Zn</td> <td></td> <td>0.02</td> </tr> <tr> <td>OE</td> <td></td> <td>0.05</td> </tr> <tr> <td>OT</td> <td></td> <td>0.15</td> </tr> </tbody> </table>			min	max	Fe		0.7	Si	0.4	0.45	Mn		0.03	Mg	0.45	0.5	Cu		0.02	Cr		0.02	Ti		0.02	Zn		0.02	OE		0.05	OT		0.15
		min	max																																	
	Fe		0.7																																	
	Si	0.4	0.45																																	
	Mn		0.03																																	
Mg	0.45	0.5																																		
Cu		0.02																																		
Cr		0.02																																		
Ti		0.02																																		
Zn		0.02																																		
OE		0.05																																		
OT		0.15																																		
<b>Condizioni al contorno</b>		Fissaggio rigido su contenitore e matrice																																		
	Temperatura ambiente	20	°C																																	
	Emissività	0.2																																		
<b>Colpo</b>	Coeff. scambio termico	30	W/(m <sup>2</sup> K)																																	
	Raffredamento in aria	60	s																																	
	Raffred. in stampo	30	s																																	
	Energia trasferita	100%																																		

Tab. 5.3: Parametri di processo, del pezzo, condizioni al contorno.

<b>Materiale</b>	H11 51 HRC	<b>Modulo di Poisson</b>	0.3		
<b>Densità</b>	7850 kg/m <sup>3</sup>	<b>Tens. snervamento</b>	1668 MPa		
<b>Conduttività termica</b>	25 W/(m·K)	<b>Composizione chimica</b>		min	max
<b>Calore specifico</b>	446 J/(kg·K)		C	0.32	0.42
<b>Durezza</b>	0.028		Si	0.9	1.2
<b>Modulo di Young</b>	210000 MPa (T=20°C) 160000 MPa (T=600°C)		Mn	0.25	0.55
			P		0.03
			S		0.03
			Cr	4.5	5.5
		Mo	1.2	1.7	
		V	0.3	0.5	

Tab. 5.4: Parametri degli utensili

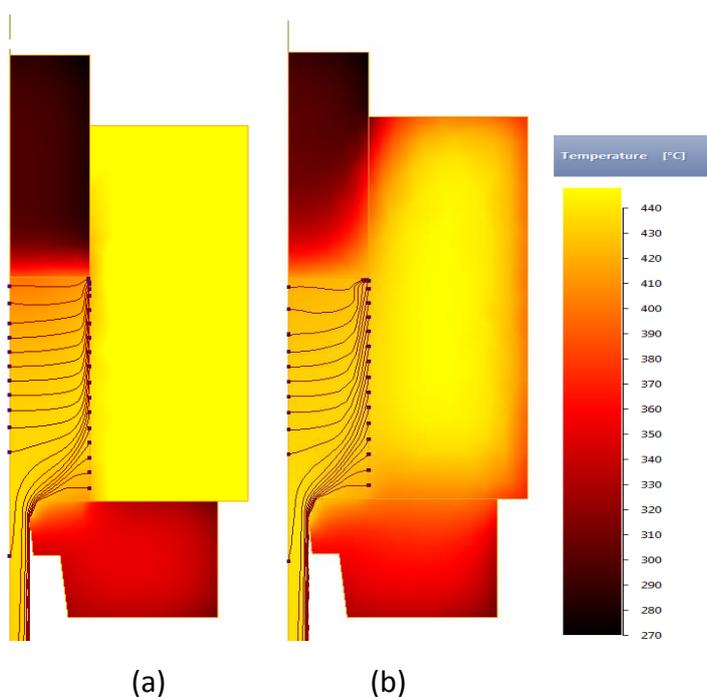


Fig.5.21: Differenze tra scambio termico accoppiato (a) e semplice (b).

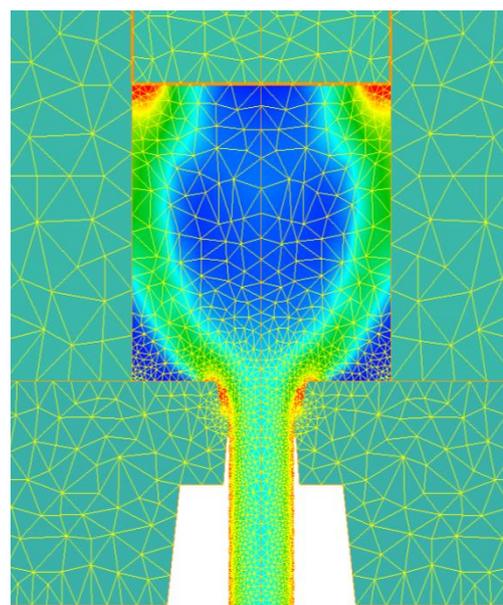


Fig.5.22: Discretizzazione della maglia non omogenea.

È stata effettuata una sequenza di simulazioni relative al test 4, scegliendo il modello di attrito di Levanov e modificando il coefficiente  $m$  da 0 a 5; per ciascuna di esse sono stati raccolti i risultati relativi a: andamento del carico sul pistone, temperatura della matrice e del profilo ad 1 metro, la deformazione della griglia, posizione relativa dei punti posti all'interfaccia contenitore-billetta.

In seguito alla buona concordanza tra i risultati numerici e quelli sperimentali nelle simulazioni in cui erano stati scelti valori di  $m=3$  e  $m=4$ , sono state rilanciati i calcoli relativi al test 4 modellando l'attrito con la legge di Siebel per gli stessi valori del coefficiente.

In seguito sono state verificate anche le condizioni relative ai test 3 e 5.

### 5.3.3 Risultati

In Figg. 5.23 e 5.24 vengono presentati i risultati delle simulazioni, in particolare sono mostrati alcuni tra i migliori confronti tra le griglie deformate, gli andamenti del carico sul pistone e i grafici in cui sono stati rilevate le condizioni di aderenza-slittamento.

Come Saha riporta in <sup>[2]</sup>, la pressione di estrusione totale richiesta per un particolare rapporto di estrusione ( $P_T$ ) è data da:

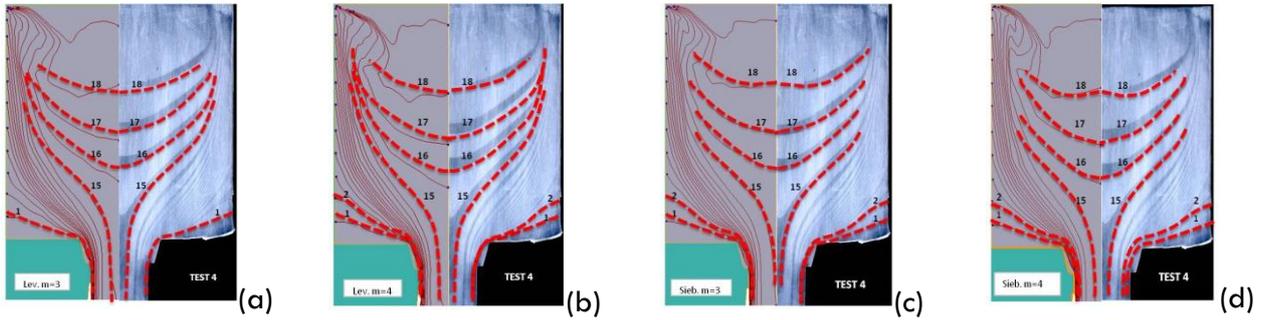
$$P_T = P_D + P_F + P_R \quad 5.5$$

dove  $P_D$  è la pressione necessaria per la deformazione plastica del materiale (che dipende dal tasso e velocità di deformazione e temperatura),  $P_F$  è la pressione necessaria per vincere l'attrito sulla superficie durante il processo (che dipende dalla pressione radiale, coefficiente di attrito di tutte le superfici, lunghezza e diametro della billetta e delle zone di lavoro),  $P_R$  è la pressione necessaria per vincere il lavoro di deformazione interna (funzione del rapporto di estrusione e della tensione di flusso del pezzo). Secondo questi criteri le prove 3 e 5 hanno le stesse condizioni. Ciò viene confermato dalla similitudine tra rispettivi andamenti del carico sul pistone, mentre nella prova 4, la velocità di deformazione più elevata provoca un aumento del picco di carico (Fig.5.24).

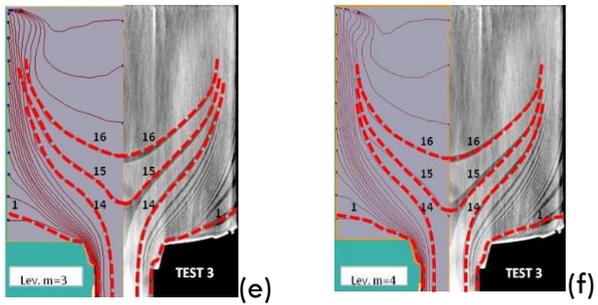
Per quanto riguarda la distorsione delle griglie, il rapporto prossimo a 1 tra le distanze iniziali e quelle finali rappresenta una condizione di completa aderenza mentre valori inferiori corrispondono a un maggiore scorrimento; la differenza che si rileva in corrispondenza dei primi punti è invece riconducibile all'espansione del materiale che si verifica quando le billette vengono estratte dagli utensili durante i test sperimentali.

Le differenze più significative si riscontrano analizzando i due differenti approcci: il modello di Siebel sovrastima il carico massimo in tutti i casi, nonostante le tendenze del flusso siano buone; il modello di Levanov invece dà buoni risultati sia rispetto agli andamenti del carico che rispetto la deformazione delle griglie.

### Test 4



### Test 3



### Test 5

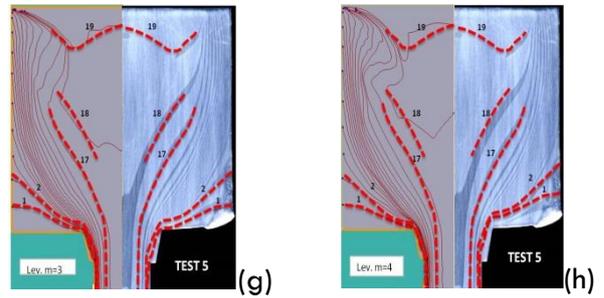
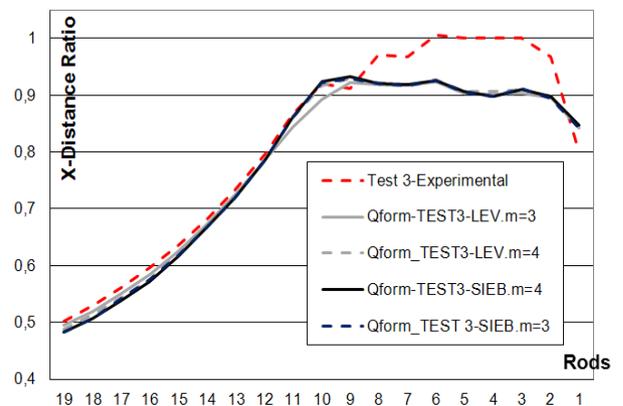
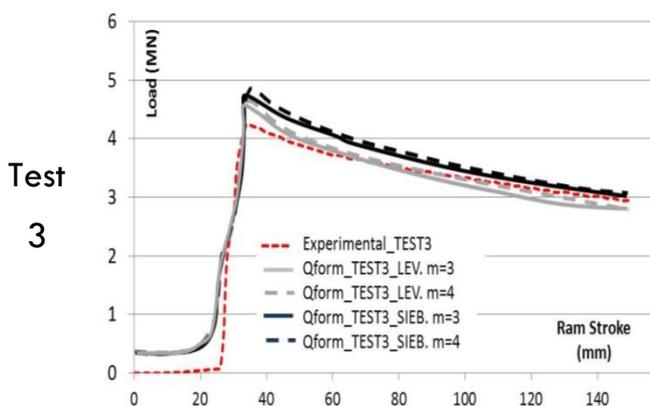
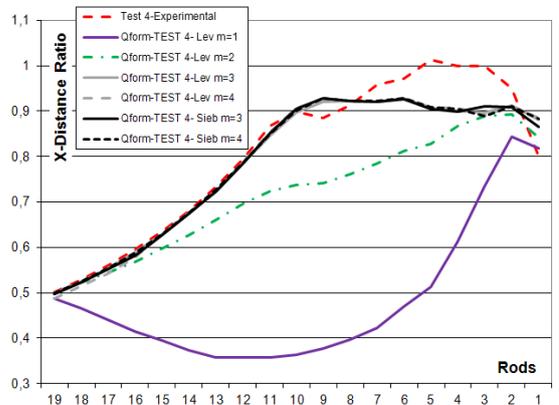
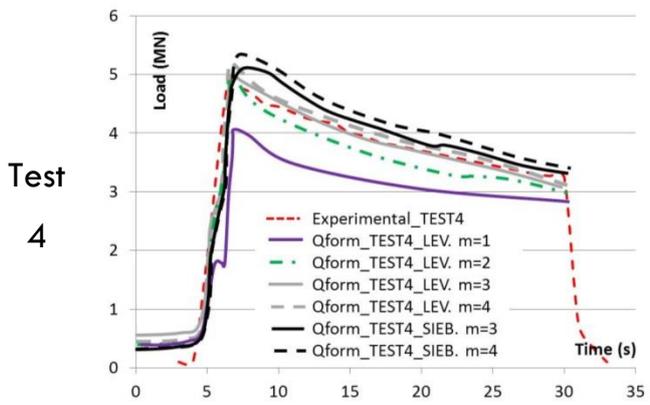


Fig.5.23: Confronto delle griglie deformate nei provini 4,3 e 5



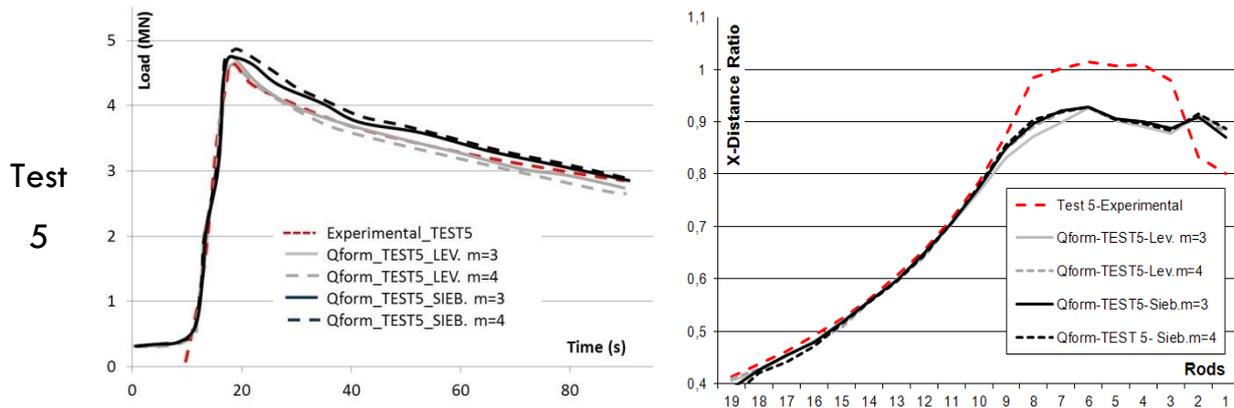


Fig.5.24: Confronto tra i carichi sul pistone e rapporto distanza delle bacchette.

I risultati relativi alle temperature sono in accordo con quanto affermato da Li <sup>[12]</sup>: durante il processo in condizioni stazionarie, l'aumento della temperatura nel materiale ( $\Delta T$ ) è una somma di tre fattori:

$$\Delta T = \Delta T_{def} + \Delta T_{fric} + \Delta T_{loss} \quad 5.6$$

dove  $\Delta T_{def}$  è l'aumento dovuto alla deformazione,  $\Delta T_{fric}$  è il contributo causato dall'attrito e  $\Delta T_{loss}$  è la diminuzione di temperatura dovuto al contatto della billetta con gli utensili e l'ambiente. A causa della dipendenza diretta tra velocità di deformazione e velocità del pistone, più elevata è quest'ultima, più calore viene generato all'interno del materiale e quindi minore è il tempo a disposizione per scambiare calore con utensili e aria. Nel test 4 le temperature del profilo a 1 metro di distanza dalla zona di lavoro sono di 20 °C superiore a quelle rilevate nei test 3 e 5. Le temperature predette numericamente sono superiori ai rispettivi valori ottenuti dalle estrusioni in pressa, le differenze sono riconducibili all' imprecisione delle misure sperimentali . Le temperature della matrice risultanti dalle simulazioni sono invece in accordo con i dati sperimentali (circa 360 °C).

I riscontri numerici permettono di affermare che la campagna di prove condotta verifica come il modello di Levanov sia in grado di modellare le condizioni di attrito durante il processo di estrusione della serie 6XXX: tale formulazione infatti tiene conto della variazione della pressione media agente sul materiale (elevata sulla parete del contenitore e quasi nulla sulle pareti della zona di lavoro). Dai confronti effettuati si evince che  $m=3$  è il coefficiente di attrito che consente di ottenere il miglior accordo numerico-sperimentale (con  $n=1,25$ ).

Nelle versioni successive V8 e VX i modelli di attrito sono stati revisionati e allineati con quanto riportato nella letteratura scientifica; sono state ripetute le sperimentazioni descritte nel medesimo ed è stato verificato che la condizione di adesione tra billetta e contenitore corrisponde a  $m=1$  sia nel modello di Siebel che Levanov.

## 5.4 Bibliografia

- [1] J. Proudian, *Simulating Residual Stress in Machining*, from Post Process Measurement to Pre-Process Predictions (Doctoral dissertation, KTH Royal Institute of Technology) (2012).
- [2] P. K. Saha, *Aluminum Extrusion Technology*, ASM International, pp.12-16 (2000).
- [3] X. Duan, T. Sheppard, *Simulation and control of microstructure evolution during hot extrusion of hard aluminium alloys*. Materials Science and Engineering: A, vol. 351, 282-292 (2003).
- [4] L. Wang, J. Cai, J. Zhou, J. Duszczk, *Characteristics of the friction between aluminium and steel at elevated temperatures during ball-on-disc tests*. Tribology Letters, vol. 36, pp. 183–190 (2009).
- [5] X. Ma, M.B. de Rooij, D.J. Schipper, *Friction conditions in the bearing area of an aluminium extrusion process*. Wear, vol. 278, pp. 1– 8 (2012) .
- [6] X. Ma, M.B. de Rooij, D.J. Schipper, *A load dependent friction model for fully plastic contact conditions*. Wear, vol. 269, pp. 790–796 (2010).
- [7] A.N. Levanov, *Improvement of metal forming processes by means of useful effects of plastic fiction*. Journal of Materials Processing Technology, vol. 72, pp.314–316 (1997)
- [8] L. Donati, L. Tomesani, M. Schikorra, N. Ben Khalifa, A. E. Tekkaya, *Friction model selection in FEM simulations of aluminium extrusion*, International Journal of Surface Science and Engineering, vol. 1 , pp. 27-41 (2010).
- [9] C. Bandini, B. Reggiani, L. Donati, L. Tomesani , *Validazione del Codice Qform per l'analisi del processo di estrusione di leghe di alluminio*. In: DIN-GMA. Quaderni di ricerca. Ottava giornata di studio Ettore Funaioli 18 Luglio 2014, p. 221-232. Editore: Esculapio. ISBN: 978-88-7488-871-9 (2015).
- [10] L. Li, J. Zhou, J. Duszczk, *Prediction of temperature evolution during the extrusion of 7075 aluminium alloy at various ram speeds by means of 3D FEM simulation*. Journal of Materials Processing Technology, vol. 145, pp. 360–370 (2004).
- [11] N. Biba, A. Lishnij, A. Vlasov, *Simulation of coupled problem of electric upsetting*. Journal of Materials Processing Technology, vol. 80, pp. 184–187 (1998)
- [12] L. Li, J. Zhou, J. Duszczk, *Prediction of temperature evolution during the extrusion of 7075 aluminium alloy at various ram speeds by means of 3D FEM simulation*. Journal of Materials Processing Technology, vol. 145, pp 360–370 (2004)

# Capitolo 6- Implementazione del modello di evoluzione della microstruttura in QformVX

## 6.1 Modello di ricristallizzazione dinamica

Nel capitolo 4 sono stati riportati diversi modelli matematici presenti in letteratura che permettono di prevedere la dimensione finale del grano dinamicamente ricristallizzato; dopo aver valutato i limiti di ciascuno, è stato adottato il modello proposto da Donati in <sup>[1]</sup> e di seguito riproposto (equazioni 6.1-6.7):

$$\frac{1}{\delta} = C(\ln Z)^n$$

$$C = 3,364 \cdot 10^{-9} \text{ m}^{-1}; \quad n = 5,577$$

$$Z = \dot{\varepsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right)$$

$$d_t = (d_0 - 2.5 \cdot \delta_{SS})(k_1)^{\bar{\varepsilon}} + 2.5 \cdot \delta_{SS}$$

$$d_l = k_2 \bar{\varepsilon}^2 - k_3 \bar{\varepsilon} + d_0 \quad \text{for } \varepsilon < \varepsilon_p$$

$$d_l = k_4 \bar{\varepsilon}^{-m} + 10 \cdot \delta_{SS} \quad \text{for } \varepsilon > \varepsilon_p$$

$$\varepsilon_p = \ln\left(\frac{d_0}{\delta}\right)$$

6.1 Legenda:  
 $\delta$  = dimensione subgrano [ $\mu\text{m}$ ]  
 $Z$  = Zener – Hollomon [ $\text{s}^{-1}$ ]  
 $\dot{\varepsilon}$  = velocità di def. [ $\text{s}^{-1}$ ]

6.2  $Q$  = energia attivazione [ $\frac{\text{J}}{\text{mol} \cdot \text{K}}$ ]

6.3  $R = 8,341 \frac{\text{J}}{\text{mol}}$   
 $T$  = temperatura [ $^{\circ}\text{K}$ ]  
 $d_t$  = spessore grano [ $\mu\text{m}$ ]

6.4  $d_l$  = lunghezza grano [ $\mu\text{m}$ ]  
 $d_0$  = lunghezza iniziale grano [ $\mu\text{m}$ ]

6.5  $\delta_{SS}$  = dimens. subgrani in cond. staz. [ $\mu\text{m}$ ]  
( $\delta_{SS} = 8,4\mu\text{m}$ )

6.7  $\varepsilon$  = deformazione [ $\frac{\text{m}}{\text{m}}$ ]  
 $d_0$  = lungh. iniziale grano [ $\mu\text{m}$ ]  
 $\varepsilon_p$  = def. critica di pinch – off

Mediante QForm 8 e QForm VX sono state condotte campagne di simulazioni che riproducevano le prove di estrusione effettuate su provini di AA6082<sup>[1-3]</sup> e AA6060<sup>[1,4-5]</sup>; le regressioni tra le misure, ottenute sperimentalmente, dello spessore e della lunghezza dei grani dopo DRX e la deformazione calcolata dal Codice nei medesimi punti ha permesso la determinazione di tutti i coefficienti ( $k_1, k_2, k_3, k_4, m, \delta_{SS}$ ) e la validazione del modello.

### 6.1.1 Campagna sperimentale e numerica di microestrusioni su AA6082

#### 6.1.1.1 Materiali, attrezzature e svolgimento delle prove

La campagna di prove sperimentali è stata eseguita presso l' Institute of Forming Technology and Lightweight Construction (IUL) a Dortmund, dove una semplice barra a sezione circolare di alluminio AA6082 completamente ricristallizzato (con  $d_0 = 140 \mu\text{m}$ ) e diametro pari a 19 mm è stata tagliata in 18 piccoli spezzoni di lunghezza 25 mm, i quali sono stati estrusi in condizioni di processo differenti (schematizzate in fig. 6.1), in particolare sono stati variati:

- i rapporti di estrusione (44: 1, 25: 1, 11: 1) e quindi la deformazione media impartita (effective strain Von Mises 4, 3.2, 2.4);
- le velocità del pistone (0,5 e 5 mm/s);
- le temperature di deformazione (480 °C, 520 °C, 560 °C).

Per poter ottenere i diversi rapporti di estrusione e quindi provocare diversi stati deformativi sono state utilizzate tre diverse matrici in acciaio per utensili per lavorazioni a caldo (AISI H-13), dalle quali è stato possibile ottenere profili di 3, 4 e 6 mm di diametro. Sul contenitore è stato praticato un foro per l'inserimento di una termocoppia che potesse misurare la temperatura all'interfaccia billetta/contenitore.

In figura 6.2 sono riportate le geometrie e le foto delle attrezzature utilizzate, mentre in figura 6.3 sono mostrate le fasi dell'intera procedura sperimentale.

Di seguito invece si riportano brevemente tutte le operazioni effettuate:

- inizialmente le billette sono state tutte rivestite di nitrato di boro al fine di facilitare l'estrazione dopo l'estrusione,
- per ogni prova la billetta è stata inserita nel contenitore e l'assemblaggio (billetta, amtrice e contenitore) è stato posto in forno e riscaldato fino a 600°C per circa 2 ore fino a raggiungere completa omogeneizzazione (Fig. 6.3(a)),
- a omogeneizzazione raggiunta, l'assemblato è stato posizionato nella pressa ed è stata inserita la termocoppia (Fig. 6.3(b1)),
- solo quando la termocoppia rilevava la temperatura stabilita, la prova veniva avviata. Il punzone utilizzato per imprimere il carico veniva mantenuto alla temperatura di circa 400°C.
- dopo una breve corsa dell'utensile di 10 mm, l'attrezzatura assemblata insieme con il profilo, veniva rapidamente temprata in acqua (entro 5 secondi dal termine della deformazione) (Fig. 6.3(b2)),

- tutti i provini così ottenuti sono stati poi tagliati a metà (Fig. 6.3(c)), elettrolucidati, attaccati chimicamente (Fig. 6.3(d)) e analizzati con microscopio elettronico (Fig. 6.3(e)).
- sono state infine definite 10 piccole aree in ogni campione (Fig. 6.4) e sono state determinate in ognuna, utilizzando il metodo di intercettazione lineare, le misure medie di lunghezza e spessore dei grani.

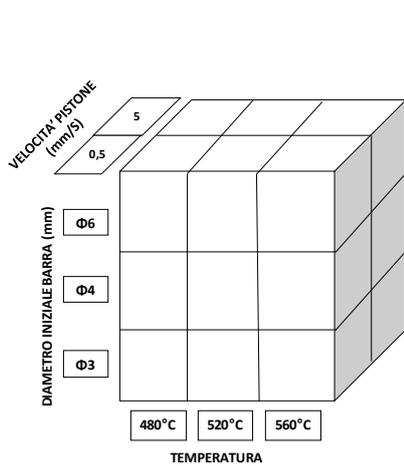


Fig.6.1: Piano sperimentale

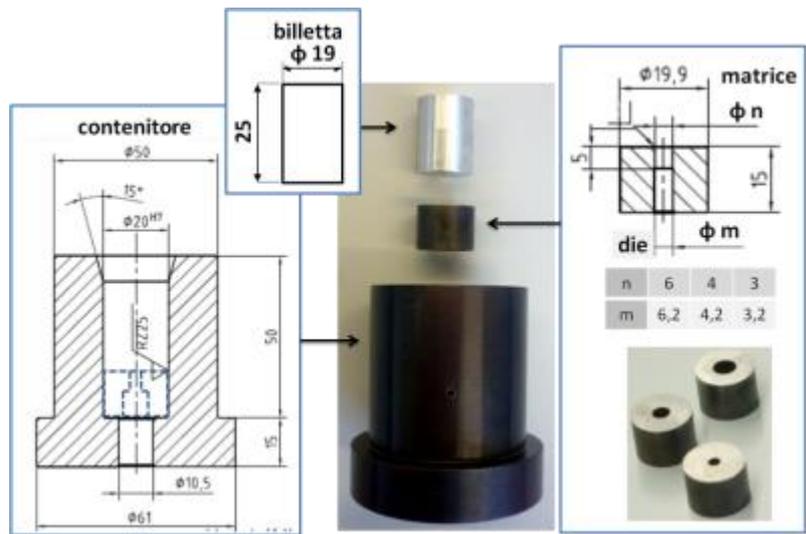


Fig.6.2: Attrezzatura utilizzata per le prove sperimentali di estrusione.

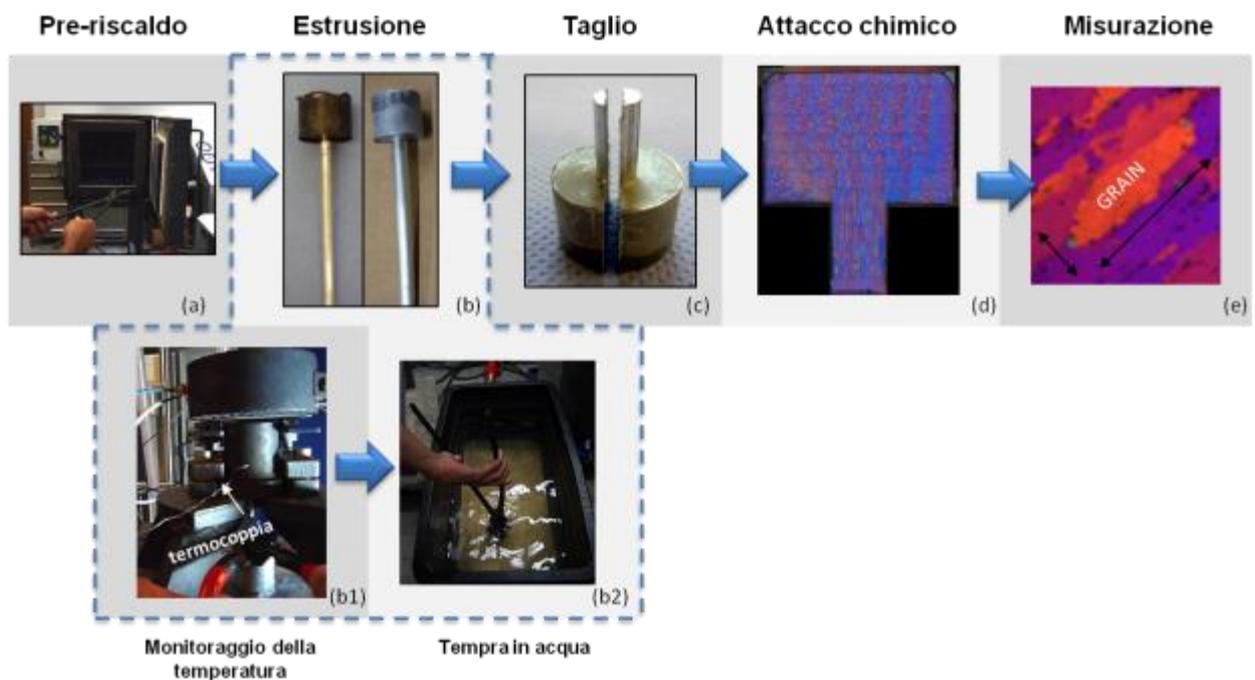


Fig.6.3: Fasi della procedura sperimentale

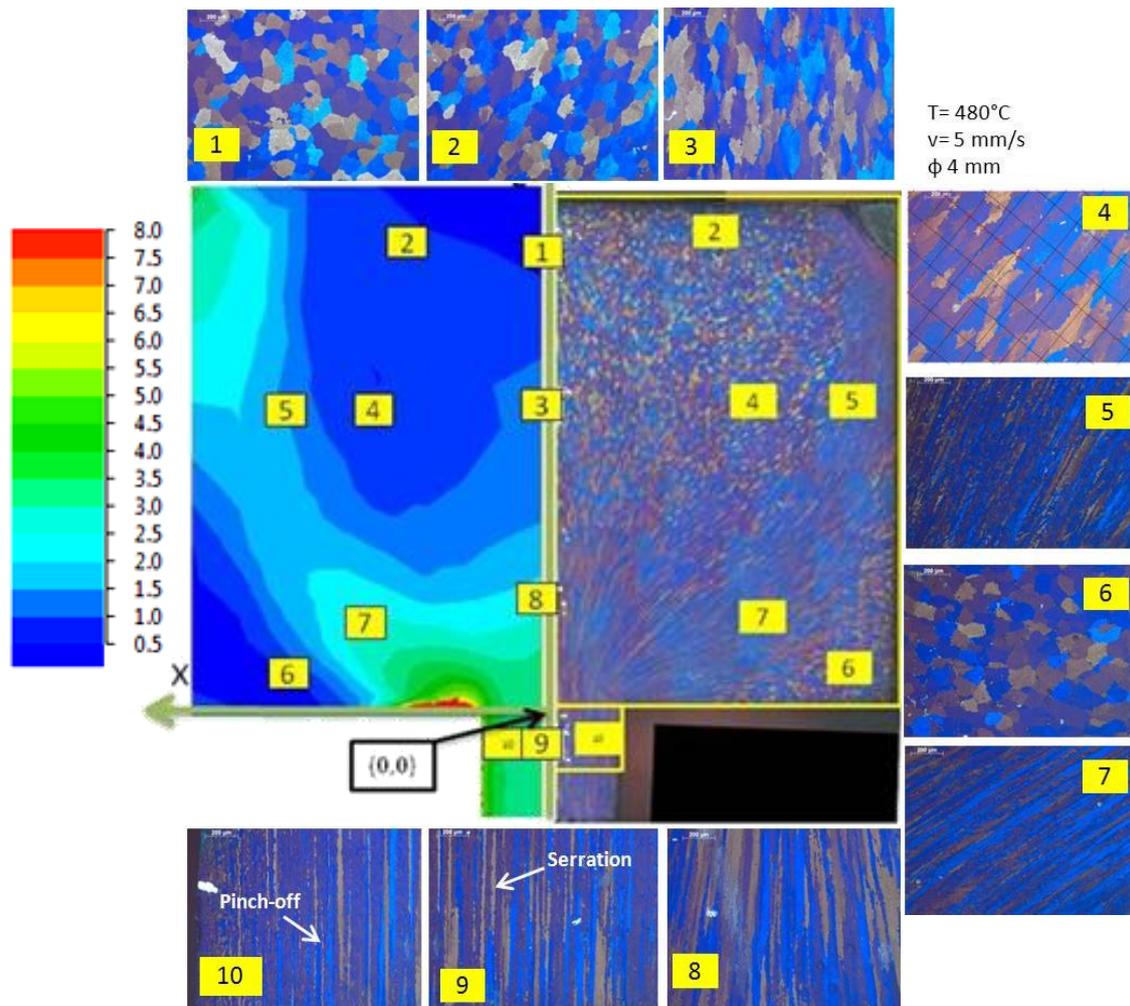


Fig. 6.4: Provino 480°C-5mm/s- Φ4mm: confronto tra distribuzione della deformazione ottenuta numericamente (a sinistra) e vista della microstruttura nella intera sezione e nelle diverse aree esplorate; nella zona numero 4 viene riportata la rappresentazione del metodo di intercettazione lineare.

### 6.1.1.2 Modellazione numerica

La campagna di simulazioni è stata avviata inizialmente su QForm7 e successivamente ripetuta sulla versione VX lagrangiana. Le condizioni di attrito sono state modellate in entrambi i casi attraverso la legge di Levanov, descritta nel capitolo 5 e di seguito riportata,

$$\tau_L = m \frac{\bar{\sigma}}{\sqrt{3}} \left[ 1 - e^{-\frac{n\sigma_n}{\bar{\sigma}}} \right] \quad 6.8$$

mantenendo l'esponente n pari a 1.25.

L'unica sostanziale differenza ha riguardato l'impostazione del coefficiente di attrito inizialmente uguale a 3 (come stabilito a seguito della prima validazione riportata nel capitolo 5) e in seguito

abbassato a 1 nelle simulazioni in QForm VX in seguito alle modifiche apportate al software da parte degli sviluppatori e sulla base delle successive validazioni effettuate.

In entrambi i casi, per avere conferma dell'attendibilità dei risultati sono stati messi a confronto i diagrammi forza/corsa (figura 6.5) dove si riscontrano differenze solo nella fase iniziale di carico.

Le cause di tali scostamenti sono riconducibili alla perdita di rigidità degli utensili utilizzati durante le prove sperimentali rispetto alle attrezzature perfettamente rigide considerate nel calcolo; i risultati numerici ottenuti dalle simulazioni si sono pertanto ritenuti attendibili e validati.

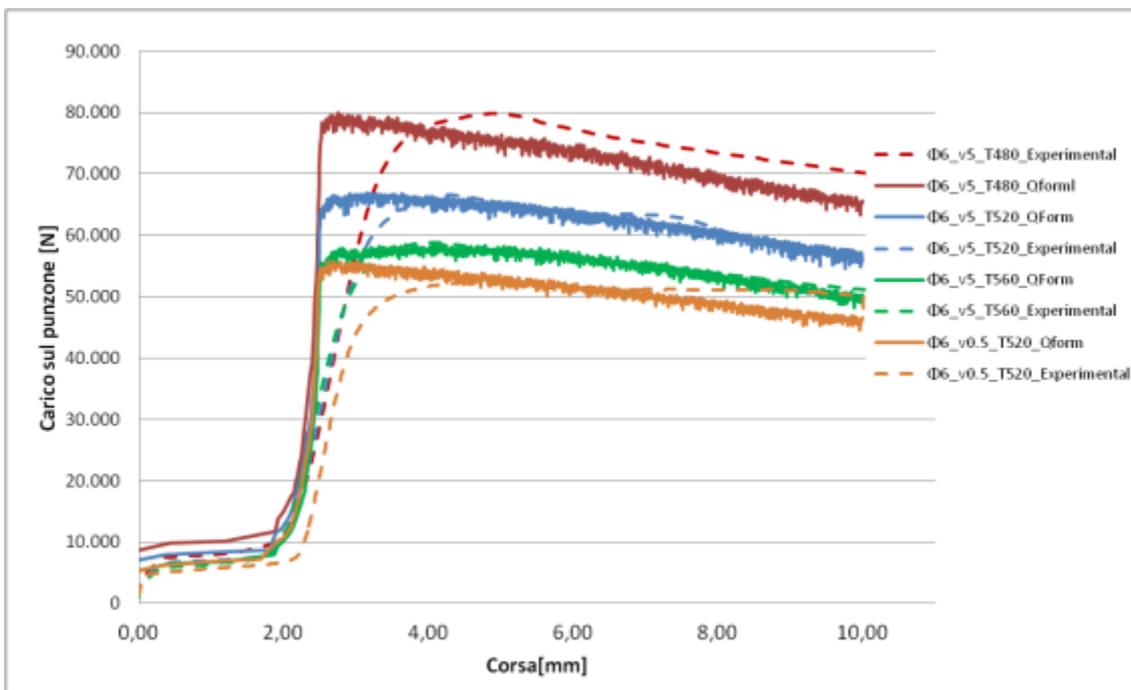


Fig. 6.5: Confronto tra i carichi agenti sul pistone registrati sperimentalmente e calcolati numericamente utilizzando QForm VX.

Le semplici geometrie assialsimmetriche hanno permesso di impostare simulazioni di tipo 2D; il comportamento a caldo della lega AA6082 è stato impostato inserendo in forma tabellare dati ricavati da prove sperimentali di torsione. Vista la breve durata del processo (da 2 a 20 secondi) lo scambio termico tra utensili e billetta e utensili stessi è stato impostato in modalità semplice, limitandolo quindi alla sola superficie di interfaccia.

Sul contenitore sono stati impostati anche due vincoli di rigidità sul contenitore (fig. 6.7) nonostante tutte le simulazioni siano state lanciate escludendo la deformazione congiunta di pezzo e utensili visto il notevole aumento dei tempi di calcolo.

Infine in tabella 6.1 si riportano tutte le rimanenti impostazioni pre-processing non ancora menzionate.

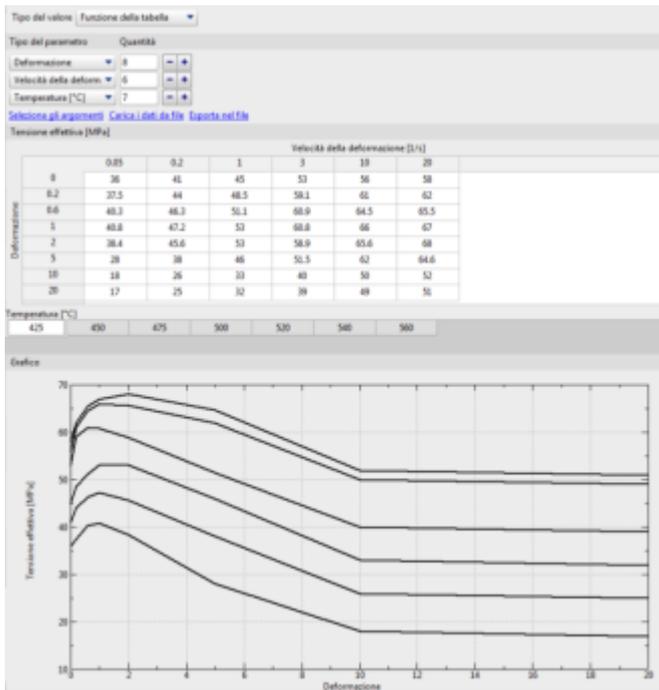


Fig. 6.6: Impostazione del comportamento del materiale a caldo mediante dati tabulati.

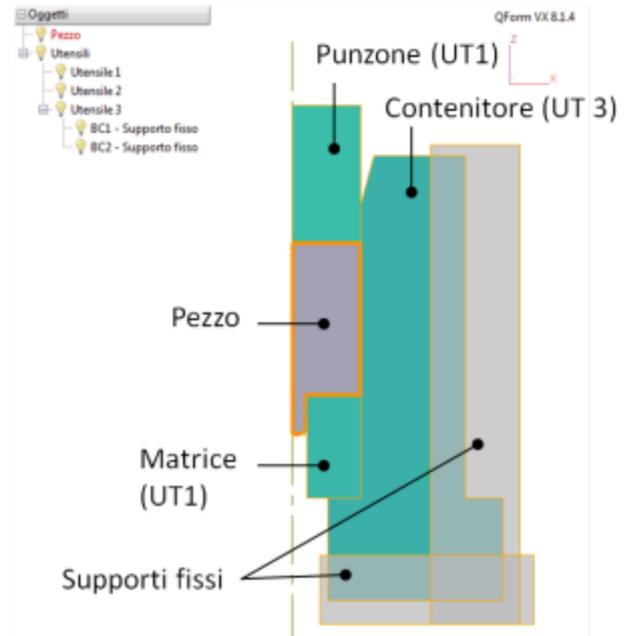


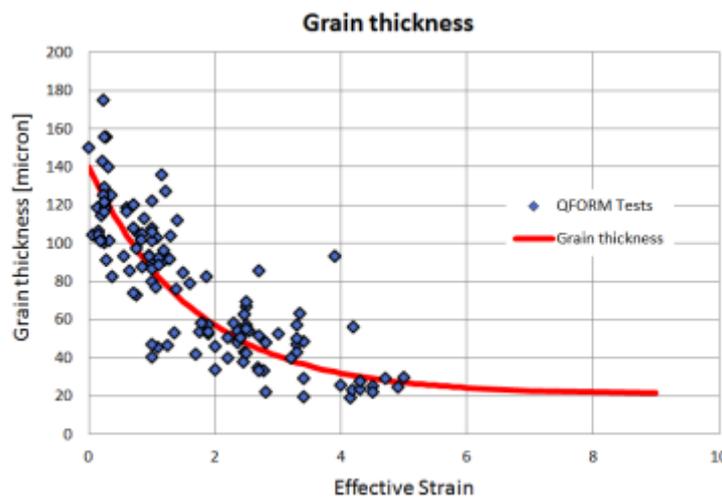
Fig. 6.7: Impostazione delle geometrie del pezzo e degli utensili nella simulazione 2D.

<b>Parametri del materiale deformato EN AW 6082</b>	Densità	2710 kg/m <sup>3</sup>
	Conduktività termica	180 W/(m·K)
	Calore specifico	890 J/(kg·K)
	Modulo di Young	70000 MPa
	Temperatura iniziale pistone	400 °C
<b>Condizioni al contorno</b>	Coeff. Scambio termico aria a 20°C	30 W/(m <sup>2</sup> K)
	Tempo di raffredd. in aria	30 s
<b>Parametri degli utensili AISI H 11</b>	Conduktività termica	25 W/(m·K)
	Calore specifico	446 J/(kg·K)
	Coeff. Scambio termico (HTC)	11000 W/(m <sup>2</sup> K)

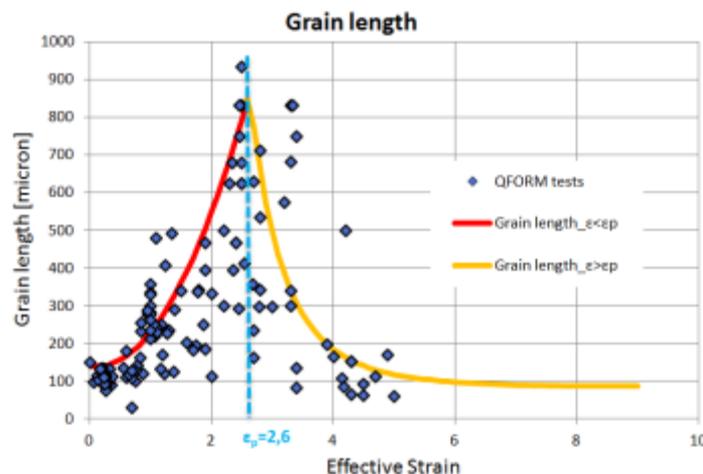
Tab. 6.1: Impostazioni di pre-processing

### 6.1.1.3 Risultati

I risultati<sup>[3]</sup> delle simulazioni hanno consentito di determinare la distribuzione della deformazione nelle dieci aree analizzate su ogni campione, come raffigurato in Fig. 6.4. I valori misurati di spessore e lunghezza dei grani, misurati sperimentalmente, sono stati graficati in funzione della deformazione calcolata nel medesimo punto come riportano i grafici in Fig. 6.8 e ciò ha permesso di conseguenza il tracciamento delle curve. Sono dunque stati determinati i valori dei coefficienti  $k_1, k_2, k_3, k_4, m$  delle equazioni 6.3, 6.4, 6.5; in particolare  $k_1 = 0.55, k_2 = 114, k_3 = 25, k_4 = 9 \cdot 10^4, m = 4.9$ , mentre il livello critico medio di deformazione per l'insorgenza del pinch-off  $\epsilon_p$  è stato stimato pari a 2.6.



(a)



(b)

Fig. 6.8: Regressioni che correlano lo spessore (a) e la lunghezza (b) dei grani alla deformazione effettiva.

Come da previsioni gli andamenti sopra rappresentati sono molto simili a quelli riportati da Donati et alii<sup>[1]</sup> e Foydl et al.<sup>[2]</sup>, con la differenza che i coefficienti individuati nell'ambito del presente lavoro possono essere considerati validi e validati per il codice QForm.

In base alla dinamica di JDRX, una volta raggiunto il livello critico di deformazione  $\epsilon_p$ , attraverso il fenomeno di pinch-off si formano nuovi grani di lunghezze variabili (Fig.6.9); ciò spiega la presenza in corrispondenza di  $\epsilon=2.6$  di punti indicanti lunghezze diverse.

Inoltre è possibile osservare la presenza di asintoti orizzontali in corrispondenza di elevate deformazioni ( $\epsilon>7$ ) sia per quanto riguarda lo spessore che la lunghezza dei grani.

La nuova formulazione del modello, indicata nelle equazioni 6.9-6.13 è stata implementata nel codice mediante user-routine sotto riportata e utilizzata per il calcolo in post-processing dell'evoluzione dei subgrani, del parametro di Zener-Hollomon (Z) oltre che dell'evoluzione della forma dei grani.

$$\frac{1}{\delta} = 3,364 \cdot 10^{-9} (\ln Z)^{5.577} \quad 6.9$$

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad 6.10$$

$$d_t = (140 - 2.5 \cdot 8.4)(0.55)^{\bar{\epsilon}} + 2.5 \cdot 8.4 = 119 \cdot (0.55)^{\bar{\epsilon}} + 21 \quad 6.11$$

$$d_l = 114\bar{\epsilon}^2 - 25\bar{\epsilon} + 140 \quad \text{se } \epsilon < 2.6 \quad 6.12$$

$$d_l = 9 \cdot 10^4 \bar{\epsilon}^{-4.9} + 10 \cdot 8.4 \quad \text{se } \epsilon > 2.6 \quad 6.13$$

```
set_target_workpiece()
r = 8.314
d_lenght = result("d_lenght")
d_thickness = result("d_thickness")
ZH = result("ZH")
ZHmax = result("ZHMax", -1e30)
subgrain_size= result("subgrain_size")
min_subgrain_size= result ("MIN_subgrain_size", 140)
d_0 = parameter("d_0", 140)
d_ss = parameter("d_ss", 8.4)
```

```

k1 = parameter("k1", 0.55)

k2 = parameter("k2", 114)
k3 = parameter("k3", 25)
k4 = parameter("k4", 90000)
m = parameter("m", 4.9)
n = parameter ("n", 5.577)
C = parameter ("C", 3.36E-09)
e_p = parameter("e_p", 2.6) --critical level of strain
Q=parameter ("Q", 207000) --activation energy [J/mol K]

function UserFields(prev_ZHMax, T, strain, strain_rate)
    T = T + 273.15
    z = strain_rate*math.exp(Q/(r*T))
    lzm = math.max(prev_ZHMax, z)
    store(ZHmax, lzm)
    store(ZH, z)
    d_s= (C*(math.pow((math.log(z)),n)))^(-1)
    min_d_s= (C*(math.pow((math.log(lzm)),n)))^(-1)
    store (subgrain_size, d_s)
    store (min_subgrain_size, min_d_s)
    if (strain<e_p) then
        d_l = (k2*strain^(2))-k3*strain+d_0
    else
        d_l = (k4*strain^(-m))+10*d_ss
    end
    store(d_lenght, d_l)
    d_t = ((d_0-2.5*d_ss)*(k1)^(strain))+2.5*d_ss
    store(d_thickness, d_t)
end

```

I risultati ottenuti hanno dato conferma del buon accordo tra dati sperimentali e numerici, in particolare:

- La distorsione della rete è del tutto simile a quella riscontrabile nei processi di estrusione diretta di un materiale omogeneo in cui è presente attrito sia nell'interfaccia tra pezzo e billetta che tra pezzo e matrice<sup>[6]</sup>.
- Nella zona di deformazione, 1, (detta anche "forming zone"), il valore di  $\epsilon$  è prossimo a quello critico  $\epsilon_p$ , in questa zona ritroviamo pertanto grani molto lunghi e sottili, i quali, essendo soggetti a pinch-off, tenderanno ad assumere anche lunghezze inferiori (come dimostrano i risultati della simulazione riportati in Fig.6.12). I frequenti pinch-off portano alla presenza di grani sottili ma di lunghezze variabili.
- Nella zona di scorrimento o "shear zone" (2), i grani mostrano tassi di deformazione poco inferiori al valore critico; in fig. 6.9 (a) nell'area 2 sono compresi infatti grani tendenzialmente allungati e sottili.
- Nella zona di lavoro, denominata appunto "working-zone" (3), la deformazione assume i valori più elevati anche a causa dell'attrito che agisce tra le pareti del bearing e del profilo; come riportato in letteratura (vedi cap. 4) elevate deformazioni favoriscono la ricristallizzazione e ciò viene dimostrato dalle dimensioni dei grani (sia in lunghezza che in spessore) che in questa zona raggiungono i valori minimi.
- Infine nelle aree 4, denominate "dead-metal zone" a causa del ristagno del materiale, la quasi assenza di deformazione (inferiore a 0.5) comporta il mantenimento della dimensione e forma prossime a quelle iniziali, pertanto i grani si presentano anche a fine processo ancora tondeggianti e i valori di lunghezza e spessore assumo all'incirca lo stesso valore (come ben visibile dalle figure 6.11 e 6.12).

Nelle figure 6.9- 6.15 vengono riportati i risultati relativi al campione  $\Phi 4\_v5\_T480$ .

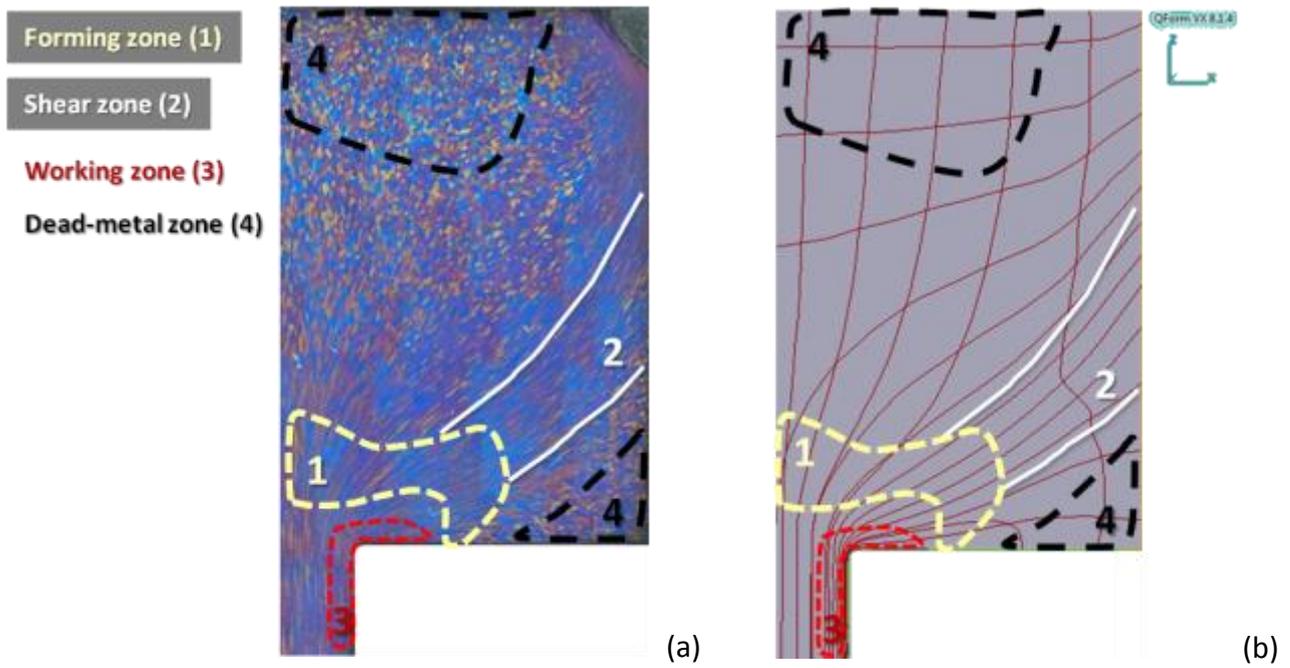
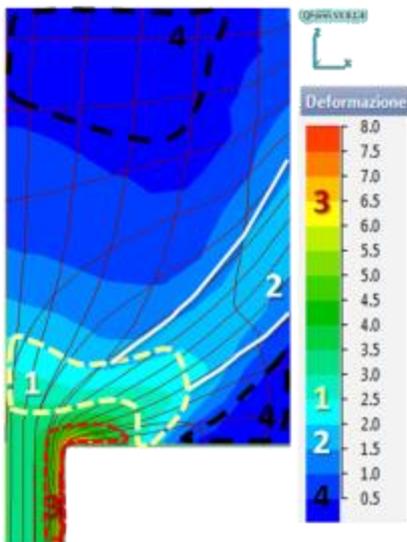
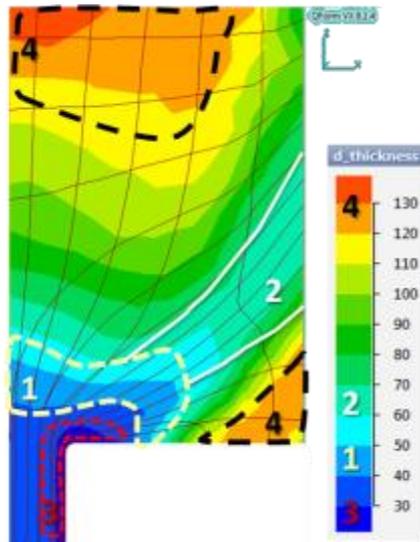


Fig. 6.9: Test  $\Phi 4\_v5\_T480$ . Confronto tra microstruttura (a) e simulazione del flusso di materiale (b).



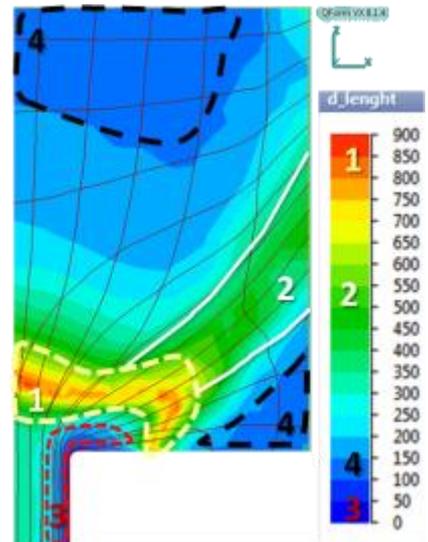
Deformazione

Fig. 6.10: Risultati numerici relativi alla deformazione reale (Von Mises effective strain).



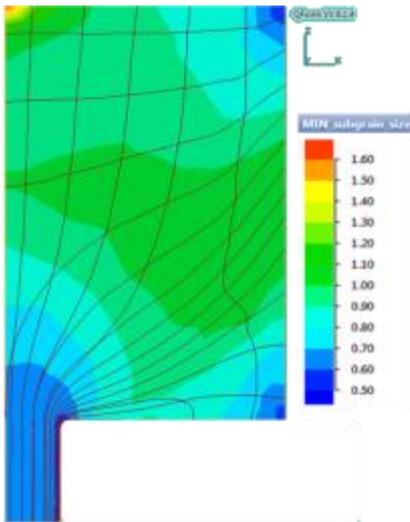
Spessore dei grani

Fig. 6.11: Risultati numerici relativi allo spessore dei grani.



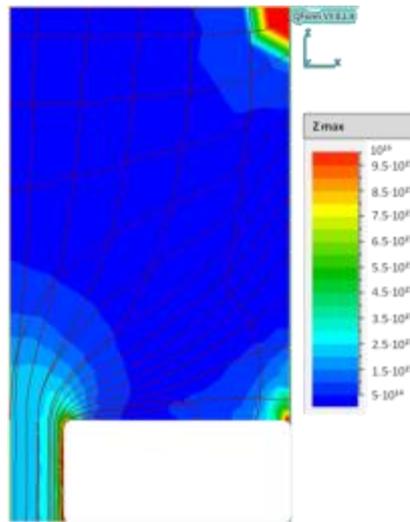
Lunghezza dei grani

Fig. 6.12: Risultati numerici relativi alla lunghezza dei grani.



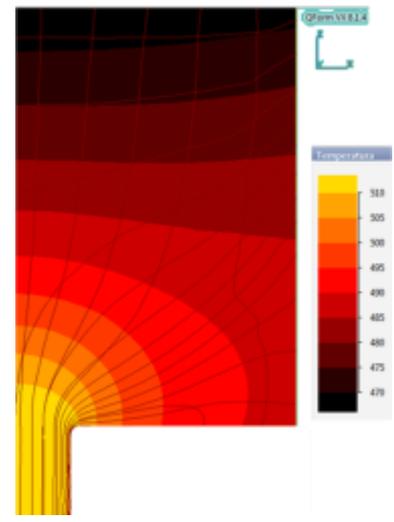
**Dimensione minima del subgrano**

Fig. 6.13: Risultati numerici relativi alla dimensione minima dei subgrani.



**Zener-Hollomon massimo**

Fig. 6.14: Risultati numerici relativi al valore massimo del parametro Z.



**Temperatura**

Fig. 6.15: Risultati numerici relativi alla temperatura.

## 6.1.2 Validazione del modello mediante campagna sperimentale e numerica di estrusioni inverse su AA6060 e AA6082

Mediante il confronto tra simulazioni e i dati ottenuti dalla campagna di test sperimentali (che verranno descritti nei paragrafi successivi) è stato possibile validare il modello di ricristallizzazione dinamica precedentemente presentato.

### 6.1.2.1 Materiali, attrezzature e svolgimento delle prove

Le prove sperimentali di estrusione inversa, descritte in <sup>[1,5,7]</sup> sono state condotte su piccoli cilindri ( $\phi 15\text{mm}$ , h 10mm) di AA6060-O e AA6082-O, estratti da billette omogeneizzate (10 ore a  $580^\circ\text{C}$  e successivo raffreddamento in aria), che presentavano quindi microstruttura iniziale omogenea con grani di forma tendenzialmente tondeggianti e diametro medio pari a  $137\ \mu\text{m}$  (AA6060) e  $152\ \mu\text{m}$  (AA6082). Le composizioni reali delle due leghe di alluminio, fornite dal produttore, sono riportate in Tab. 6.2.

La presente campagna ha previsto in totale 16 prove, 8 per ogni lega; per riuscire ad analizzare il comportamento del materiale al variare dei parametri di processo, sono state condotte a diverse temperature di riscaldamento iniziale ( $250^\circ\text{C}$ ,  $350^\circ\text{C}$ ,  $450^\circ\text{C}$ ,  $550^\circ\text{C}$ ) e velocità di avanzamento del pistone

(0.1 e 5 mm/s). In questo modo è stato possibile analizzare gli effetti sulla microstruttura di diverse condizioni termo meccaniche ( $\epsilon, \dot{\epsilon}, Z, T$ ).

Per ottenere temperature diverse di riscaldamento è stato fissato attorno al punzone un piccolo forno per test di trazione a caldo, come mostra la Fig. 6.16 (a), inoltre per evitare la condizione di completa adesione tra pezzo e utensile è stato interposto uno strato di lubrificante Kluber Pilot Muster B02/03. Nelle figure sottostanti si riportano lo schema del setup sperimentale e la tabella con il piano riassuntivo.

Elementi	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Cr	Ti	Pb
AA6060 [Wt%]	0,43	0,21	0,02	0,03	0,48	0,02	0,0012	0,01	-
AA6082 [Wt%]	1,01	0,20	0,01	0,66	0,67	0,01	-	0,01	0,0012

Tab. 6.2: Composizioni chimiche reali delle leghe AA6060 e AA6082 utilizzate nella campagna sperimentale.

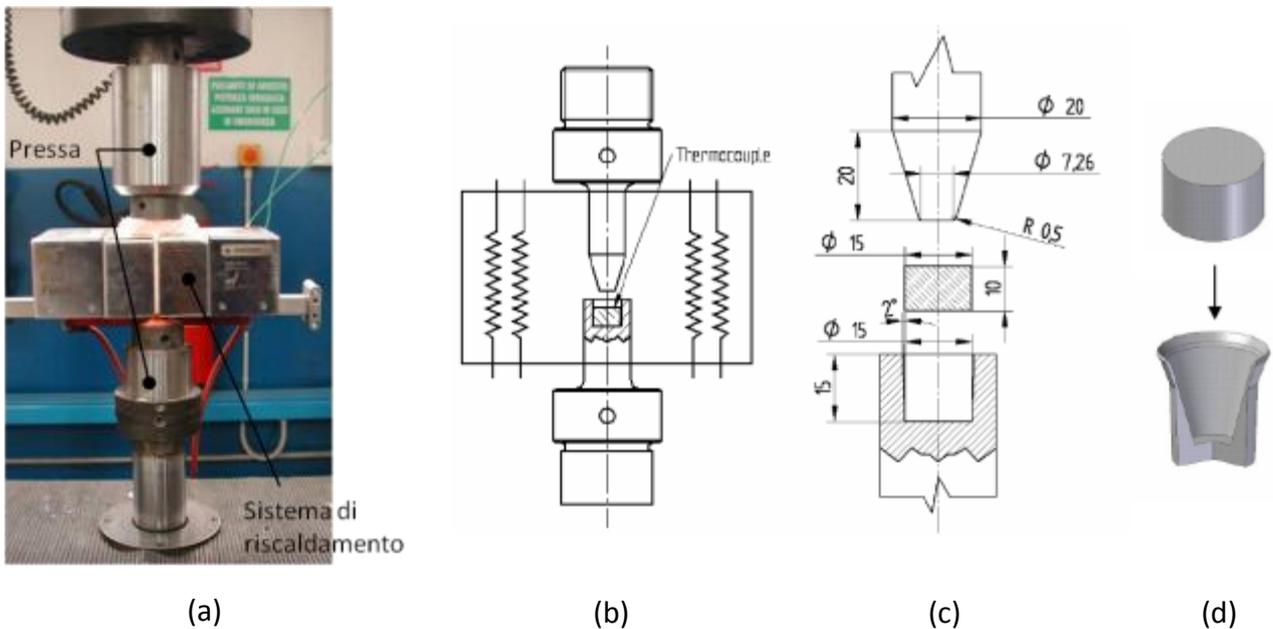


Fig. 6.16: Schema del setup sperimentale<sup>[7]</sup>: sistema di riscaldamento fissato sulla pressa (a), funzionamento e dimensioni delle attrezzature (b-c), deformazione imposta al provino (d).

Velocità punzone [mm/s]	Temperatura [°C]	Codici provini di AA6060	Codici provini di AA6082
0,10	250	60_250_01	82_250_01

0,10	350	60_350_01	82_350_01
0,10	450	60_450_01	82_450_01
0,10	550	60_550_01	82_550_01
5	250	60_250_5	82_250_5
5	350	60_350_5	82_350_5
5	450	60_450_5	82_450_5
5	550	60_550_5	82_550_5

Tab. 6.3: Piano sperimentale.

Dopo l'estrusione ogni coppetta è stata immediatamente raffreddata in acqua in modo da "congelare" la microstruttura a seguito della DRX. Tutti i provini deformati sono stati poi tagliati, lucidati, attaccati chimicamente e analizzati al microscopio ottico.

Come per la prove descritte nel paragrafo 6.1.1, è stato adottato il metodo di intercettazione lineare per determinare la dimensione dei grani in lunghezza e spessore:

$$d_{med}[\mu m] = \frac{L \cdot 10^4 \cdot n}{(S-1) \cdot V} \quad 6.14$$

in cui L è la lunghezza del lato dell'area analizzata (500 o 1000  $\mu m$ ), n è il numero delle linee parallele tra loro presenti all'interno dell'area campione (4 o 5), S è il numero delle intersezioni tra i bordi grano e le linee del reticolo, infine V è l'ingrandimento della micrografia.

L'analisi dimensionale dei grani è stata effettuata in 9 differenti aree, in modo da ottenere una acquisizione dati più completa ed esaustiva possibile.

Nelle figure sottostanti si riportano a titolo esemplificativo due micrografie in cui sono evidenti con quale criterio sono state scelte le aree da analizzare; in particolare quelle prossime alla superficie interna della coppetta sono state impostate volutamente con un lato più stretto visto l'elevato gradiente di  $\epsilon$  (affinché la misurazione dello spessore dei grani potesse riferirsi con meno approssimazione a tassi molto elevati di deformazione). lo schema in Fig. 6.17 riassume brevemente la procedura sperimentale.

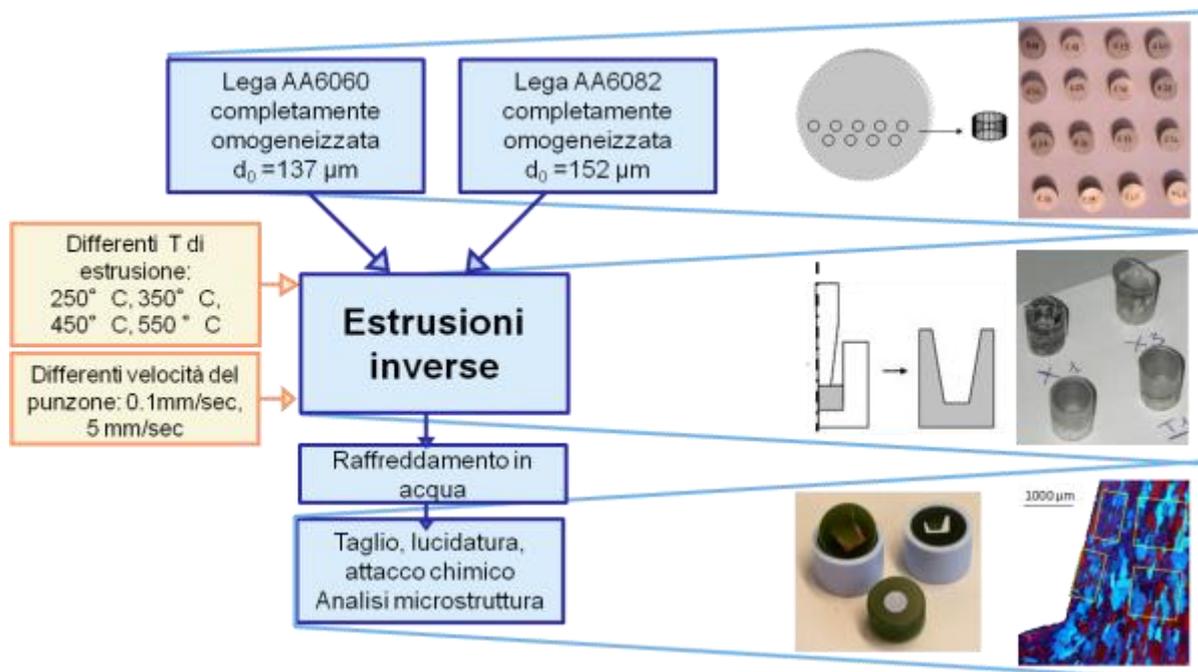
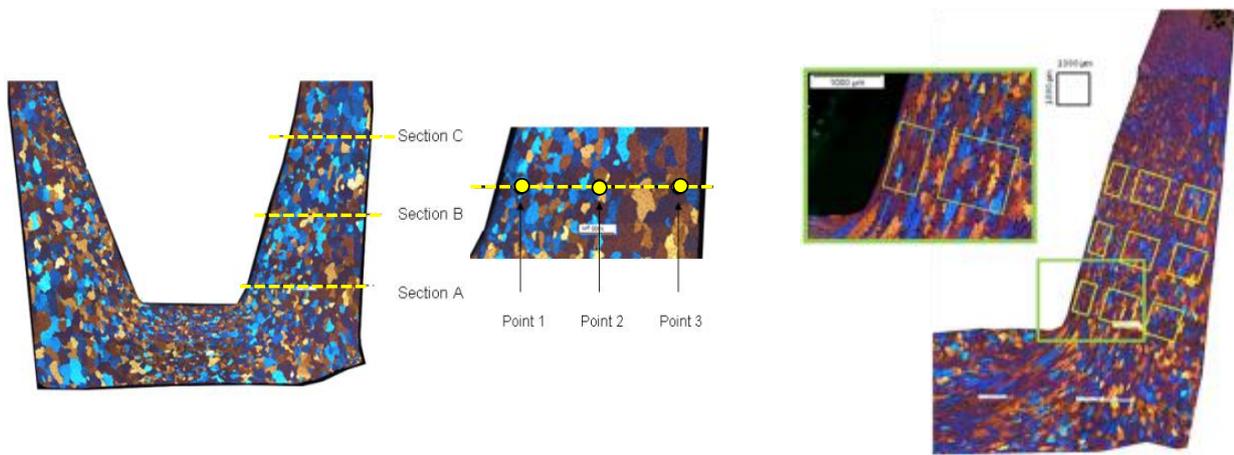


Fig. 6.17: Scelta delle aree selezionate per l'analisi dimensionale dei grani<sup>[5]</sup> e schema della procedura sperimentale.

### 6.1.2.2 Modellazione numerica

La campagna numerica è stata condotta sempre tramite la versione lagrangiana di QForm VX, ma in questo caso sono state effettuate simulazioni 3D, limitando la geometria ad un quarto dell'intero dominio per velocizzare il tempo di calcolo, a cui è stato anche applicato un vincolo esterno di rigidità del basamento.

Le seguenti ulteriori impostazioni sono state utilizzate:

- Il flow stress (comportamento a caldo) delle due leghe è stato impostato mediante Equazione di Hensel-Spittel

$$\bar{\sigma} = Ae^{m_1 T m_9} \bar{\epsilon}^{-m_2} e^{\frac{m_4}{\bar{\epsilon}}} (1 + \bar{\epsilon})^{m_5 T} e^{m_7 \bar{\epsilon}} \dot{\bar{\epsilon}}^{m_3} \dot{\bar{\epsilon}}^{m_8 T} \quad 6.15$$

in cui  $\bar{\sigma}$ ,  $\bar{\epsilon}$ ,  $\dot{\bar{\epsilon}}$  indicano rispettivamente le tensione calcolata secondo Von Mises material [MPa], la deformazione e la velocità di deformazione [1/s], mentre T la temperatura in °K, I valori dei parametri A,  $m_1$ ,  $m_2$ ,  $m_3$ ,  $m_4$ ,  $m_5$ ,  $m_7$ ,  $m_8$ ,  $m_9$  relativi alla lega AA6060 sono stati presi da <sup>[1]</sup> mentre per quanto riguarda la lega AA6082 sono stati ricavati da una prova sperimentale di torsione a caldo, tutti i valori vengono riportati nella tabella 6.4 di seguito riportata.

Lega	A	$m_1$	$m_2$	$m_3$	$m_4$	$m_5$	$m_7$	$m_8$	$m_9$
AA6060	7148.40	-0.0075	-0.0155	0.1130	-0.0138	-0.0002	0.0036	0	0
AA6082	568	-0.00371	0.04390	0.118	-0.00279	-0.0003	0.0036	0	0

Tab. 6.4: parametri numerici utilizzati nella Equazione di Hensel-Spittel per la modellazione del comportamento del materiale .

- La condizione di attrito è stata simulata implementando il modello di Levanov e adottando i coefficienti  $n=1.25$  come da default e  $m=0.3$  (scelto a seguito dei confronti tra il carico massimo sul punzone registrato dalla cella di carico in fase sperimentale e quello calcolato dal codice).
- Lo scambio termico è stato impostato in modalità semplice in virtù della brevissima durata complessiva di ogni prova e il valore di HTC è stato settato sempre pari a  $11000 \text{ W}/(\text{m}^2\text{K})$ .
- Come condizione di arresto è stato selezionato lo spessore minimo raggiunto sulla base della coppetta e pari a 3 mm.
- Per ottimizzare e migliorare la precisione dei risultati, la griglia è stata adattata alla deformazione e al gradiente di velocità.
- Calcolo della user-routine relativa al modello di JDRX in post-processing.

Le due figure 6.18 e 6.19 mostrano l'impostazione delle geometrie e la struttura della griglia.

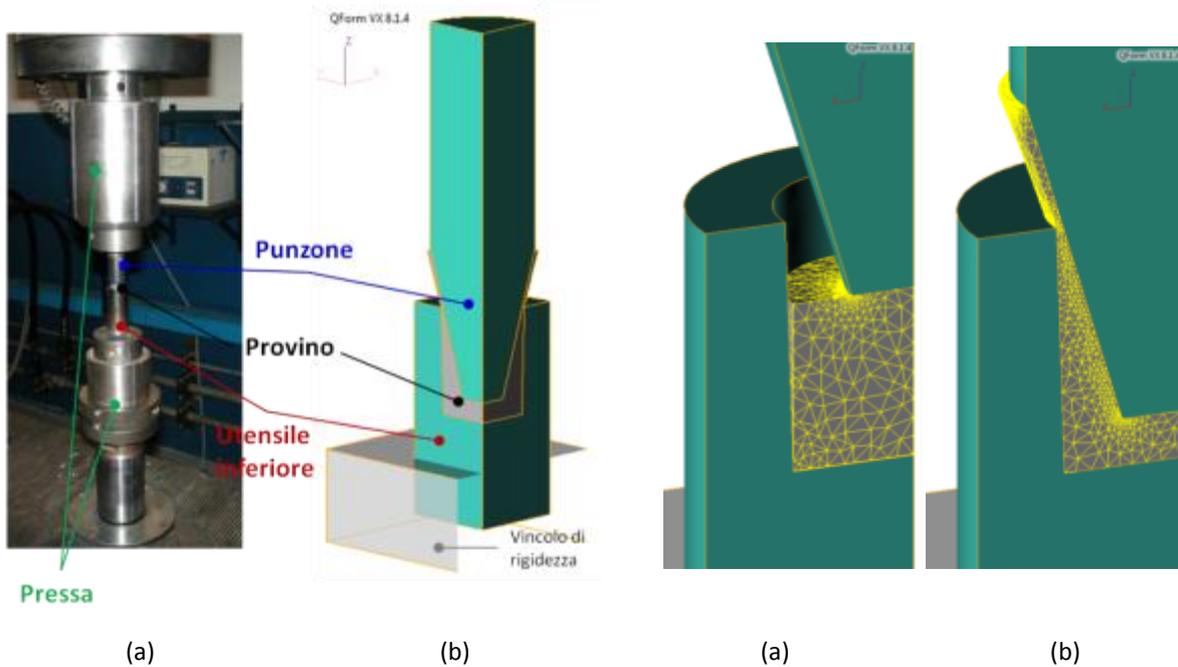


Fig. 6.18: Impostazione delle geometrie.

Fig. 6.19: Mesh all'inizio (a) e al termine della simulazione (b).

### 6.1.2.3 Risultati

L'esecuzione delle simulazioni e il successivo calcolo in post-processing delle user-routine ha permesso di ottenere risultati numerici su temperatura, deformazione, velocità di deformazione e sulle dimensioni dei grani in ogni punto del provino e per ogni prova eseguita.

Ovviamente sono state create due user-routine distinte, una per ogni lega, nelle quali sono state inseriti in modo opportuno i valori della dimensione iniziale del grano ( $d_0$ ) e della energia di attivazione ( $Q$ ). Le figure 6.20 (a-f) riportano, a scopo esemplificativo, i risultati ottenuti sul campione 60\_450\_5. In particolare le regressioni tra le dimensioni sperimentalmente misurate mediante intercettazione lineare e le medesime calcolate sul codice, hanno permesso la validazione del modello proposto. In fig. 6.23 (a) viene riportato lo scarto medio assoluto riferito al modello di previsione dello spessore dei grani: il grafico mette in evidenza che ben il 75% dei risultati ha uno scarto medio inferiore al 20%, e il 91% rientra nel 30%.

Per quanto riguarda il modello di previsione della lunghezza dei grani la dispersione dei punti è più elevata (fig. 6.23b) a causa del verificarsi del pinch-off, il quale si attua nell'intorno di un valore critico di deformazione e soprattutto provoca la rottura dei grani in due o più parti (come si evidenzia in fig.6.24), creando quindi nuove strutture con dimensioni piuttosto variabili e staticamente poco prevedibili. Visto il buono accordo tra gli andamenti delle curve e la

disposizione dei punti relativi ad entrambe le leghe si può plausibilmente ritenere che il modello esaminato possa essere valido per l'intera serie 6XXX.

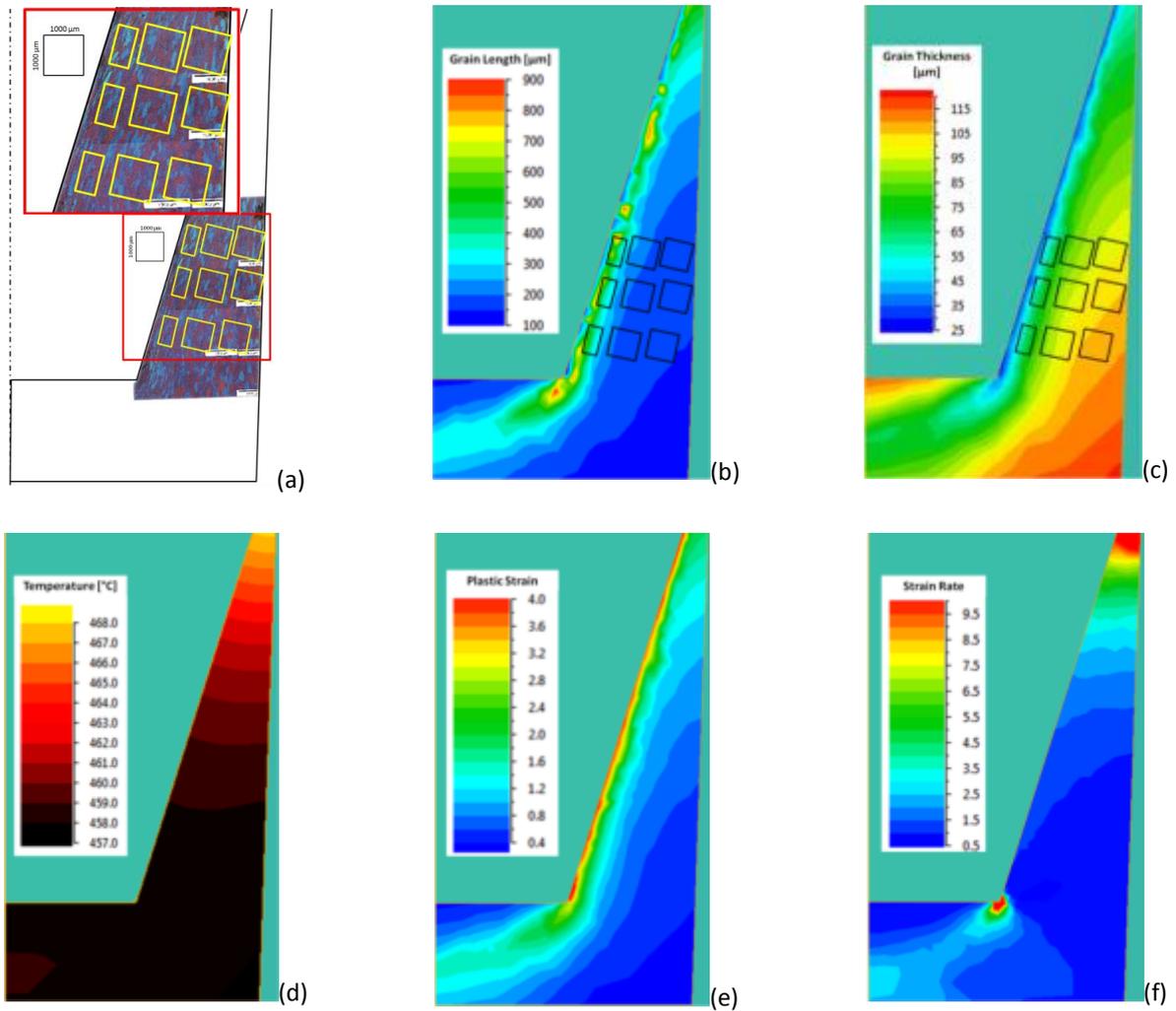


Fig. 6.20: Risultati relativi al provino 60\_450\_5<sup>[5]</sup> su microstruttura (a), lunghezza (b) e spessore dei grani (c), temperatura (d), deformazione (e) e velocità di deformazione (f).

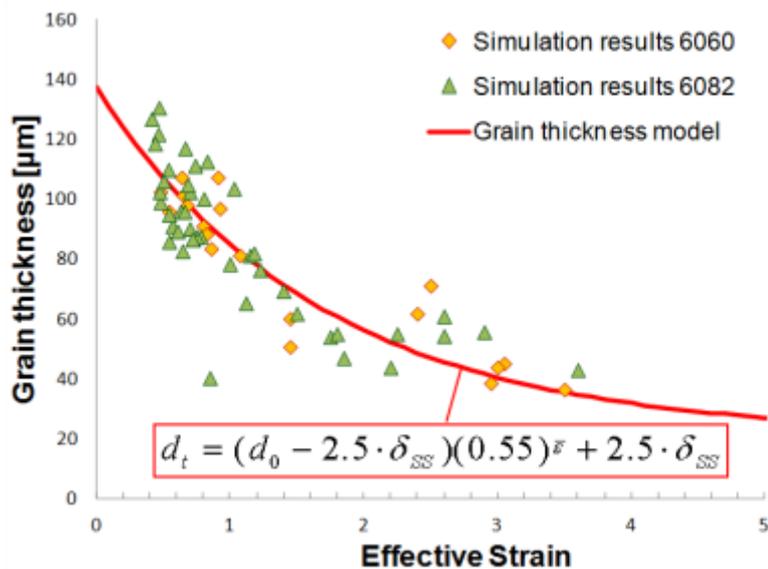


Fig. 6.21: Regressione dello spessore dei grani dinamicamente ricristallizzati in funzione della deformazione.

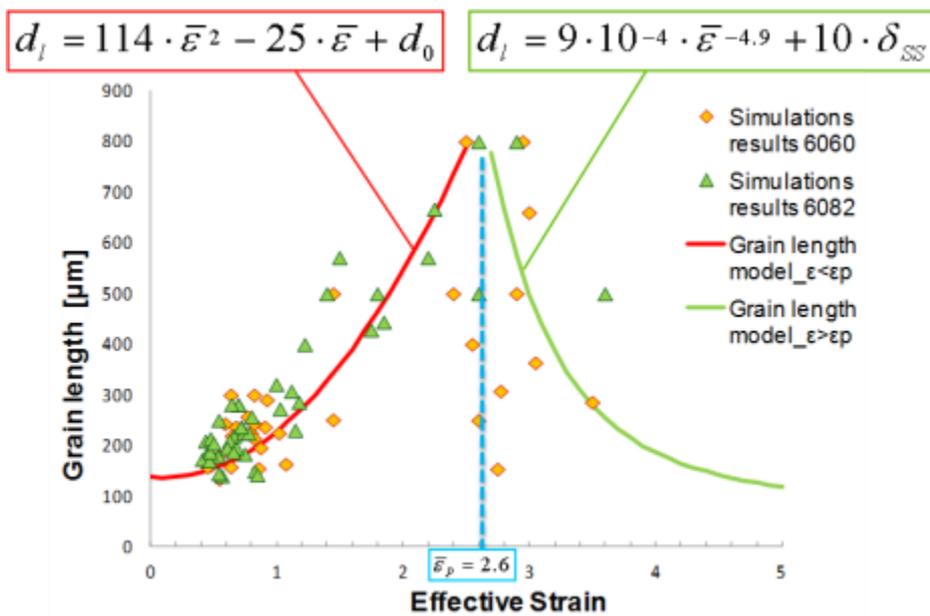


Fig. 6.22: Regressione della lunghezza dei grani dinamicamente ricristallizzati in funzione della deformazione.

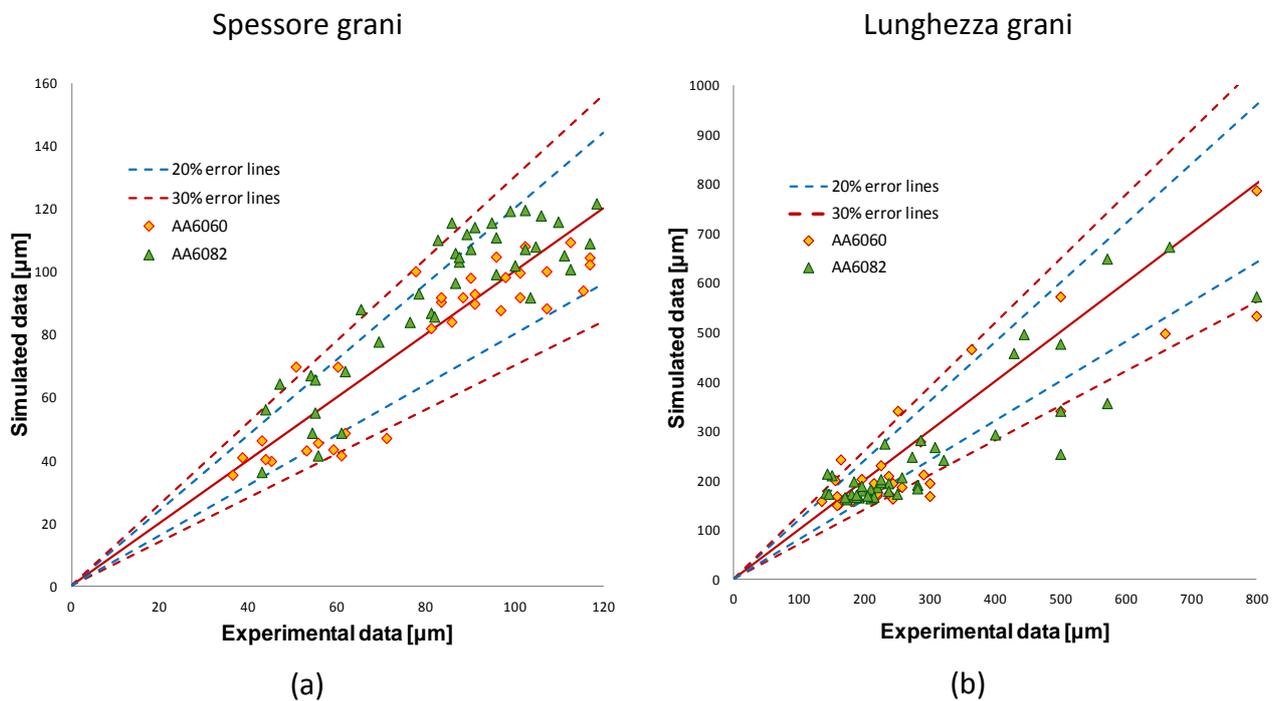


Fig. 6.23: Scarti medi assoluti dei dati sperimentali ottenuti rispetto al modello validato per la previsione dello spessore (a) e della lunghezza (b) dei grani <sup>[5]</sup>.

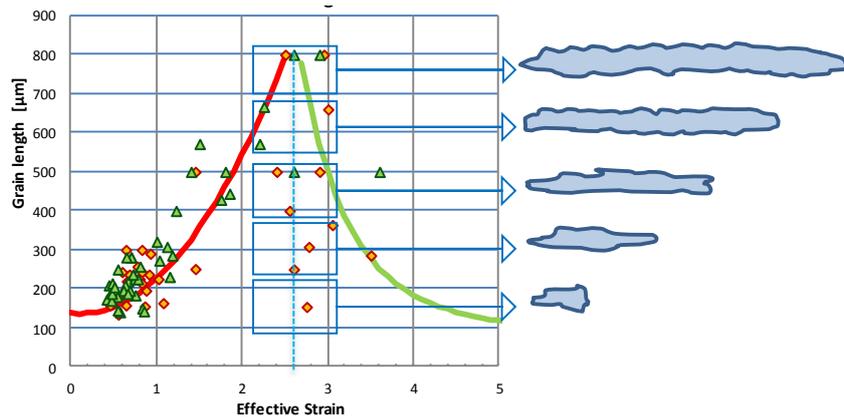


Fig. 6.24: Variabilità delle lunghezze dei nuovi grani ottenuti a causa del “pinch-off”<sup>[5]</sup>.

## 6.2 Modelli di ricristallizzazione statica

Tra tutti i modelli di SRX proposti in letteratura e riportati nel cap. 4 è stato scelto quello presentato da Donati et alii<sup>[1]</sup> in quanto l’unico a tenere in conto degli effetti della fase precedente di ricristallizzazione dinamica e perché è stato validato su prove di estrusione.

La legge matematica che modella la dimensione del grano staticamente ricristallizzato è stata modificata raccogliendo in un unico coefficiente  $D$  tutte le costanti proprie del materiale (ad esempio il termine  $C_d$  presente nell’equazione 4.26 e la eventuale presenza di una fase di precipitati), pertanto l’equazione diventa:

$$N_d = \left(\frac{1}{\delta^2}\right) \left(\frac{4}{d_l + d_t}\right) (\exp(\varepsilon) + \exp(-\varepsilon) + 1) \quad 6.16$$

$$N_2 = (N_d)^{-1/3} \quad 6.17$$

$$d_{\text{rex}} = D \left( \frac{1}{\left[\left(\frac{1}{\delta^2}\right) \left(\frac{4}{d_l + d_t}\right) (\exp(\varepsilon) + \exp(-\varepsilon) + 1)\right]} \right)^{\frac{1}{3}} = D(N_d)^{-1/3} = DN_2 \quad 6.18$$

In cui  $d_{\text{rex}}$  è la dimensione media del grano dopo SRX,  $D$  è la costante caratteristica del materiale,  $\delta$  è la dimensione del subgrano in  $\mu\text{m}$ ,  $d_t$  e  $d_l$  sono rispettivamente lo spessore e la lunghezza del grano dopo DRX ed  $\varepsilon$  è la deformazione imposta al materiale.

Le equazioni utilizzate per il calcolo delle dimensioni di  $\delta$ ,  $Z$ ,  $d_t$  e  $d_l$  sono ovviamente quelle validate dalle campagne numeriche precedentemente presentate, si tratta dunque delle equazioni 6.9-6.13.

Nei prossimi paragrafi vengono presentate tre campagne sperimentali e numeriche condotte sulle leghe AA6060, AA6082 e AA6063, mediante le quali è stato possibile calcolare la costante  $D$ , in particolare la sperimentazione condotta su AA6063 a differenza delle prime due ha riguardato un vero processo industriale di estrusione diretta, in cui il materiale è stato sottoposto a maggiori tassi di deformazione.

La maggiore complessità della geometria del profilo estruso e degli utensili ha richiesto di adottare un approccio euleriano, che fortunatamente la nuova versione di QForm VX prevede, come già esposto nel capitolo 5.

## 6.2.1 Campagna sperimentale e numerica di estrusioni inverse su AA6060 e AA6082

### 6.2.1.1 Materiali, attrezzature e svolgimento delle prove.

I provini utilizzati per la determinazione del modello di SRX sulle leghe AA6060 e AA6082 sono in realtà le stesse coppette ottenute per estrusione inversa descritte nel paragrafo precedente.

I 18 provini dopo essere stati analizzati per il calcolo della dimensione del grano ricristallizzato dinamicamente sono stati sottoposti ad un ciclo termico di solubilizzazione (riscaldamento a 550°C per mezz'ora) seguito da un invecchiamento in forno a 180°C per 18 ore.

Al termine del ciclo termico le coppette sono state nuovamente lucidate e attaccate chimicamente; dall'osservazione al microscopio ottico utilizzando sempre il metodo dell'intercettazione lineare sono state misurate le dimensioni medie dei grani ( $d_{rex}$ ). Grazie al trattamento di solubilizzazione e successivo lento raffreddamento i grani precedentemente deformati hanno potuto ricristallizzare staticamente formando quindi una struttura più grossolana e omogenea. La scelta di temperatura e tempo di permanenza per la solubilizzazione (550° per 30 minuti) è stata effettuata in modo da garantire una completa ricristallizzazione statica del materiale. Le micrografie hanno evidenziato in alcune aree periferiche dei provini estrusi a 450 e 550°C la presenza di grani di dimensioni notevoli (sopra al millimetro), i quali indicano l'occorrenza

del fenomeno denominato “abnormal grain growth”; tali aree, come spiegato nel capitolo 2 non sono state prese in considerazione per la determinazione del modello di SRX.

Lo schema proposto in figura 6.25 sintetizza l’intera procedura, sperimentale e numerica, adottata per la determinazione del coefficiente  $D$ , caratteristico di ogni lega.

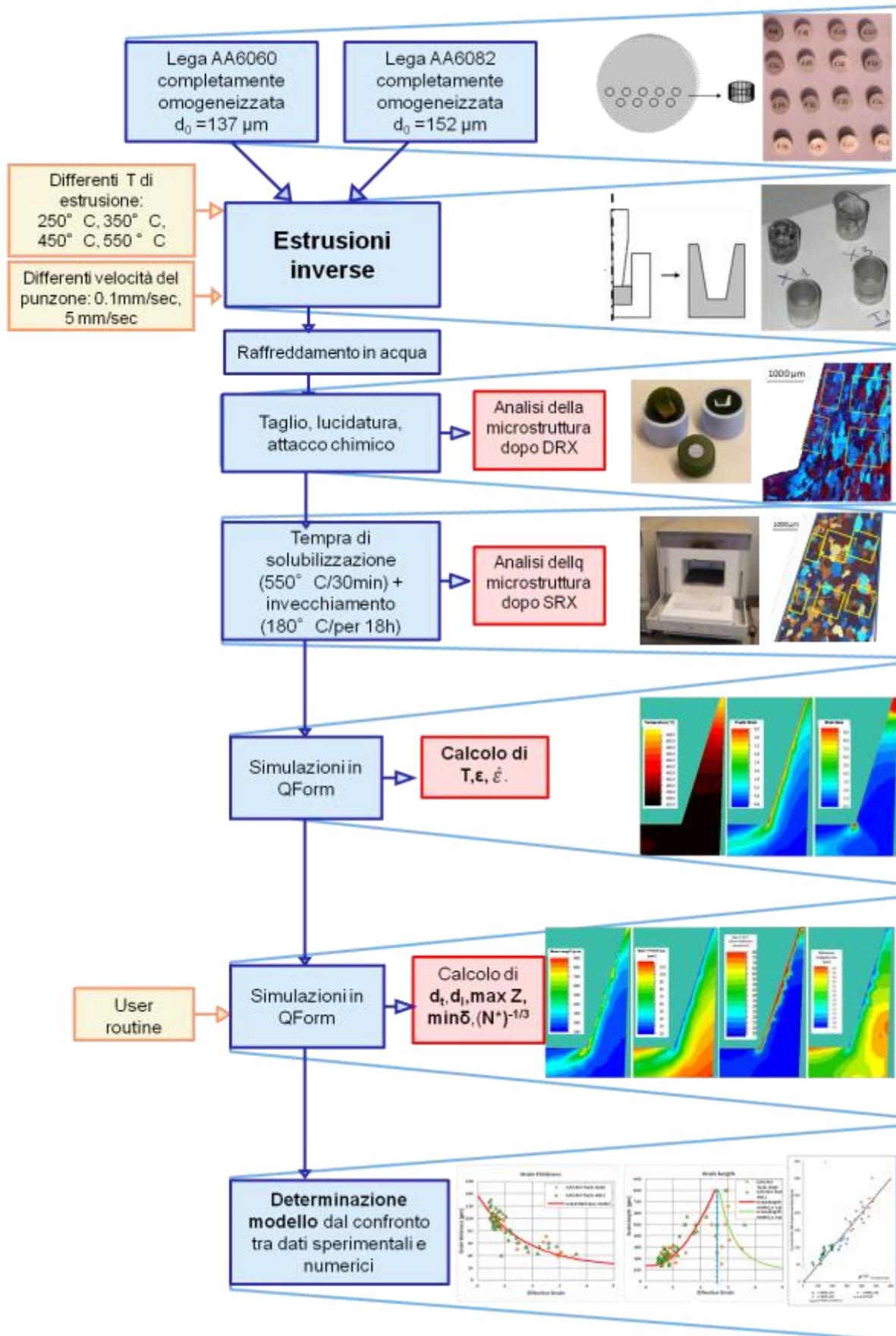


Fig. 6.25: Schema della intera procedura sperimentale e numerica.

### 6.2.1.2 Modellazione numerica

Le simulazioni sono state impostate in termini di flow stress, scambio termico, attrito, geometria, vincoli, condizioni di arresto e griglia computazionale in maniera analoga a quelle descritte precedentemente nel paragrafo 6.1.2.2.

La user-routine, di seguito riportata, implementata in post-processing ha permesso, oltre alla determinazione delle dimensioni dei subgrani, spessore e lunghezza dei grani dopo DRX, anche il calcolo del parametro  $N_d$  descritto dall'equazione 6.15 e di  $N_d^{-1/3}$  parametrizzato nella routine con la sigla N2 (fatt\_recryst) .

```
set_target_workpiece()
  r = 8.314
d_lenght = result("d_lenght")
d_thickness = result("d_thickness")
ZH = result("ZH")
ZHmax = result("ZHMax", -1e30)
subgrain_size= result("subgrain_size")
min_subgrain_size= result ("MIN_subgrain_size", 137) --152 per AA6082
density_recryst= result ("density_recryst")
fatt_recryst= result ("fatt_recryst") -- N2= Nd^(-1/3)

d_0 = parameter("d_0", 137) --152 per AA6082
d_ss = parameter("d_ss", 8.4)
k1 = parameter("k1", 0.55)
k2 = parameter("k2", 114)
k3 = parameter("k3", 25)
k4 = parameter("k4", 90000)
m = parameter("m", 4.9)
e_p = parameter("e_p", 2.6)
Q=parameter ("Q", 196000) -- 207000 per AA6082
C= parameter ("C", 3.36E-09)
```

```

n=parameter ("n", 5.577)
function UserFields(prev_ZHMax, T, strain, strain_rate)
    T = T + 273.15

    if (strain<e_p) then
        d_l = (k2*strain^(2))-k3*strain+d_0
    else
        d_l = (k4*strain^(-m))+10*d_ss
    end

store(d_lenght, d_l)
d_t = ((d_0-2.5*d_ss)*(k1)^(strain))+2.5*d_ss
store(d_thickness, d_t)
z = strain_rate*math.exp(Q/(r*T))
lzm = math.max(prev_ZHMax, z)
store(ZHmax, lzm)
store(ZH, z)
d_s= (C*(math.pow((math.log(z)),n)))^(-1)
min_d_s= (C*(math.pow((math.log(lzm)),n)))^(-1)
store (subgrain_size, d_s)
store (min_subgrain_size, min_d_s)
Nd=(4/((math.pow((min_d_s),2))*(d_t+d_l)))*(math.exp(strain)+math.exp(-strain)+1)
N2= math.pow(Nd,-1/3) --N2=Nd^(-1/3)
store(density_recryst, Nd)
store(fatt_recryst, N2)

end

```

### 6.2.1.3 Risultati

Per ogni test sono stati calcolati i valori di  $N_2$  in tutta la sezione del provino (come mostrano le figure 6.26 e 6.27) mediante l'implementazione delle user-routine; al fine di ottenere una correlazione più precisa possibile tra dati numerici e sperimentali, sono state univocamente individuate le aree da analizzare sia sulla micrografia che sulla interfaccia grafica.

Infine sono state correlate le dimensioni medie dei grani individuate mediante intercettazione lineare con gli output numerici e ciò ha permesso la costruzione dei grafico riportato in fig.6.28 e 6.29.

Escludendo i dati relativi ai grani di dimensioni anormali, le distribuzioni dei punti nel diagramma  $N_2/ d_{rex}$  sono interpolabili con buona approssimazione mediante rette, in particolare sono state graficate dapprima funzioni lineari forzatamente passanti per l'origine (Fig. 6.28). Successivamente sono state impostate ammettendo una ordinata all'origine diversa da 0 e i risultati sono mostrati dal grafico in Fig. 6.29. Entrambe le immagini dimostrano una maggiore pendenza del modello di AA6082 e l'assenza di punti, quindi dati sperimentali, rappresentanti grani con dimensioni inferiori a 50  $\mu\text{m}$ .

La maggiore pendenza della retta che identifica l'evoluzione microstrutturale della lega AA6082, conferma la sua tendenza a possedere una struttura più fine rispetto alla AA6060 a parità di condizioni di processo.

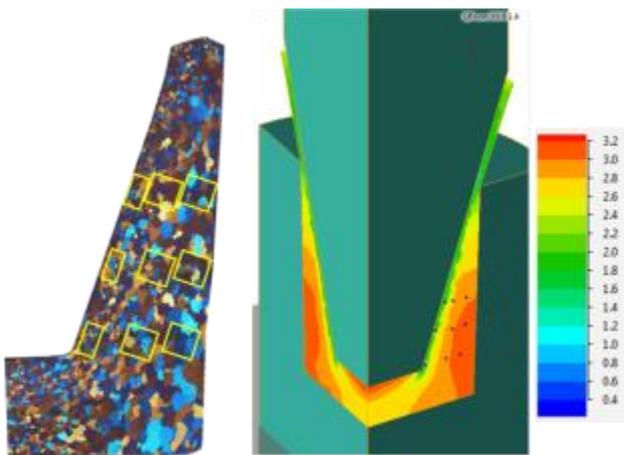


Fig. 6.26: Identificazione dei dati sperimentali e numerici nel test 6060\_5\_450.

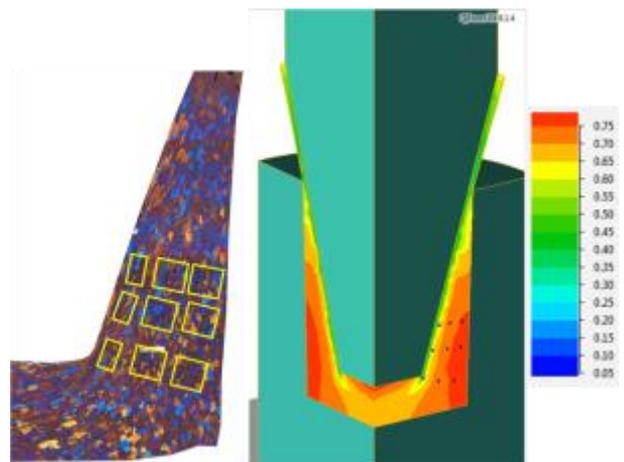


Fig. 6.27: Identificazione dei dati sperimentali e numerici nel test 6082\_5\_350.

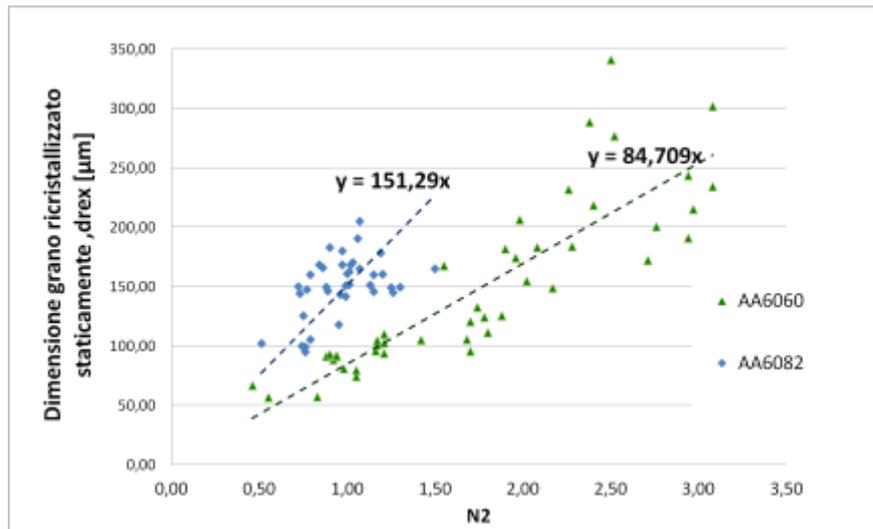


Fig. 6.28: Evoluzione della dimensione del grano ricristallizzato a seguito di SRX in funzione del parametro  $N_2$ .

Approssimazione a rette passante per l'origine.

Il migliore accordo tra punti e funzione interpolante, riscontrabile nel grafico di Fig.6.29 rispetto a quello di Fig. 6.28, suggerisce che i modelli che i modelli presenti in letteratura non prevedono con esattezza la dimensione dei grani ricristallizzati.

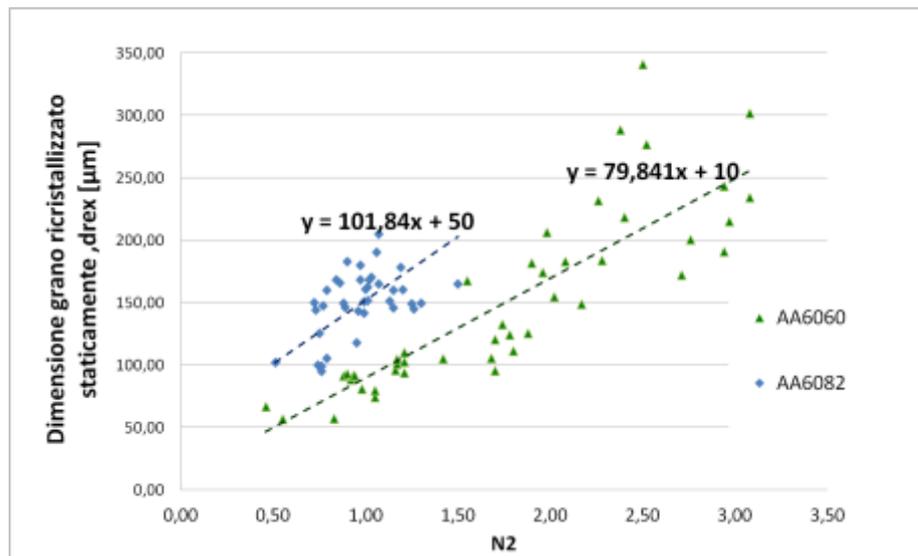


Fig. 6.29: Evoluzione della dimensione del grano ricristallizzato a seguito di SRX in funzione del parametro  $N_2$ .

Approssimazione a rette NON passanti per l'origine.

In figura 6.30 si riportano tutti i punti, compresi quelli che individuano i grani accresciuti in modo anormale e che sono stati esclusi nella determinazione del modello a causa della loro disposizione quasi casuale nell'area del grafico che identifica le condizioni di temperature elevate e basse velocità di deformazione.

L'influenza di  $T$  e  $\dot{\epsilon}$  sulla dimensione finale del grano e sulla dimensione minima del subgrano risulta chiaramente sia dai risultati numerici che sperimentali; la figura 6.31 mostra infatti che:

- a parità di temperatura, all'aumentare della velocità corrispondono sia la riduzione della dimensione del grano che quella del subgrano;
- mantenendo costante il tasso di deformazione ma aumentando la temperatura si assiste sempre all'aumento delle dimensioni di strutture e sub-strutture.

Dato che l'energia immagazzinata nel materiale aumenta all'aumentare della velocità di deformazione e al diminuire della temperatura, al superamento di un valore di soglia viene attivato il meccanismo di ricristallizzazione per diminuire l'energia del materiale. Ciò comporta un aumento di nucleazione e quindi la formazione di grani più piccoli.

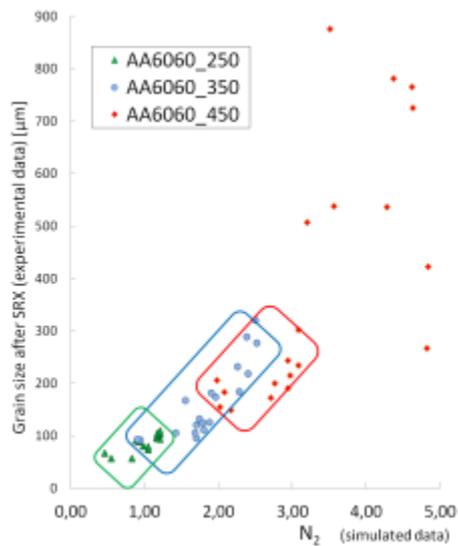


Fig. 6.30: Influenza della temperatura di estrusione sulla dimensione del grano staticamente ricristallizzato (AA6060)

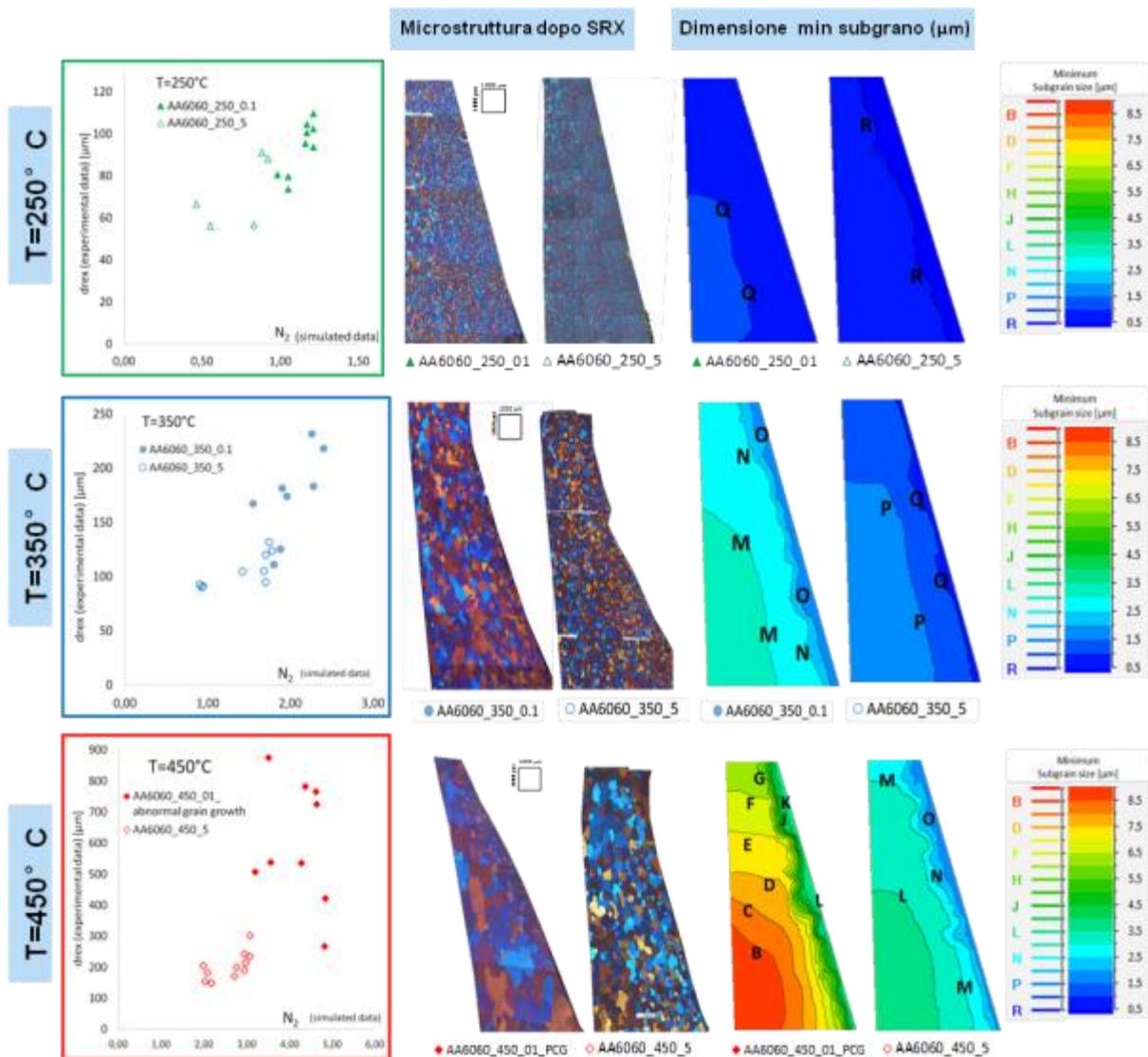


Fig. 6.31: Confronti tra microstruttura e dimensioni minime dei subgrani calcolati al variare della temperatura.

## 6.2.2 Estrusione industriale su AA6063

Il processo presentato e analizzato in questo paragrafo rappresenta l'oggetto del Benchmark Industriale 2015, evento presentato nell'ambito di ICEB 2015 (International Conference on Extrusion and Benchmark), che mette in gara software house, industrie e personale accademico, ai quali viene richiesto di simulare un caso di estrusione industriale.

Ovviamente i dati sperimentali sono necessari ai concorrenti per l'impostazione della simulazione, per questo motivo vengono effettuati preventivamente test durante i quali vengono monitorati e rilevati il maggior numero di informazioni relative a temperature, forze, velocità.

### 6.2.2.1 Materiali, attrezzature e svolgimento delle prove

Il profilo mostrato in figura 6.32 e 6.33 presenta una geometria piuttosto complessa in cui sono presenti cavità forate alcune di sezione circolare altre rettangolare, spessori sottili, deviazioni e marcati spigoli, questi fattori fanno già supporre già che le deformazioni imposte al materiale AA6063-O dagli utensili possono essere localmente differenti e meno omogenee rispetto a quelle calcolate nelle prove descritte nei paragrafi precedenti. La procedura sperimentale è spiegata nei dettagli in <sup>[8]</sup> pertanto si riportano di seguito solo un breve riassunto delle fasi del processo e i dati rilevati necessari per l'impostazione della simulazione.



Fig. 6.32: Spezzone del profilo prodotto che mostra chiaramente la geometria della sezione.

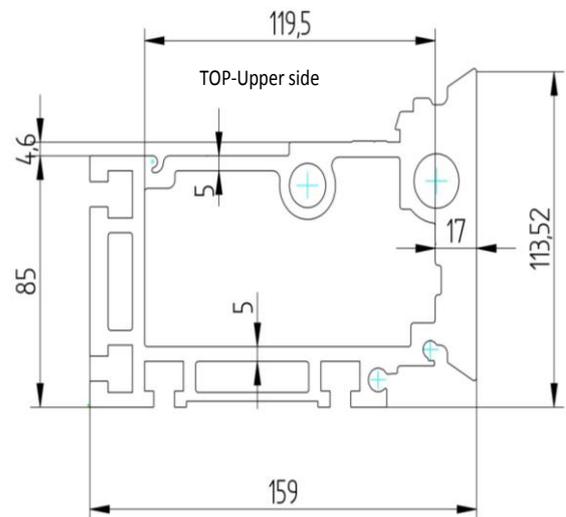
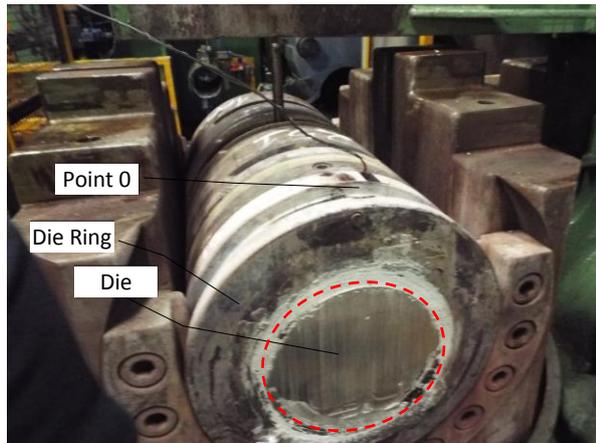


Fig. 6.33: Dimensione e geometria della sezione del profilo.

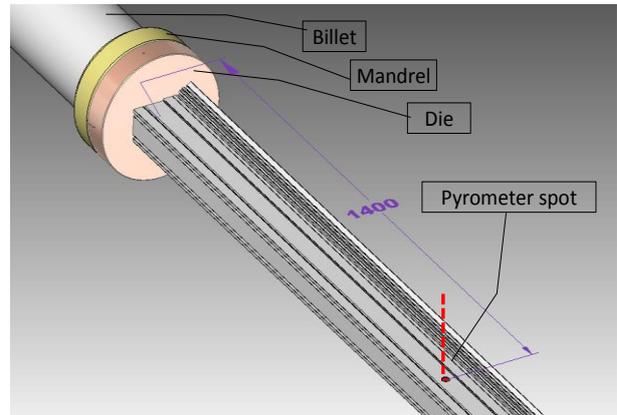
Le attrezzature utilizzate sono:

- utensili: contenitore, matrice, mandrino, anello reggi utensile, punzone (Fig. 6.34 (a, c)), le cui dimensioni sono riportate in Tab.6.5.
- una pressa industriale con portata massima di 30MN
- 2 pirometri per il monitoraggio della temperatura del profilo: il primo pirometro misurava la temperatura a 1400 mm dalla sezione di uscita (Fig. 6.34 (b)) mentre il secondo ad una distanza di 9400 mm dalla sezione di uscita;
- 5 termocoppie per il controllo della temperatura in 5 punti differenti della matrice : 0, A, B, C, D (Fig. 6.34 (c,d))
- un sistema di controllo della velocità di uscita del profilo

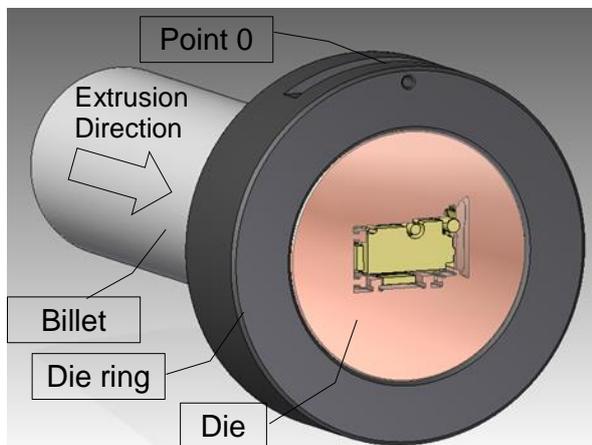
- 8 billette di AA6063 omogeneizzate, di cui 3 estruse per raggiungere le condizioni stazionarie di temperatura.



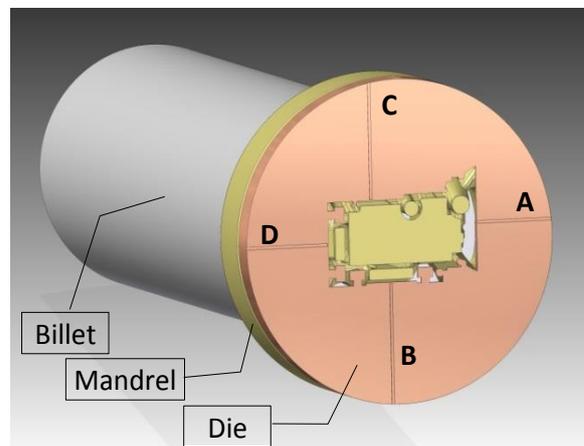
(a)



(b)



(c)



(d)

Fig. 6.34: Assemblaggio di mandrino, matrice, anello reggi matrice e supporto (a, c); posizione del punto di misurazione del priometro (b), posizione di misura delle termocoppie sulla matrice (c, d) <sup>[8]</sup>.

Al raggiungimento delle condizioni stazionarie di temperatura indicate nella tabella 6.5, quindi dopo l'estrusione delle prime tre billette, sono state eseguite le estrusioni da cui sono stati ricavati i dati per il benchmark; in particolare il punzone avanzava con una velocità costante pari a 8.5 mm/s per una corsa di 765 mm.

I profili ricavati dalla deformazione delle billette 4,5 e 6 sono stati sottoposti a raffreddamento in acqua ad una distanza dall'uscita dalla matrice di circa 1,5, mentre gli ultimi due profili hanno subito solo raffreddamento in aria.

Come riportato nel capitolo 2, la lega 6063 è caratterizzata da una elevata velocità di ricristallizzazione statica; nell'ambito di queste prove tale peculiarità è stata confermata: l'esame

metallografico eseguito sui 5 profili ha infatti messo in evidenza che in tutti i casi esaminati i grani erano simili in dimensione e forma (tondeggiante).

È plausibile dunque supporre che il tempo di transito dall'uscita dalla matrice all'ingresso del tunnel di raffreddamento in acqua sia sufficiente per la completa ricristallizzazione statica della lega.

Utensile	Diametro (mm)	Lunghezza(mm)	Temperature iniziali (°C)
Punzone	257	1300	400
Contenitore	In: 257, out: 420	1240	420
Billetta	247	815	470
Anello reggi-matrice	In: 497, out: 330	151.5	
Mandrino	Out: 330	-	-
Matrice	Out: 330	-	Condizioni a regime: A: 512°C, C:510°C, D: 507°C

Tab.6.5: Dimensioni e temperature degli utensili.

Sono state in seguito analizzate al microscopio ottico le seguenti microstrutture:

- materiale iniziale allo stato omogeneizzato, sia in sezione longitudinale che in sezione trasversale (Fig. 6.35 (a,b));
- profilo estruso e raffreddato in aria suddiviso in 6 porzioni (A,B,C,D,E,F) (Fig. 6.36).

Utilizzando il metodo di intercettazione lineare sono state valutate le dimensioni medie dei grani in diversi punti delle medesime superfici, in particolare la dimensione iniziale dei grani ( $d_0$ ) è stata stimata pari a 130  $\mu\text{m}$ .

In Fig. 6.37 e 6.38 si riportano le microstrutture delle porzioni A e B in cui sono state analizzate le dimensioni dei grani in numerosi punti. In rosso sono state evidenziate le zone in cui si trovano i cordoni di saldatura; i grani formati in queste aree hanno subito processi termo meccanici differenti rispetto a quelli che sotto studio pertanto vengono esclusi dall'analisi.

L'analisi dimensionale svolta in numerosi micro-aree (100x100 $\mu\text{m}$ ) nelle 6 porzioni ha fornito un sufficiente numero di dati da confrontare con quelli numerici per la valutazione del modello.

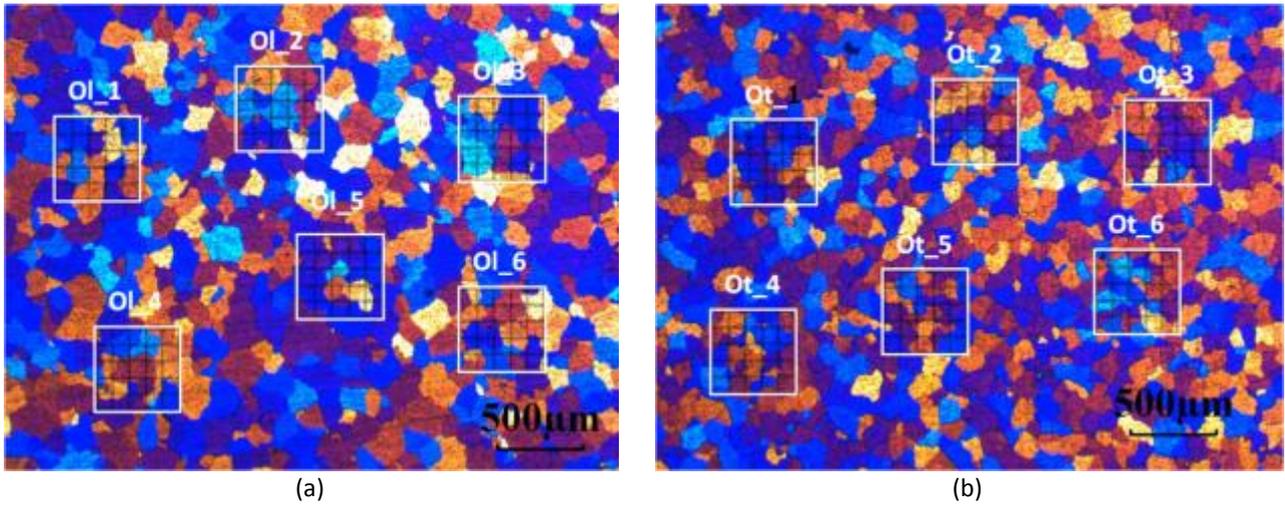


Fig. 6.35: Microstruttura iniziale di AA6063-O riferita ad una sezione longitudinale (a) e una sezione trasversale (b).

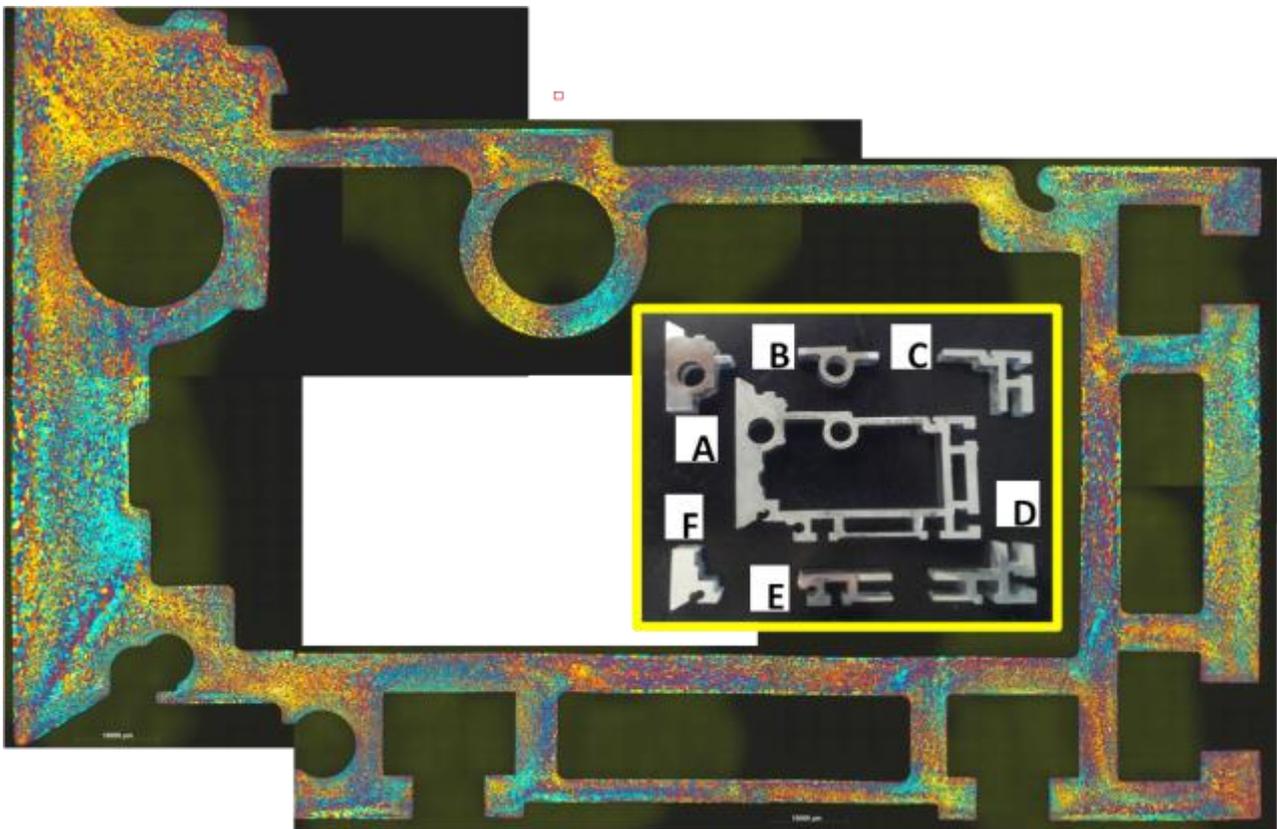
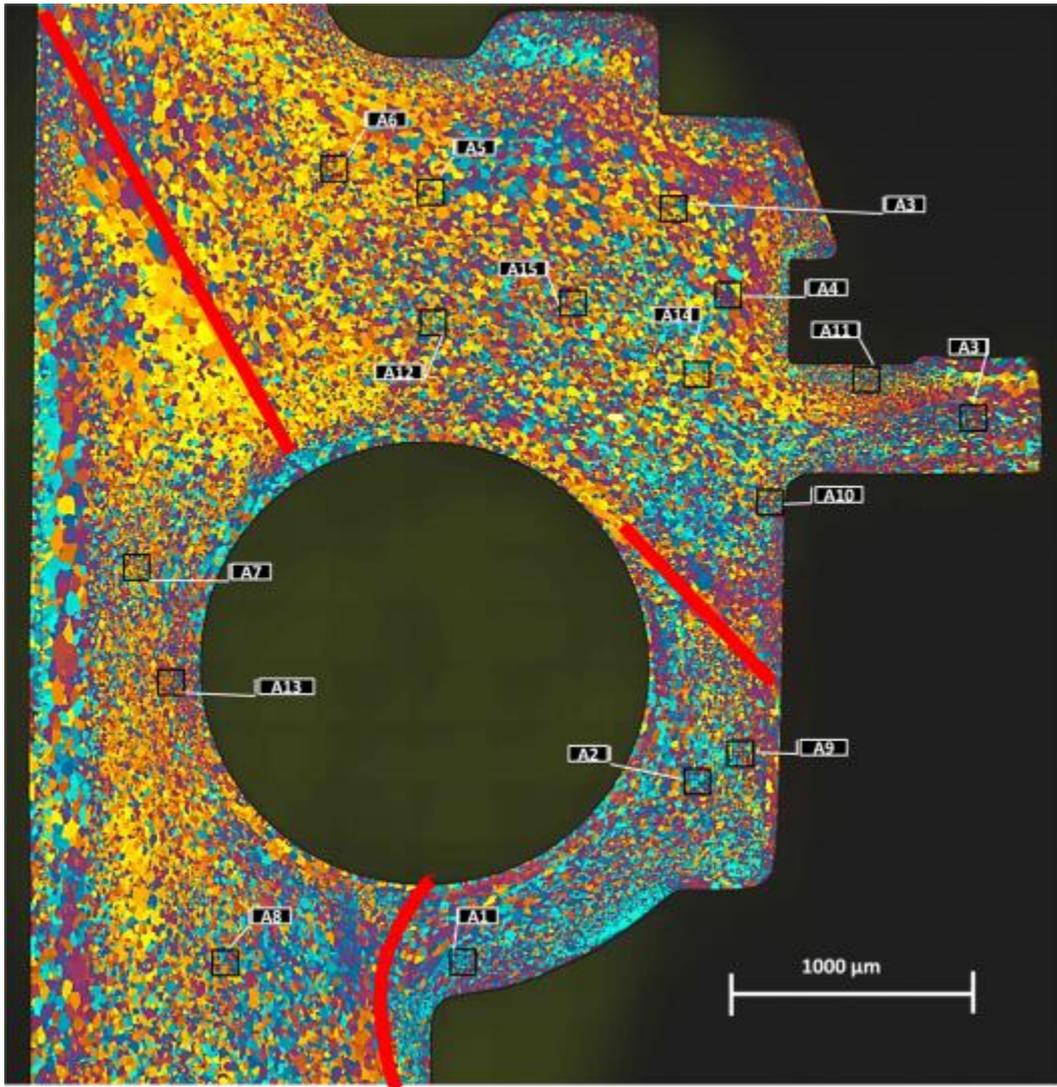
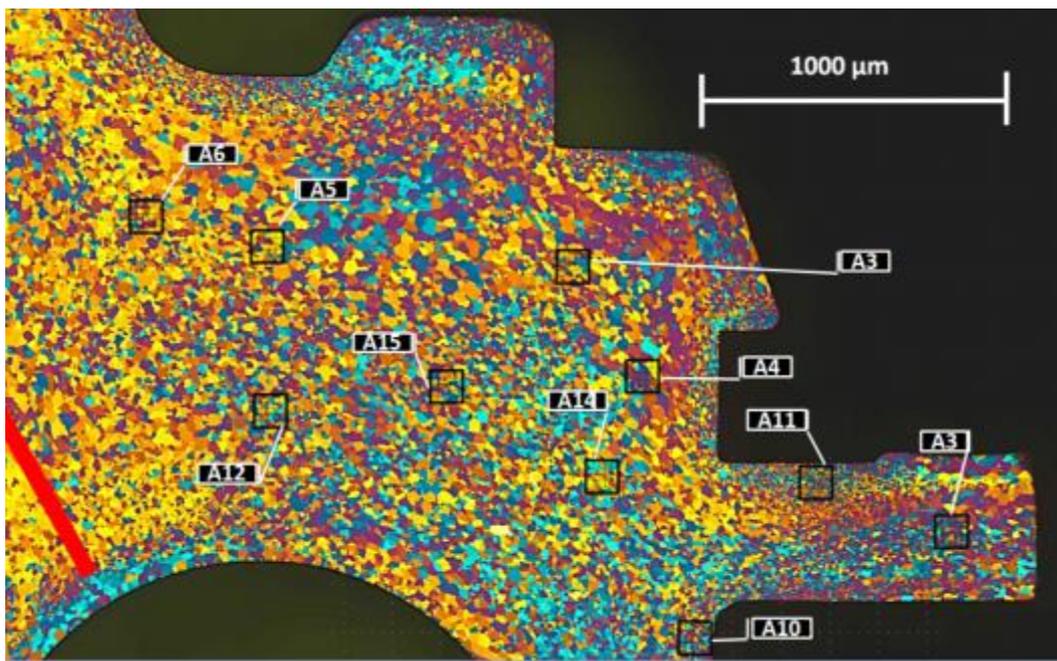


Fig. 6.36: Microstruttura relativa a AA6063 dopo estrusione e raffreddamento in aria; al centro è riportata la divisione in 6 parti (A, B, C, D, E, F).



(a)



(b)

Fig. 6.37: Microstruttura della sezione A a diversi ingrandimenti.

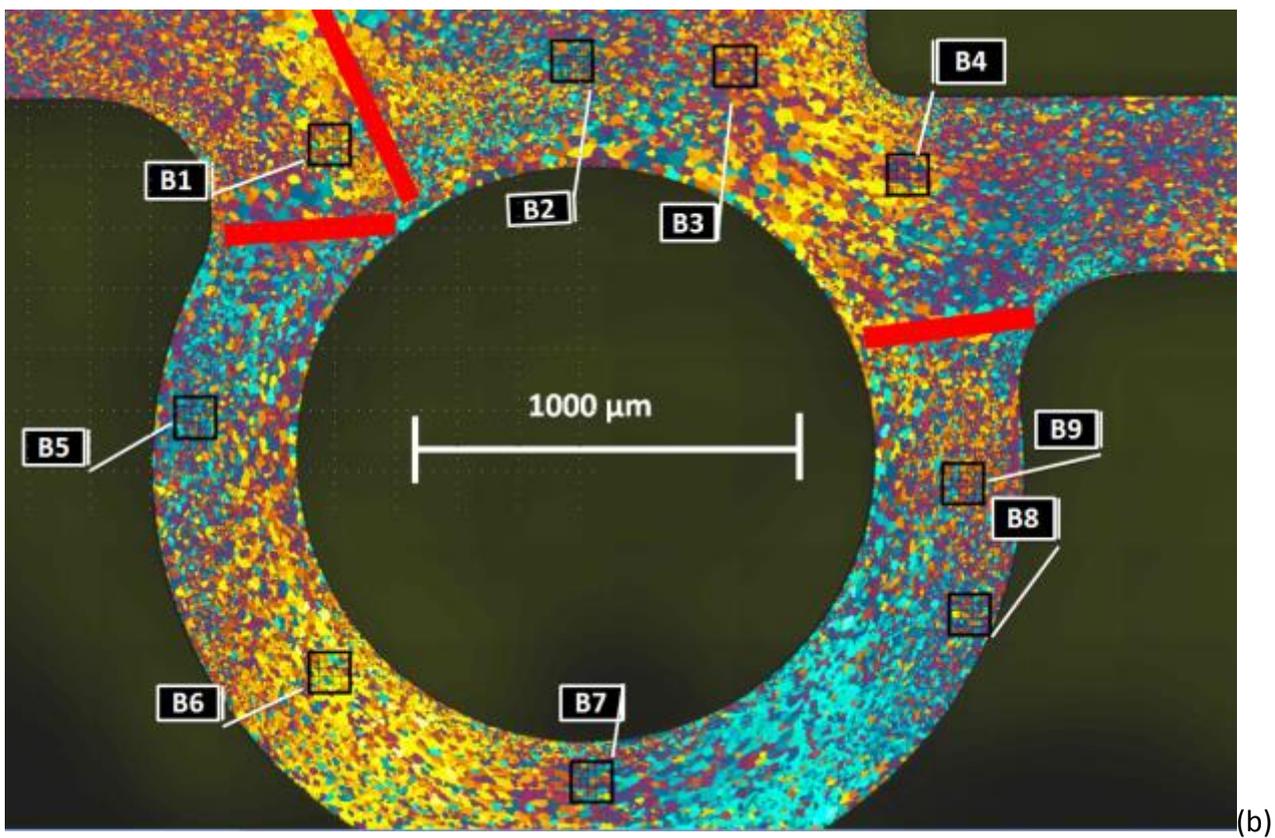
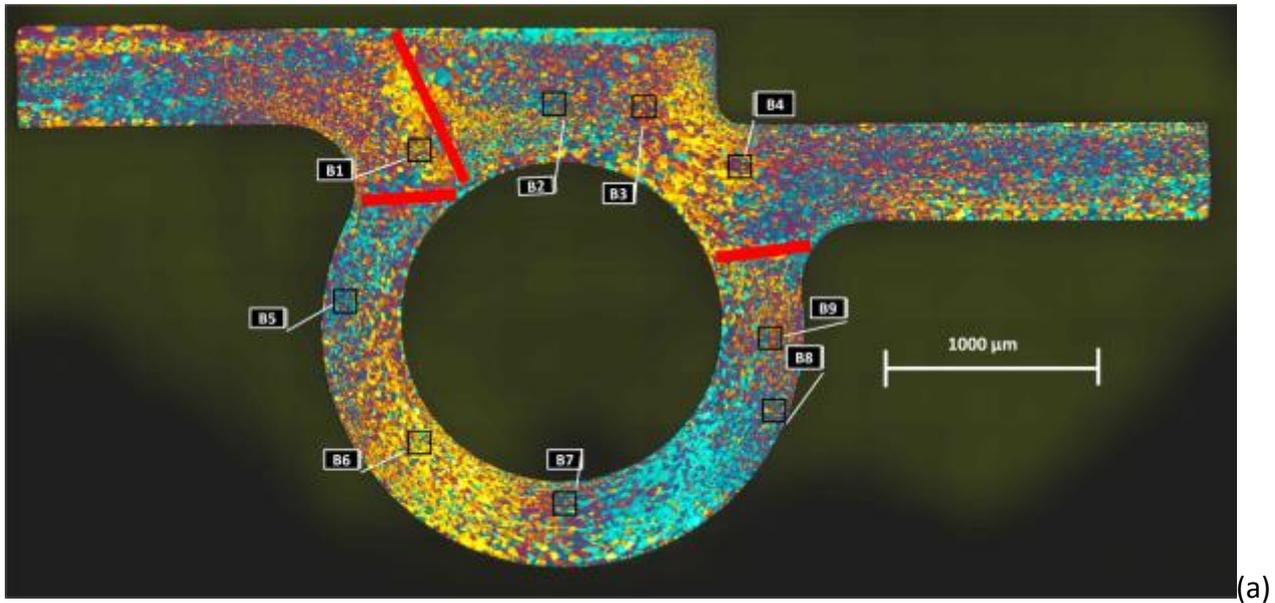


Fig. 6.38: Microstruttura della sezione B a diversi ingrandimenti.

### 6.2.2.2 Modellazione numerica

La simulazione 3D è stata condotta su QForm VX utilizzando il metodo accoppiato Lagrangiano-Euleriano, il quale, come spiegato nel capitolo 5, è stato appositamente sviluppato per il processi di estrusione reali perché permette il calcolo di problemi meccanici e termici anche nel caso di profili con sezioni complesse senza richiedere eccessivi tempi di elaborazione.

Il primo passaggio ha riguardato la creazione del dominio del flusso del materiale e degli utensili a partire dalla geometria di questi ultimi in formato CAD (.step). Mediante l'editor di geometrie 3D (QShape) sono stati creati i volumi e le griglie computazionali, le quali risultano contraddistinte da un numero variabile di nodi, proporzionale alla complessità della geometria.

Nelle figure 6.39 sono riportati i volumi dei domini di calcolo (a) e la loro discretizzazione superficiale sotto forma di mesh (b), la quale risulta nettamente più fitta sulla superficie del canale di formatura e nel mandrino (c).

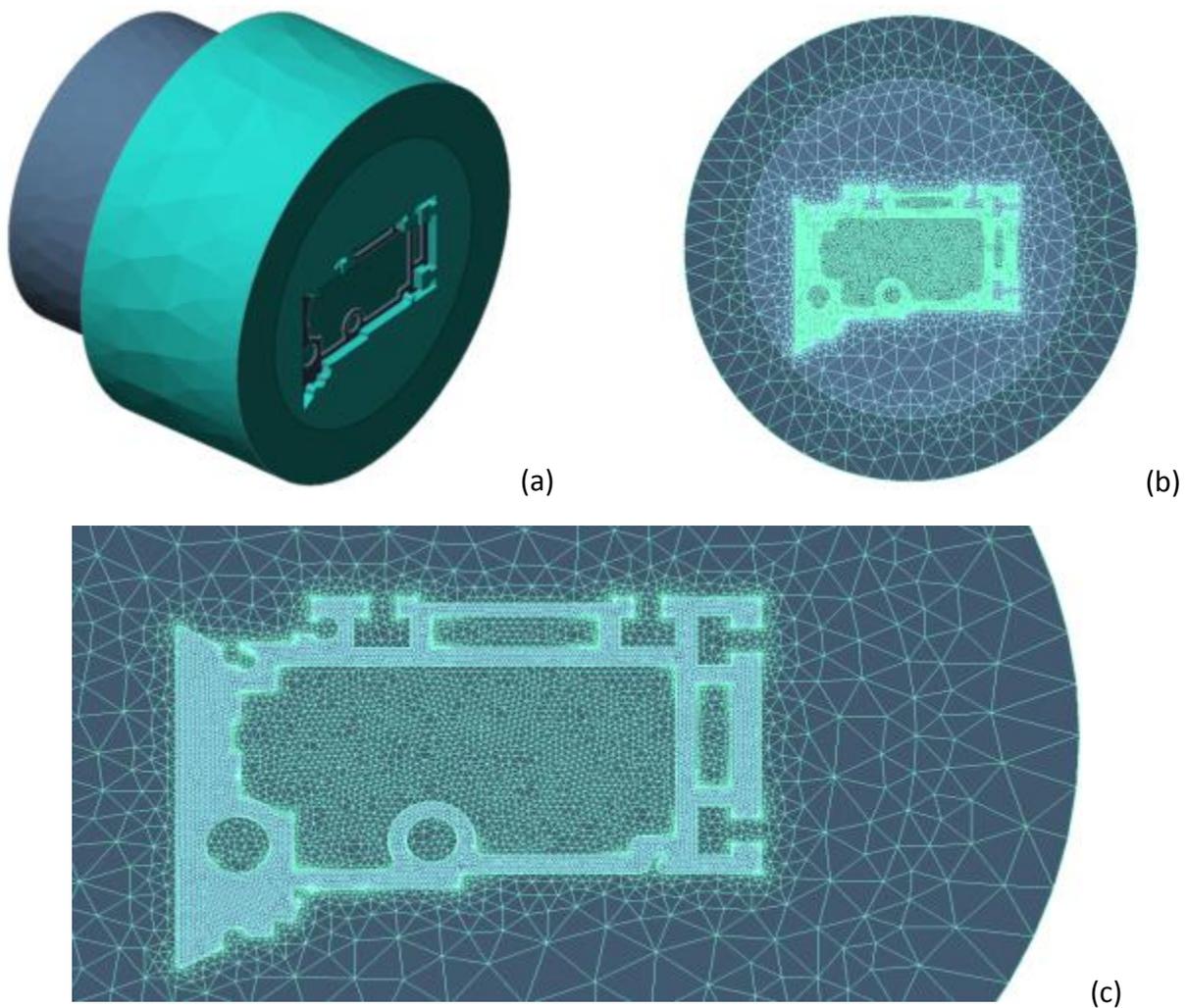


Fig. 6.39: Volumi (a) e griglie computazionali (b,c) relativi al materiale da deformare e utensili.

Dopo aver selezionato il tipo di processo (estrusione) e il tipo di problema (3D), sono state importate le geometrie dei domini (Fig. 6.40), in seguito sono stati impostati i parametri relativi al processo, al workpiece, agli utensili e alle condizioni al contorno con l'obiettivo di riprodurre il più fedelmente possibile il processo sperimentale. In tab. 6.6 e 6.7 sono disponibili tutti questi dati. Al termine della simulazione, in post-processing è stata infine implementata la user-routine riportata nel paragrafo 6.2.1.2, con  $d_0=130 \mu\text{m}$  e  $eQ=203399 \text{ J/mol}^{[8]}$ .

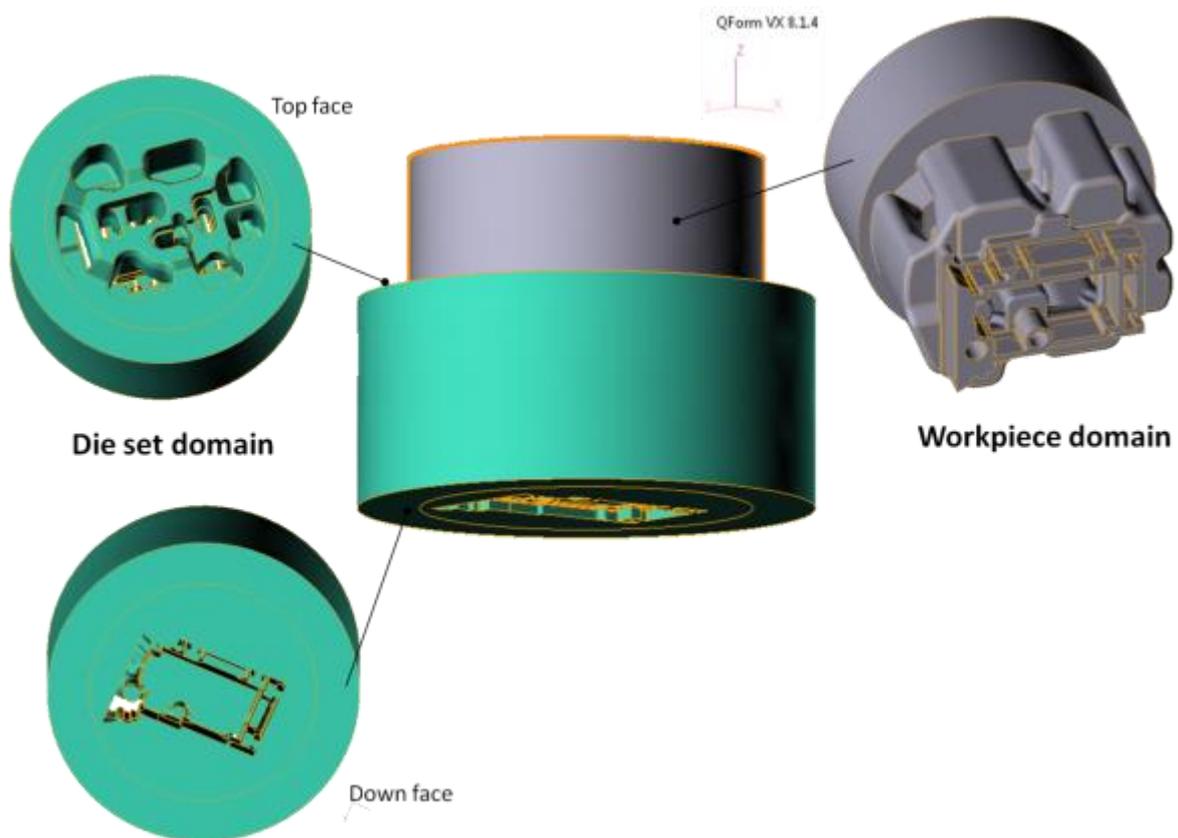


Fig. 6.40: Impostazione delle geometrie nella simulazione

Workpiece		Utensili	
Flow stress	Valori tabulati di AA6063	Materiale	H13HRC50 presente in libreria QForm
Densità	2700 kg/m <sup>3</sup>	Modello di attrito	Levanov m=1, n=1.25
Conduktività termica	180 W/(m·K)	HTC	11000 W/(m <sup>2</sup> K)

Calore specifico	890 J/(kg·K)	T blocco matrice	500°C
Modulo di Young	69000 MPa	T punzone	400°C
Temperatura	470 °C	T contenitore	420 °C
Dimensioni	L 815 mm, $\phi$ 247 mm	T supporto	400°C

Tab.6.6: Parametri workpiece e utensili.

Condizioni al contorno		Parametri di simulazione	
T utensili esterni alla matrice	420°C	Calcolo accoppiato	si
HTC interfaccia	6000 W/(m <sup>2</sup> K)	Tipo di problema	Flusso del materiale all'interno dell'utensile + Simulazione dell'intera lunghezza di billetta.

Tab.6.7: Condizioni al contorno e parametri di simulazione

### 6.2.2.3 Risultati

I risultati ottenuti dalla simulazione rivelano:

- un buon accordo tra carichi calcolati dal Codice e misura sperimentale (Fig.6.41) misurati sperimentalmente,
- la presenza di tassi elevati di deformazione (Fig. 6.42), in particolare maggiori rispetto ai casi sperimentati in precedenza in laboratorio su AA6060 e AA6082 .
- le distribuzioni del parametro  $N_2$ , temperatura, velocità di deformazione, dimensione minima dei subgrani, parametro di Zener-Hollomon, dimensioni dei grani dinamicamente ricristallizzati (Figg. 6.43-6.49)
- la correlazione tra la dimensione media dei grani staticamente ricristallizzati e il valore del parametro  $N_2$ , calcolato mediante user-routine e letto sull'interfaccia del codice nei punti corrispondenti; la Fig.6.50 riporta la scelta dei medesimi punti sulla sezione simulata e sulla sezione osservata al microscopio.

I grafici riportati in Figg. 6.51 e 6.52 mostrano che anche la lega AA6063 viene approssimata da una funzione lineare non passante dall'origine.

In Fig. 6.53 vengono messe a confronto le funzioni che meglio approssimano le nuvole di punti. Per valori bassi di  $N_2$ , cioè in condizioni di elevata densità di nucleazione la lega AA6060

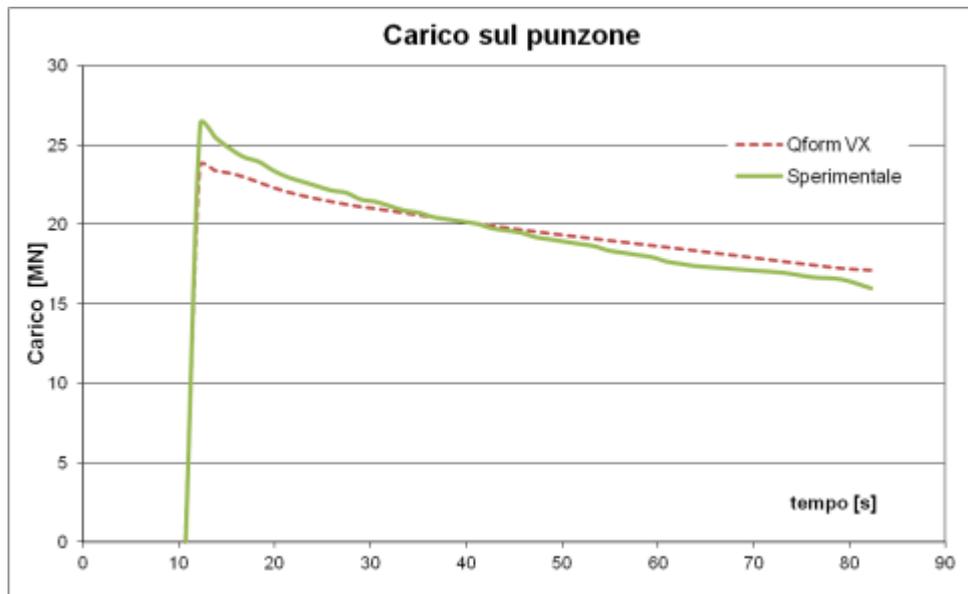


Fig. 6.41: Confronto tra gli andamenti dei carichi sul punzone calcolato da QForm VX e misurato sperimentalmente

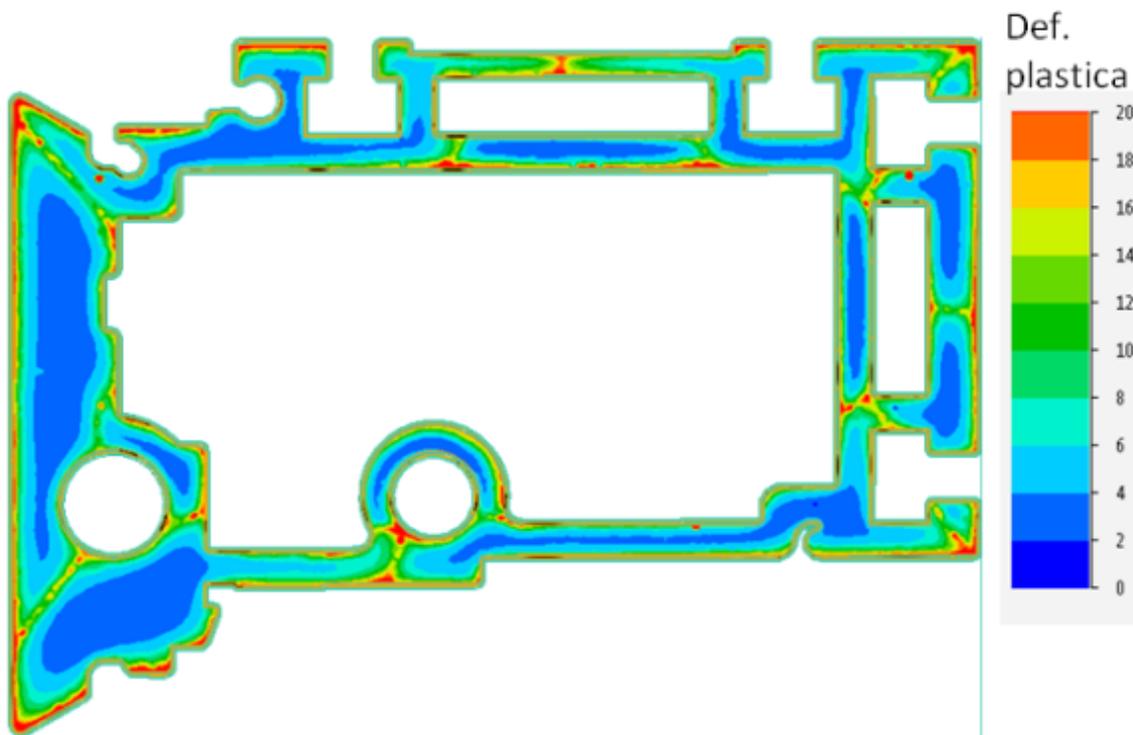


Fig. 6.42: Calcolo della deformazione reale nel profilo (Von Mises Effective strain)

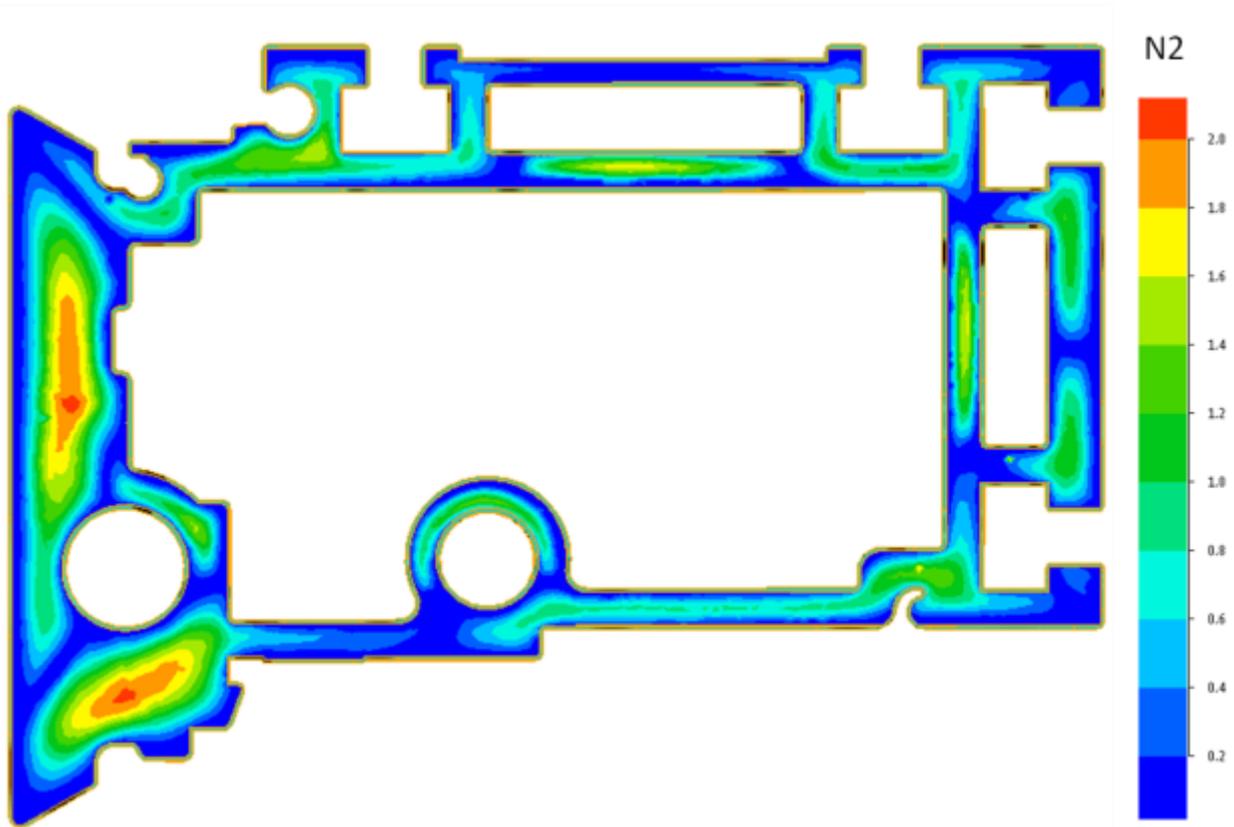


Fig. 6.43: Distribuzione del parametro N2 nel profilo

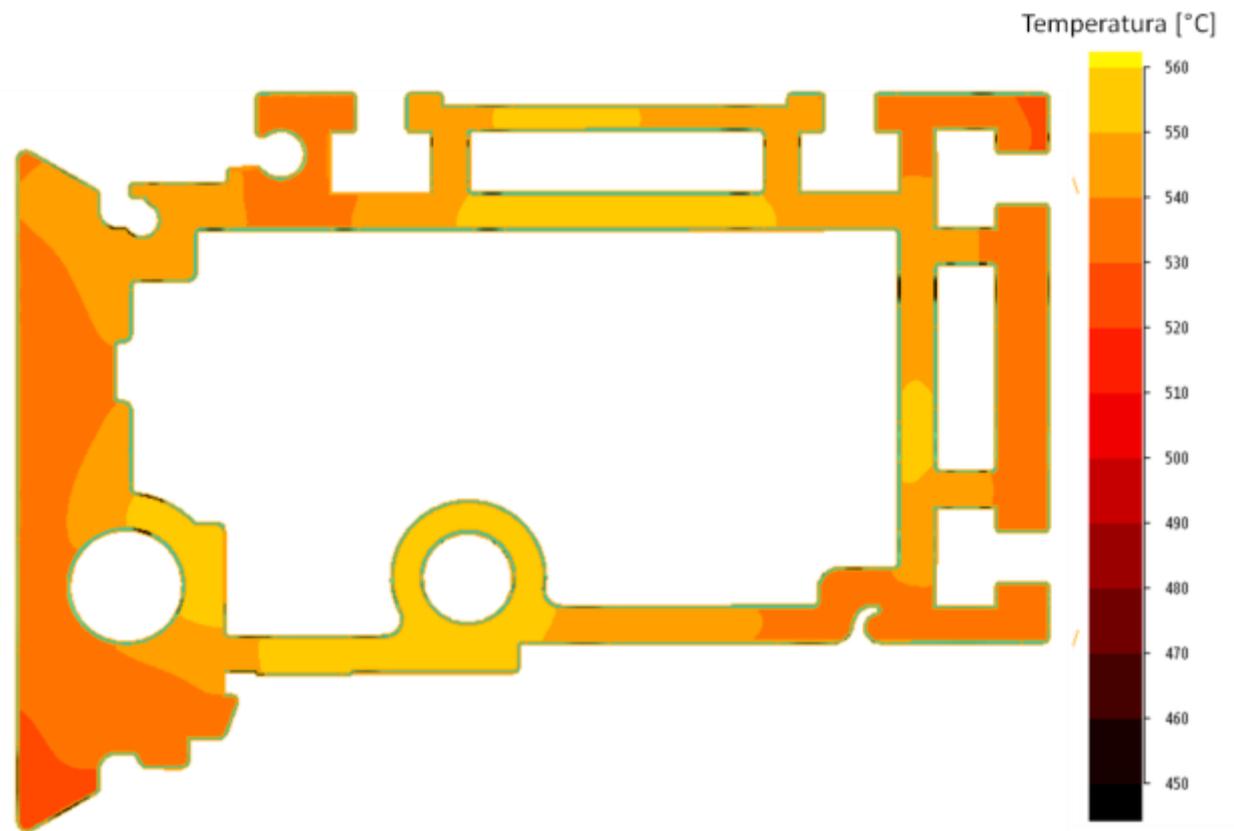


Fig. 6.44: Distribuzione della temperatura

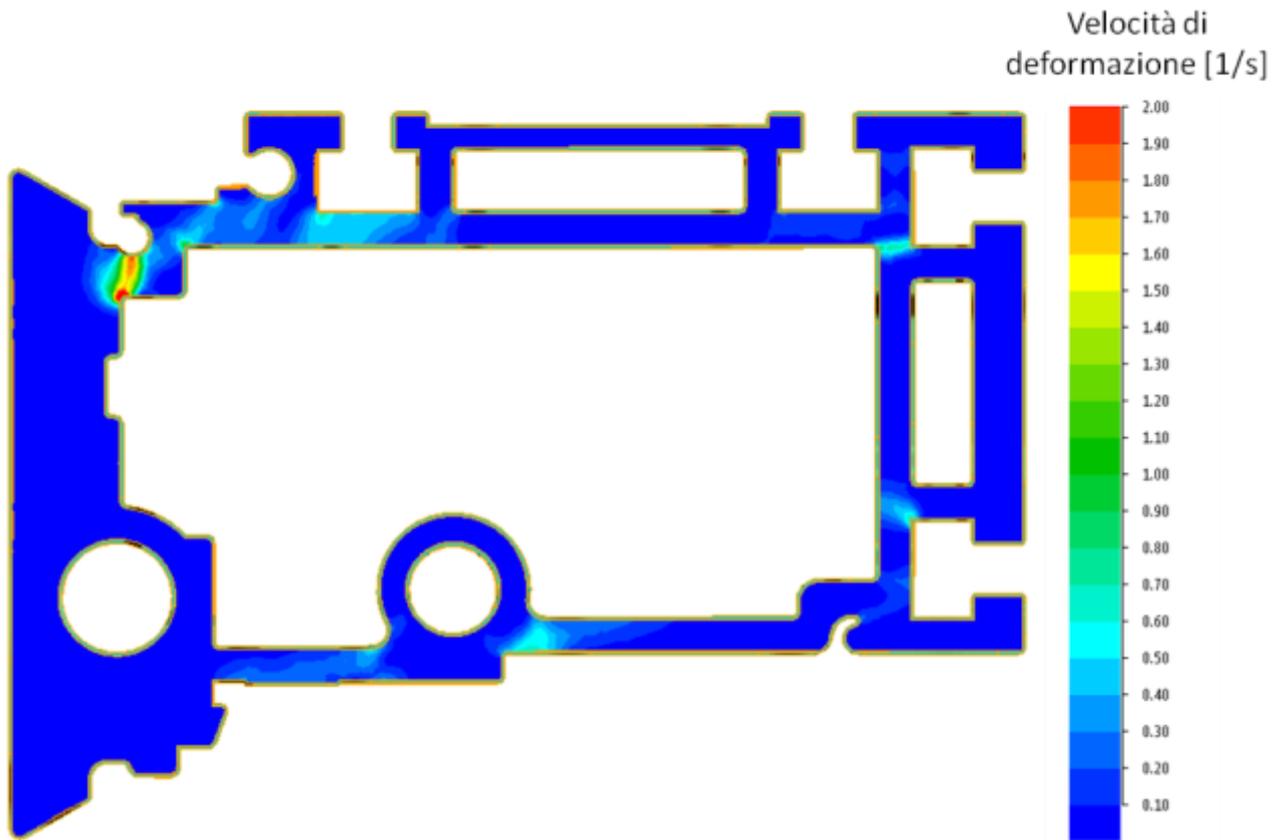


Fig. 6.45: Distribuzione delle velocità di deformazione.

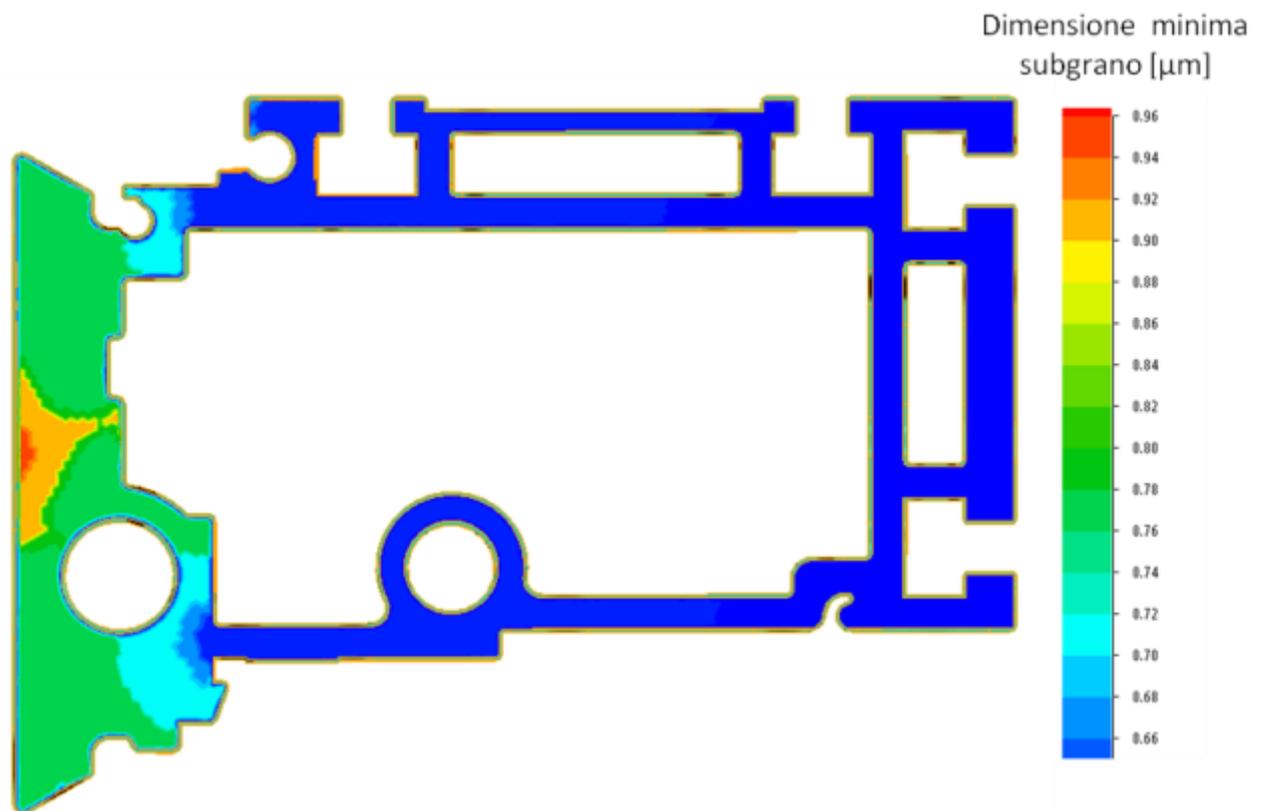


Fig. 6.46: Distribuzione della dimensione minima del subgrano.

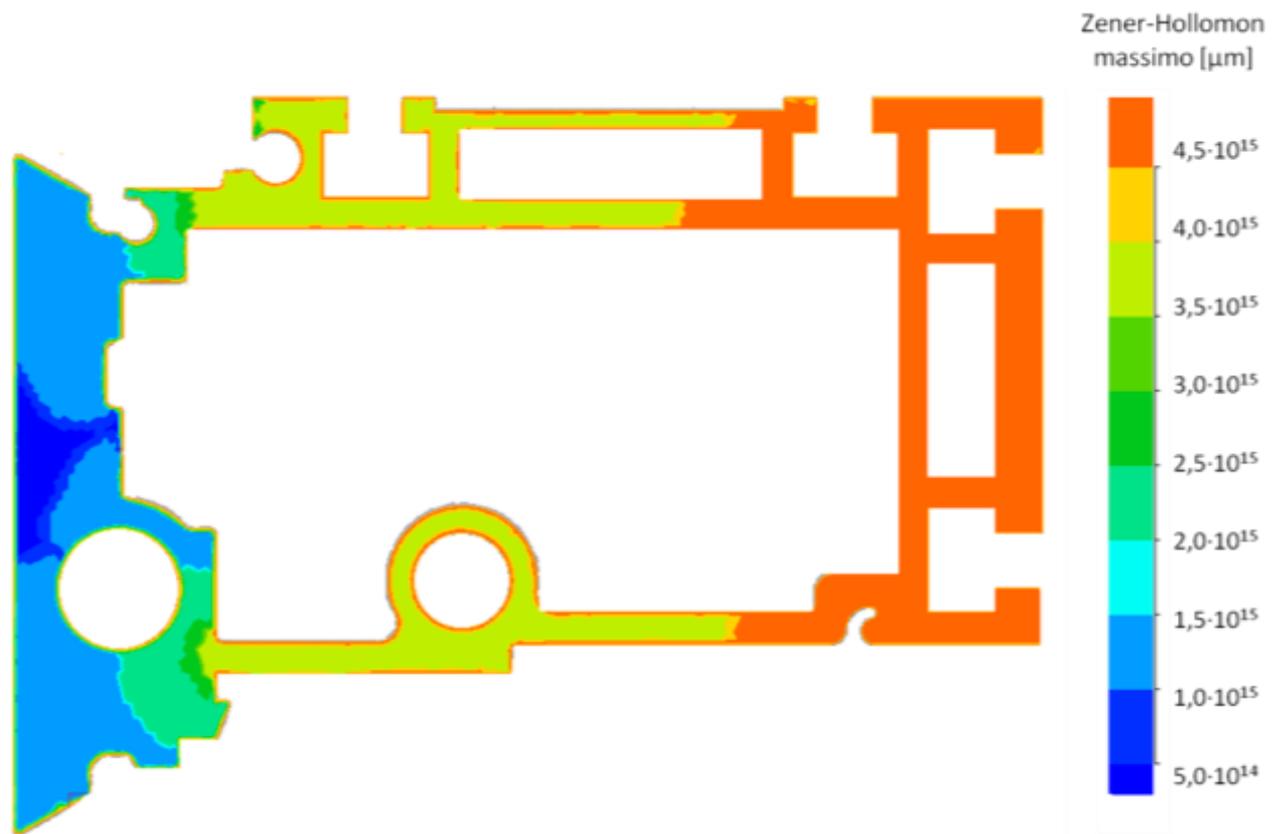


Fig. 6.47: Distribuzione del parametro di Zener-Hollomon.

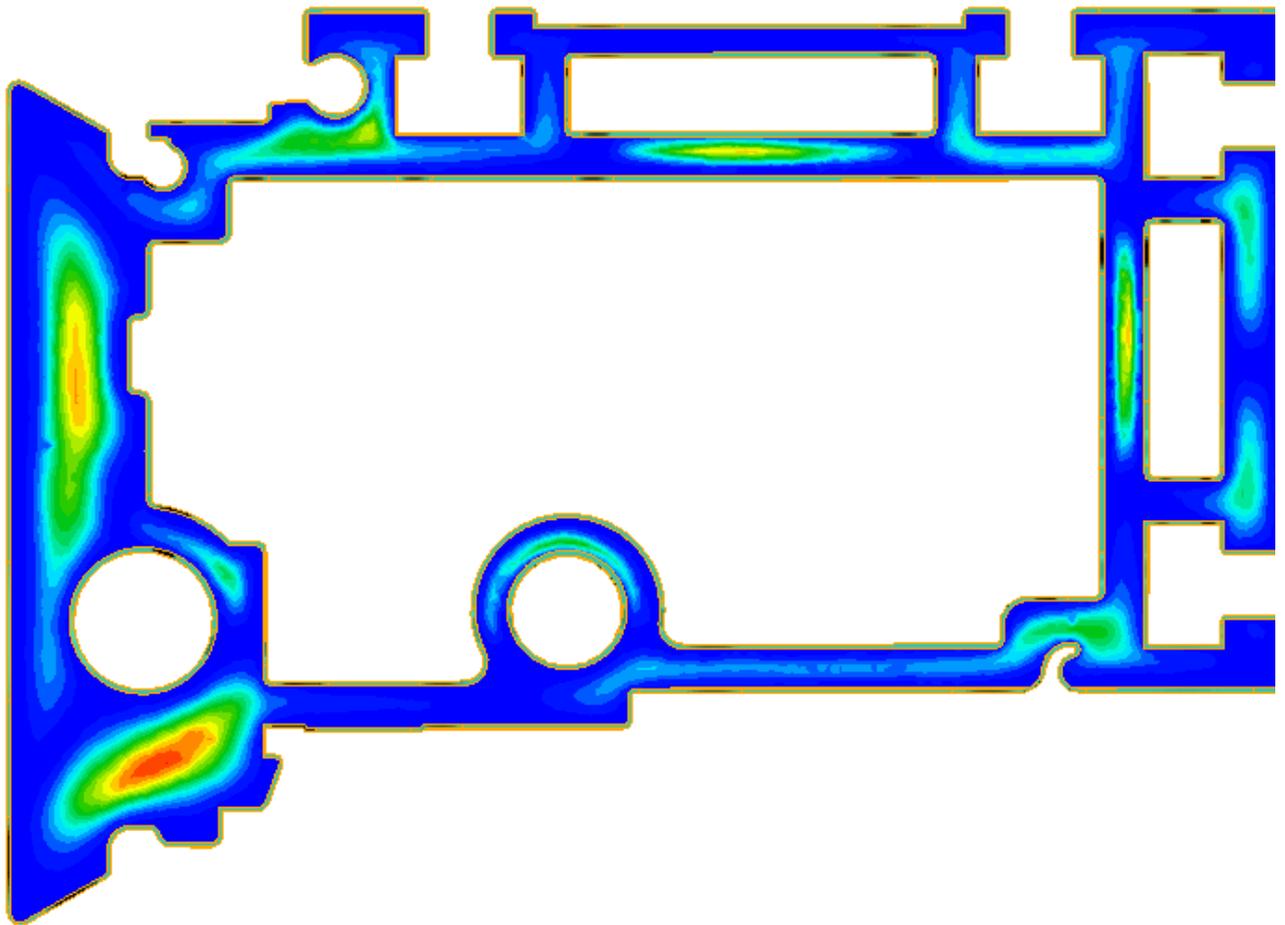


Fig. 6.48: Distribuzione delle lunghezze dei grani ricristallizzati mediante JDRX.

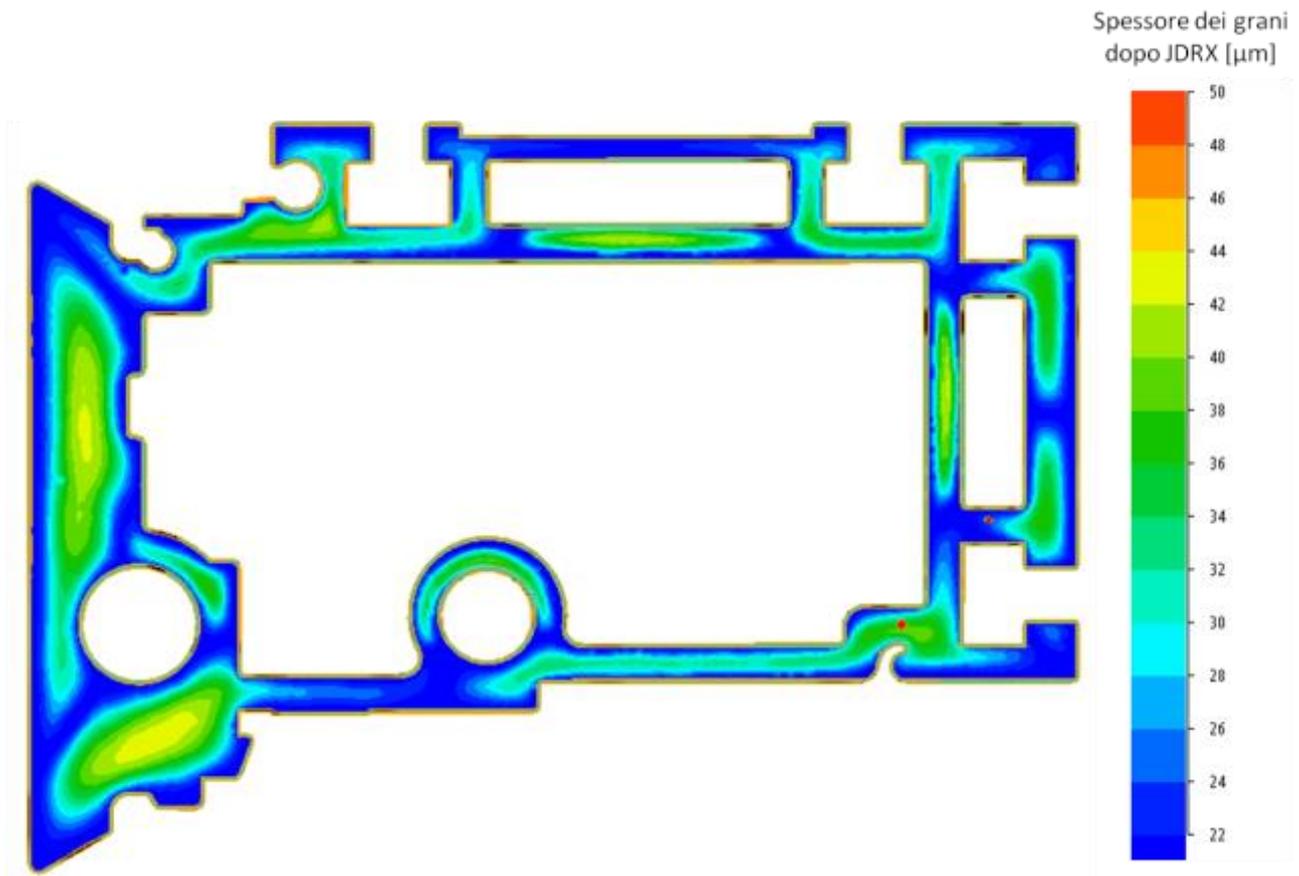


Fig. 6.49: Distribuzione degli spessori dei grani ricristallizzati mediante JDRX.

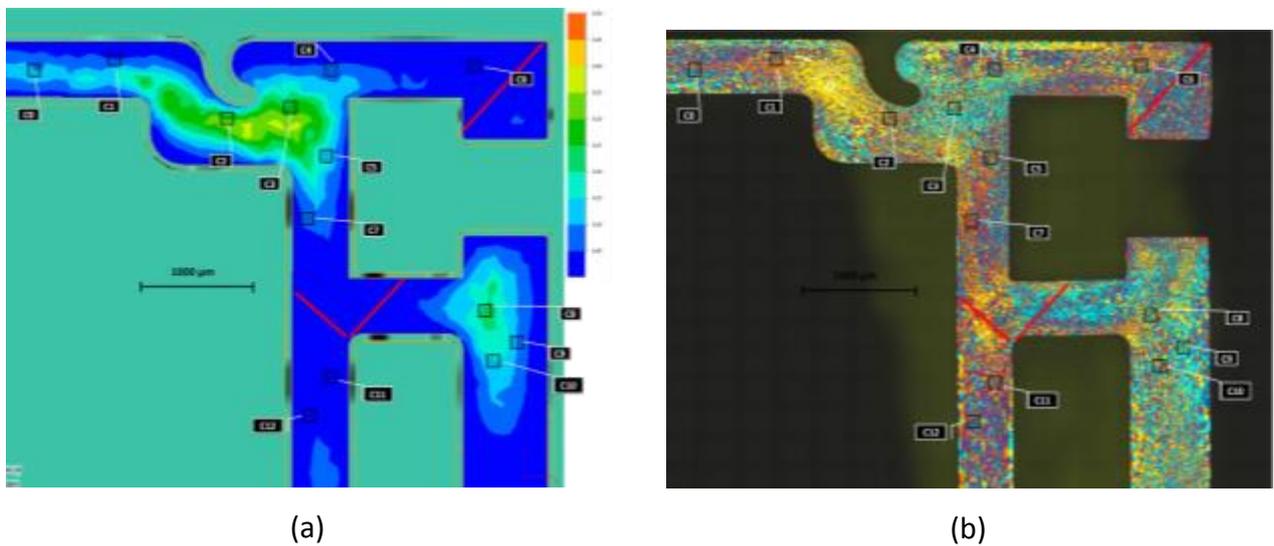


Fig. 6.50: Confronto tra valori calcolati di N2 e dimensioni medie dei grani dopo SRX nei medesimi punti

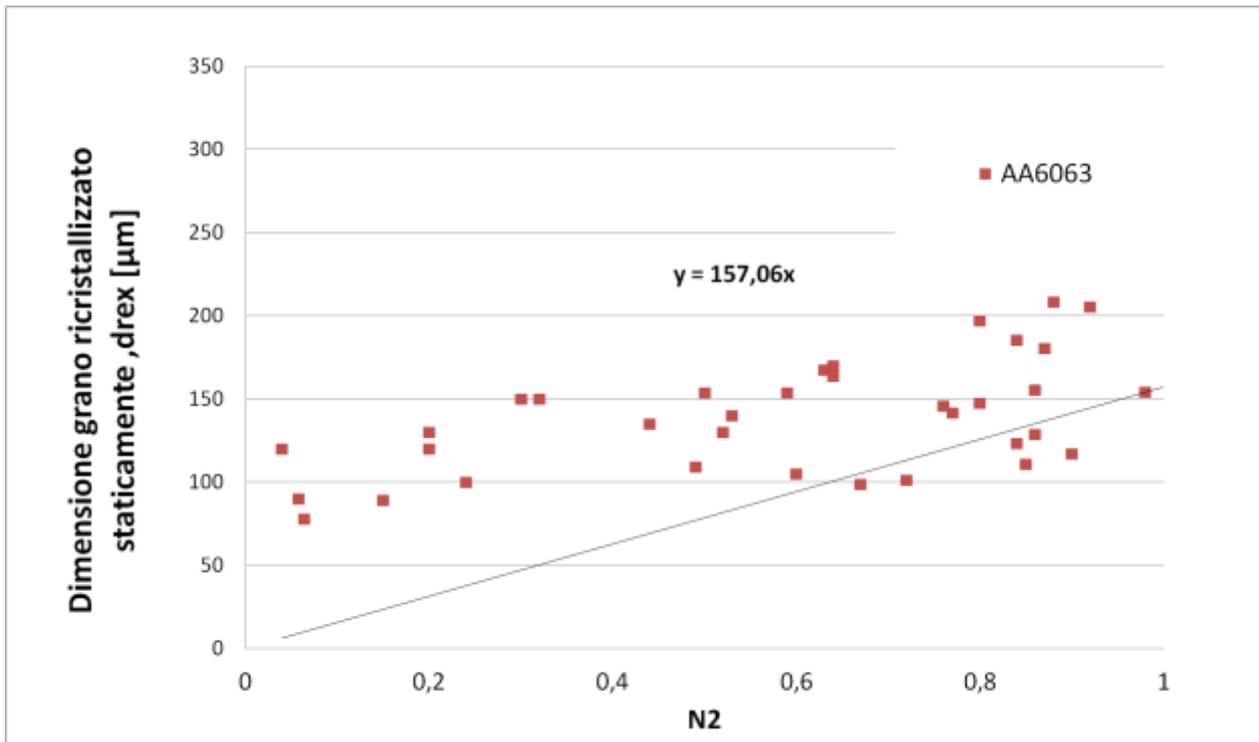


Fig. 6.51: Evoluzione della dimensione del grano ricristallizzato di AA6063 a seguito di SRX in funzione del parametro N2. Approssimazione a una retta passante per l'origine.

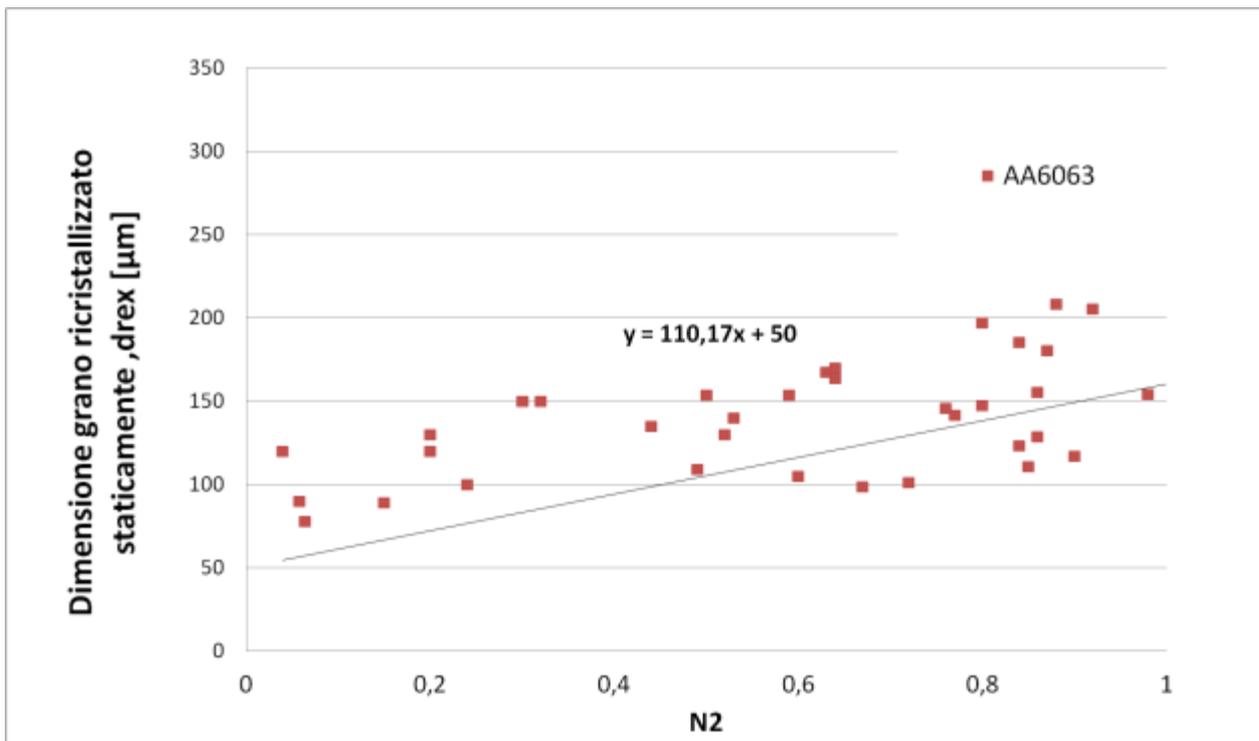


Fig. 6.52: Evoluzione della dimensione del grano ricristallizzato di AA6063 a seguito di SRX in funzione del parametro N2. Approssimazione a una retta NON passante per l'origine.

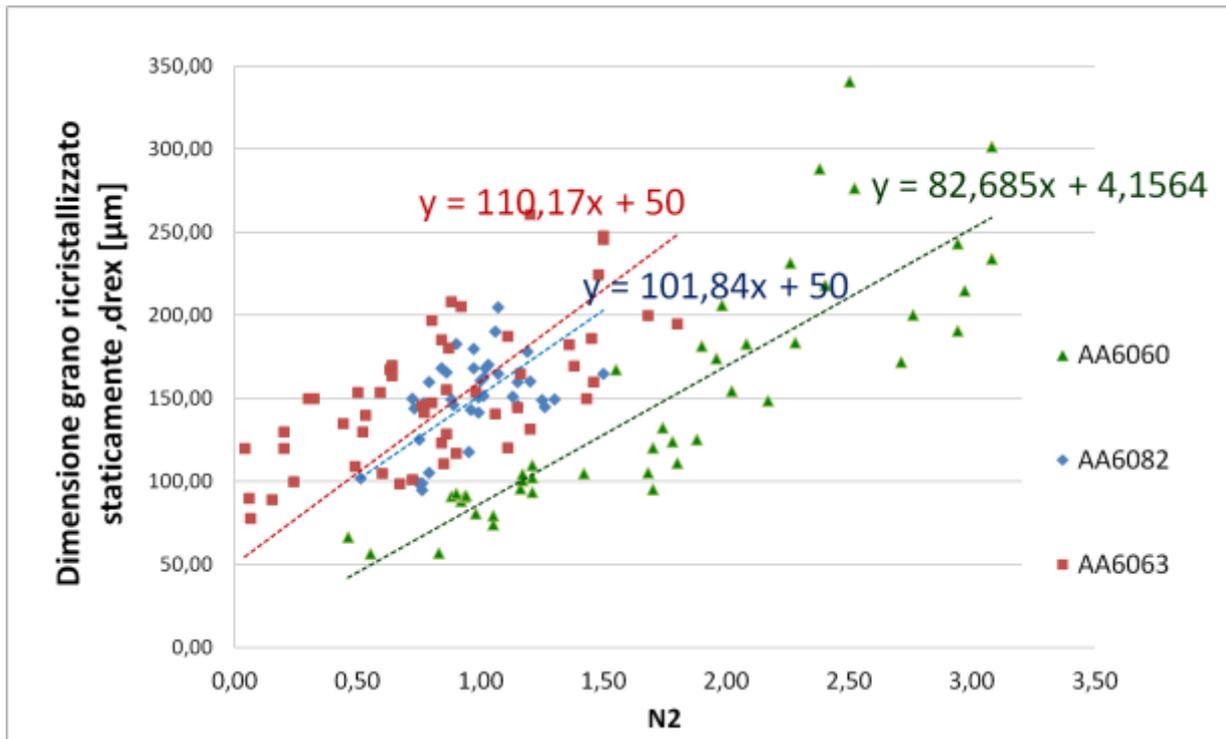


Fig. 6.53: Confronto tra i risultati ottenuti su AA6060, AA6082 e AA6082

### 6.3 Bibliografia

- [1] L. Donati, A. Segatori, M. El Mehtedi, L. Tomesani, *Grain evolution analysis and experimental validation in the extrusion of 6XXX alloys by use of a lagrangian FE code*. International Journal of Plasticity, vol.46, pp. 70–81 (2013).
- [2] A. Foydl , A. Segatori, N.B. Khalifa, L. Donati, A. Brosius, L. Tomesani, A.E. Tekkaya, *Grain size evolution simulation in aluminium alloys AA 6082 and AA 7020 during hot forward extrusion process*. Materials Science and Technology, vol. 29, pp. 100-110 (2013).
- [3] C. Bandini, B. Reggiani, L. Donati, L. Tomesani, *Code validation and development of user routines for microstructural prediction with Qform*. Materials Today: Proceedings, vol. 2(10), pp. 4904–4914 (2015).
- [4] L. Donati, J.S. Dzwonczyk, J. Zhou, L. Tomesani. *Microstructure Prediction of Hot-Deformed Aluminium Alloys*. Key Engineering Materials, vol. 367, pp. 107-116 (2008).
- [5] C. Bandini, B. Reggiani, L. Donati, L. Tomesani , *Development and Validation of a Dynamic and Static Recrystallization Model for Microstructural Prediction of AA6060 Aluminum Alloy with Qform*. *Proceedings of the Eleventh International Aluminum Extrusion Technology Seminar, ET '16, Chicago 3-6 May 2016*, vol.1, pp.789-800 (2016).
- [6] P.K. Saha, *Aluminum extrusion technology*. Asm International (2000).
- [7] L. Donati, J.S. Dzwonczyk, J. Zhou, L. Tomesani. *Microstructure Prediction of Hot-Deformed Aluminium Alloys*. Key Engineering Materials, vol. 367, pp. 107-116 (2008).
- [8] A. Gamberoni, L. Donati, B. Reggiani, M. Haase, L. Tomesani, A. E Tekkaya, *Industrial Benchmark 2015: Process Monitoring and Analysis of Hollow EN AW-6063 Extruded Profile*, Materials Today: Proceedings, vol. 2, 4714-4725 (2015).



## Conclusioni

Nel corso di questa tesi sono stati analizzati i modelli di ricristallizzazione dinamica e statica di alcune leghe di alluminio, in particolare AA6060, AA6063 e AA6082. Alle prove sperimentali di estrusione sono seguite campagne di simulazioni numeriche mediante il Codice dedicato QForm VX.

I risultati hanno confermato il buon accordo del modello di JDRX proposto in letteratura da Donati et al, ma rivelano l'inadeguatezza dei modelli presenti in letteratura per la previsione della dimensione del grano staticamente ricristallizzato.