POLITECNICO DI TORINO

Corso di Laurea Magistrale in Ingegneria Meccanica



Tesi di Laurea Magistrale

Processi di formatura di leghe di alluminio altoresistenziali per il settore automobilistico

Relatori Prof. Paolo Matteis Prof. Graziano Ubertalli

> Candidato Francesco Pio Della Porta 266739

Anno accademico 2020-2021

Abstract

Il mio lavoro di tesi, supervisionato dai Proff. Matteis e Ubertalli, si pone l'obiettivo di esaminare i processi di formatura a tiepido delle leghe di alluminio altoresistenziali, in particolare le leghe 6016 e 7021, e verificarne l'impiego nel settore automobilistico.

Le leghe d'alluminio rappresentano un'ottima soluzione per la riduzione delle emissioni prodotte dai veicoli, ma presentano alcuni problemi che ne limitano per ora l'impiego nel settore automobilistico, tra cui la scarsa formabilità a temperatura ambiente. I processi di formatura a tiepido, riscaldando la lega ad una temperatura al di sotto della temperatura di ricristallizzazione, consentono di migliorare la formabilità di queste leghe. Le prestazioni ottenute sono correlate ai parametri di processo, tra cui la temperatura e la velocità di deformazione.

In questo studio, sono state eseguite delle prove di trazione, su provette solubilizzate e preinvecchiate, nell'intervallo di temperatura tipico dei processi di formatura a tiepido e sono state condotte analisi metallografiche, di microdurezza e diffrattometriche al fine di valutare eventuali cambiamenti delle proprietà meccaniche e della microstruttura a seguito di tali processi.

Le prove di trazione hanno evidenziato un comportamento migliore della lega 7021 al crescere della temperatura.

Le analisi metallografiche non hanno consentito di valutare significative differenze di microstruttura per entrambe le leghe.

Le misure di microdurezza hanno evidenziato 2 comportamenti diversi: mentre la lega 6016 tende a rafforzarsi al crescere della temperatura, la lega 7021 tende ad intenerirsi. Tali variazioni di microdurezza non risultano essere comunque significative nell'intervallo di temperatura oggetto di studio.

Le analisi diffrattometriche hanno permesso di ricavare informazioni ulteriori sulle dimensioni medie dei cristalliti, in particolare si è riscontrato un aumento delle dimensioni al crescere dei cristalliti.

Ringraziamenti

Ringrazio il prof. Matteis e il prof. Ubertalli, che hanno sopportato le mie innumerevoli chiamate e senza i quali non avrei potuto svolgere questo lavoro.

Ringrazio Frediano che, con pazienza, si è messo a disposizione e mi ha permesso di rientrare nei tempi prestabiliti.

Ringrazio la mia famiglia per avermi supportato emotivamente ed economicamente in questo percorso.

Indice Generale

1.		Intro	oduzi	one 1
	1.1	1.	Perc	hé l'alluminio?
2.		Legh	ne di a	alluminio nel settore automobilistico5
	2.2	1.	Legh	e per deformazione plastica6
		2.1.2	L.	Leghe da incrudimento9
		2.1.2	2.	Leghe da trattamento termico
3.		Forn	natur	a a tiepido17
	3.1	1.	Proc	edura 19
		3.1.2	L.	Effetto di temperatura e velocità di deformazione20
		3.1.2	2.	Effetto del gradiente termico22
		3.1.3	3.	Effetto della pressione di serraggio25
	3.2	2.	Pre-	invecchiamento
4.		Proc	edur	a sperimentale e risultati
	4.1	1.	Mat	eriali
	4.2	2.	Trat	tamenti termici
	4.3	3.	Prov	e di trazione
	4	4.3.2	L.	Piano di lavoro
		4.3.2	2.	Curve di trazione della lega 6016
		4.3.3	3.	Curve di trazione della lega 702140
	4.4	4.	Cam	pionamento
	4.5	5.	Inglo	bbatura
	4.6	6.	Luci	datura44
	4.7	7.	Atta	cco metallografico
	4.8	8.	Anal	isi metallografica47
	4	4.8.2	L.	Analisi metallografica della lega 601649
		4.8.2	2.	Analisi metallografica della lega 702151
	4.9	9.	Micr	odurezza Vickers
		4.9.2	L.	Analisi di microdurezza della lega 601655
		4.9.2	2.	Analisi di microdurezza della lega 7021

	4.10.	D	iffrattometria ai raggi X	. 61
	4.10.1.		Analisi diffrattometrica della lega 6016	. 63
	4.10.2.		Analisi diffrattometrica della lega 7021	. 67
5.	Confro	ont	o con studi precedenti	. 69
6.	Conclu	isio	oni	. 72
In	dice delle	Fi	gure	. 75
In	dice delle	Ta	abelle	. 77
Ri	ferimenti.			. 78

1. Introduzione

Per contrastare il cambiamento climatico, l'Unione Europea si è impegnata a ridurre di almeno il 40% le emissioni di gas a effetto serra entro il 2030 rispetto ai livelli del 1990, così come sottoscritto con l'Accordo di Parigi. Quest'impegno riguarda anche il settore dei trasporti, che è responsabile del 30% delle emissioni totali in Europa: l'UE si è posta l'obiettivo di ridurre le emissioni di CO₂ legate ai trasporti di almeno il 60% rispetto ai livelli del 1990.

Tale obiettivo è difficile da raggiungere perché, nonostante gli sforzi politici, i consumatori preferiscono acquistare auto più grandi e quindi più pesanti, il cui consumo di carburante è maggiore. Inoltre, a causa delle nuove strumentazioni legate alla sicurezza, il peso delle automobili è cresciuto per anni, così, mentre gli altri settori sono riusciti a tagliare le emissioni, le emissioni dei trasporti sono aumentate nel corso degli anni, come si evince da Figura 1 [1].



Figura 1: come sono cambiati i tassi di emissione dei vari settori, dal 1990 al 2016.

Ciò pone i costruttori d'auto di fronte ad una grande sfida che non può essere vinta solo ottimizzando i motori convenzionali, ma anche impiegando materiali più leggeri: si stima che le emissioni di carburante possono essere ridotte di 0.08 g CO₂/km per ogni kg in meno di peso. La riduzione di peso comporta anche un aumento del livello di sicurezza, sia dentro che fuori il veicolo perché un veicolo più leggero può essere guidato più facilmente e richiede spazio di frenata minore [2].

1.1. Perché l'alluminio?

I materiali più utilizzati nell'industria dell'auto sono gli acciai HSS (High Strength Steel) e UHSS (Ultra-High Strength Steel), l'alluminio, il magnesio e i materiali fibro-rinforzati. Tra questi, il materiale che suscita il maggior interesse è l'alluminio, grazie al suo alto rapporto resistenza su peso, alla sua densità di 2.7 g/cm³, quasi 3 volte minore di quella dell'acciaio convenzionale, che consente di ottenere riduzioni di peso fino al 50%, e alla sua buona resistenza alla corrosione, tutto ciò ad un costo che va dai 3 ai 5 €/kg. Anche se il magnesio e i materiali fibro-rinforzati consentono riduzioni di peso anche maggiori, non hanno lo stesso livello di maturità industriale dell'alluminio e hanno costi più elevati. L'alluminio rappresenta quindi il miglior compromesso tra riduzione di peso e costi, come si evince da Tabella 1 [2].

Materiale	Livello di maturità	Risparmio di peso rispetto agli acciai	Costo
Acciai UHSS	Alto	10-20 %	0.8-1.5 €/kg
Alluminio	Alto	30-50 %	3-5 €/kg
Magnesio	Medio	40-60 %	10-20 €/kg
Materiali fibro- rinforzati	Basso	60-70 %	40-80 €/kg

Tabella 1: comparazione tra i differenti materiali.

La sostituzione dell'acciaio con l'alluminio è anche relativamente semplice perché entrambi i materiali possono essere maneggiati in maniera simile, inoltre i produttori d'auto possono adottare l'alluminio senza grandi modifiche delle linee di produzione. I costi per modificare le linee di produzione e impiegare gli altri materiali, come il magnesio e i materiali fibro-rinforzati, sono significativamente più alti.

Per tutte queste ragioni, l'impiego medio dell'alluminio nella produzione automobilistica è cresciuto costantemente: nel 1990 l'alluminio impiegato era pari solo a 50 kg, oggi ammonta a 168 kg e si prevede che nel 2025 sarà ancora maggiore, come si evince da Figura 2 [1].



Figura 2: quantità medi adi alluminio nei veicoli, espressa in kg.

2. Leghe di alluminio nel settore automobilistico

Come anticipato nel capitolo 1, tra tutti i materiali impiegabili nel settore automobilistico, le leghe di alluminio rappresentano sicuramente il miglior compromesso tra costo e riduzione di peso.

Il componente automobilistico che possiede il maggior potenziale di riduzione di peso, grazie all'impiego delle leghe di alluminio, è la carrozzeria, in particolare la scocca. In Figura 3 e 4 [3], sono riportati 2 esempi di scocche completamente realizzate in alluminio: space-frame dell'Audi A8 e monoscocca in lamiera della Ford AIV, rispettivamente.



Figura 3: scocca space-frame dell'Audi A8 [3].



Figura 4: monoscocca in lamiera della Ford AIV [3].

Entrambe le tipologie presentano dei vantaggi: il ciclo di produzione dello space-frame ha un costo minore perché vengono eliminati alcuni stampaggi, mentre la tradizionale monoscocca in lamiera è caratterizzata da processi consolidati e da un minor costo dei componenti [3].

In ogni caso, le leghe finora maggiormente utilizzate per la realizzazione di una scocca, appartengono alla serie 5xxx e 6xxx. In aggiunta a queste, si valuta l'impiego anche della serie 7xxx. Le leghe 5xxx, 6xxx e 7xxx sono leghe per deformazione plastica.

2.1. Leghe per deformazione plastica

Il ciclo produttivo delle leghe di alluminio parte dall'estrazione della bauxite, un minerale molto abbondante e facilmente reperibile in natura, che contiene ossido di alluminio, o allumina, Al₂O₃.

Mediante il processo elettro-chimico di Hall-Herault, a partire dall'allumina, si ricava l'alluminio puro. Le operazioni successive sono riportate di seguito [4]:

- Elaborazione del metallo liquido mediante aggiunta di elementi di lega;
- Colata semicontinua, tramite la quale si ottiene un lingotto a grano fine costituito da una matrice di alluminio in cui sono immerse delle seconde fasi primarie, solubili o insolubili, molto grossolane (>10 μm);
- Omogeneizzazione, cioè un mantenimento a 450°C, che consente la dissoluzione delle seconde fasi primarie solubili e la precipitazione di seconde fasi secondarie più piccole (0.5 μm);
- Laminazione a caldo;
- Laminazione a freddo.

L'alluminio solido non ha forme allotropiche, per cui si presenta a tutte le temperature con lo stesso reticolo cristallino, cioè il reticolo cubico a facce centrate, la cui schematizzazione è riportata in Figura 5.



Figura 5: reticolo cfc.

Le leghe per deformazione plastica possono essere classificate in 8 differenti serie, descritte sinteticamente in Tabella 2 [4].

Tabella 2: classificazione delle leghe per deformazione plastica.

	Principali	Rafforzabili	R _m (MPa)	Saldabili	Altre proprietà
	elementi di	per			
	lega				
1xxx	AI	Incrudimento	70-180	Sì	Formabilità, res. a corrosione, cond. elettrica
2xxx	Cu	Tratt. termico	190-420	No	
Зххх	Mn	Incrudimento	110-280	Sì	Formabilità, res. a corrosione
4xxx	Si	Tratt. termico	170-380	Sì	Formabilità
5xxx	Mg	Incrudimento	130-350	Sì	Res. a corrosione, tenacità
бххх	Si-Mg	Tratt. termico	130-400	Sì	Formabilità, res. a corrosione
7ххх	Zn-Mg-(Cu)	Tratt. termico	220-600	No	
8xxx	Altro		vari gruppi d	i leghe tra loro	diversi)

Oltre al numero di serie, che indica quali sono gli elementi che fanno parte della composizione, si utilizzano anche dei suffissi per indicare il trattamento termico che il produttore ha eseguito sulle lamiere. Si faccia riferimento a Tabella 3 [4].

Tabella 3: suffissi.

Suffisso	Significato	Suffisso	Significato
F	Così come fabbricato	Т3	Solubilizzazione, lavorazione a
			freddo e invecchiamento naturale
0	Ricottura	T4	Solubilizzazione e invecchiamento
			naturale
H1	Lavorazione a freddo	T5	Raffreddamento da un'operazione
			di formatura ad alta temperatura e
			invecchiamento artificiale
H2	Lavorazione a freddo e ricottura	Т6	Solubilizzazione e invecchiamento
	parziale		artificiale
H3	Lavorazione a freddo e	T7	Solubilizzazione e sovra-
	stabilizzazione		invecchiamento
W	Solubilizzazione	Т8	Solubilizzazione, lavorazione a
			freddo e invecchiamento artificiale
T1	Raffreddamento da	Т9	Solubilizzazione, invecchiamento
	un'operazione di formatura ad		artificiale e lavorazione a freddo
	alta temperatura e		
	invecchiamento naturale		
T2	Raffreddamento da	T10	Raffreddamento da un'operazione
	un'operazione di formatura ad		di formatura ad alta temperatura,
	alta temperatura, lavorazione a		lavorazione a freddo e
	treddo e invecchiamento		invecchiamento artificiale

Facendo riferimento a Tabella 2, i principali meccanismi di rafforzamento sono 2, e quindi si distinguono:

- Leghe da incrudimento;
- Leghe da trattamento termico.

2.1.1. Leghe da incrudimento

Le leghe da incrudimento sono leghe in cui non si formano precipitati solubili e gli elementi di lega tendono ad essere stabili quando disciolti in soluzione solida, per cui il fenomeno della precipitazione non può essere utilizzato come meccanismo di rafforzamento. Per queste leghe, i meccanismi di rafforzamento sono 3 [4]:

- Per soluzione solida;
- Per affinamento del grano;
- Per incrudimento.

<u>Serie 5xxx</u>

L'elemento principale di queste leghe è il magnesio. Quest'ultimo, da solo, non è in grado di formare dei precipitati, ma anzi tende a rimanere in soluzione solida: le leghe 5xxx non sono quindi rafforzabili per precipitazione, ma per affinamento del grano, per soluzione solida e per incrudimento [4].

Il rafforzamento per soluzione solida dipende dalla composizione della lega. A tal proposito sono riportate, in Tabella 4, le composizioni di alcune delle leghe maggiormente impiegate nel settore automobilistico [4,6].

Tabella 4: composizione chimica delle leghe 5083 e 5182.	

Lega	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti
5083	0.04	0.04	-	0.64	4.58	0.11	-	0.1
5182	0.07	0.22	0.03	0.26	4.05	-	-	-

Il ciclo produttivo di queste lamiere è il seguente:

- Laminazione a freddo;
- Ricottura;
- Imbutitura;
- Verniciatura;
- Cottura della vernice in forno.

Laminazione a freddo e ricottura vengono eseguiti dal produttore di lamiere, e da essi dipende il rafforzamento per affinamento del grano. Le lamiere vengono consegnate al produttore automobilistico allo stato O, cioè ricotte, e successivamente vengono imbutite. Durante questo processo, le lamiere subiscono un incrudimento che è funzione della deformazione locale. Successivamente si esegue la verniciatura e, subito dopo, la cottura della vernice in forno, generalmente a 180°C per 30 minuti. Quest'ultima fase del ciclo produttivo causa un recovery significativo, soprattutto laddove la deformazione plastica è stata maggiore e ciò può determinare una piccola riduzione della resistenza meccanica [4].

Le leghe della serie 5xxx possono essere interessate dal fenomeno della corrosione intergranulare: in determinate condizioni di temperatura e di carico, il magnesio, che di solito è stabile in soluzione solida, tende a precipitare sui bordi di grano formando dei composti intermetallici con l'alluminio e riducendone la resistenza alla corrosione [4].

Le leghe 5xxx vengono generalmente utilizzate per la realizzazione di pannelli interni della scocca perché interessate dall'effetto Portevin-Le Chatelier che si manifesta macroscopicamente con delle bande di deformazione anti-estetiche, anche dette stretcher-strain marks. I componenti sui quali sono osservabili queste bande di deformazione, sono caratterizzati da delle curve di trazione seghettate, come quella riportata in Figura 6 [6].



Figura 6: curve di trazione di una lamiera in lega d'alluminio 5083-O a varie temperature, espresse in K, alla velocità di deformazione di 5,56x10⁻⁵.

Come si evince da Figura 6, l'effetto Portevin-Le Chatelier si manifesta solo in alcune particolari condizioni di temperatura e velocità di deformazione. In Figura 7 [6] viene ad esempio riportato l'intervallo entro il quale compaiono le st-st marks per la lega 5083-O.



Figura 7: intervallo di temperatura e velocità di deformazione entro il quale compaiono le st-st marks per la lega 5083-O.

La comparsa delle st-st marks, e quindi l'effetto Portevin-Le Chatelier, è solo la manifestazione macroscopica di un fenomeno microscopico, cioè lo strain aging dinamico, o DSA. Il DSA è causato dalla presenza di atomi di soluto in soluzione solida, in questo caso gli atomi di Mg, che tendono ad occupare le linee di dislocazione, bloccandole [17]. Quando succede, il reticolo cristallino oppone una maggior resistenza al moto delle linee di dislocazione: ecco perché le curve di trazione presentano l'andamento seghettato riportato in Figura 6. Per evitare che il DSA si verifichi, basta fare in modo che le linee di dislocazione si muovano più rapidamente degli atomi di soluto, cioè utilizzare una velocità di deformazione maggiore, come si evince anche da Figura 8.

2.1.2. Leghe da trattamento termico

Il meccanismo di rafforzamento principale per queste leghe è legato a forma, numero e dimensione dei precipitati delle seconde fasi: il rafforzamento è tanto maggiore quanto più piccoli, più numerosi e più uniformemente distribuiti sono i precipitati.

Il processo di rafforzamento avviene in 3 fasi [4]:

- Solubilizzazione, cioè un mantenimento ad alta temperatura, generalmente superiore ai 500°C, affinchè le seconde fasi solubili si sciolgano e gli elementi di lega entrino nella soluzione solida della matrice;
- Tempra, cioè un raffreddamento rapido a temperatura ambiente per mantenere la soluzione solida in condizioni metastabili. Siccome l'alluminio non ha forme allotropiche, non avvengono trasformazioni di fase durante il raffreddamento che possano indurre tensioni residue, quindi si può utilizzare il mezzo di tempra più drastico. Mentre negli acciai la soluzione solida derivante da un processo di tempra corrisponde alla condizione di maggior durezza e minor duttilità, nell'alluminio corrisponde alla condizione di maggior duttilità e minor durezza. In più, la tempra dell'alluminio comporta una frazione di vacanze reticolari elevata, utili per la diffusione e la precipitazione degli elementi di lega;
- Invecchiamento naturale, cioè a temperatura ambiente, o invecchiamento artificiale, ad una temperatura maggiore. In quest'ultima fase, si formano precipitati con caratteristiche (forma, dimensione e distribuzione) dipendenti da temperatura e tempo.

Un altro aspetto importante, legato al rafforzamento di queste leghe, è rappresentato dalla coerenza dei precipitati. Con il termine "coerenza" si intende la capacità del reticolo cristallino della matrice di alluminio di deformarsi per accogliere le seconde fasi, cioè di dar luogo ad una determinata relazione tra le 2 strutture cristallografiche. Questa deformazione produce delle micro-tensioni tra matrice e seconde fasi che sono positive ai fini del rafforzamento. Quando la dimensione dei precipitati cresce, la capacità della matrice di deformarsi per accogliere le seconde fasi diminuisce, i precipitati diventano quindi prima semi-coerenti e poi incoerenti e le micro-tensioni diminuiscono fino a scomparire del tutto. Le seconde fasi primarie e secondarie sono troppo grossolane per dar luogo a queste micro-tensioni e quindi sono incoerenti. In Figura

8 [4] sono riportati, schematicamente, precipitati con interfaccia coerente e incoerente, rispettivamente.



Figura 8: precipitati coerenti, sopra, e incoerenti, sotto.

Durante l'invecchiamento, a temperatura costante, le sequenze di precipitazione delle seconde fasi sono le seguenti:

- Zone GP (di Guinier e Preston), cioè raggruppamenti locali di atomi di soluto, con dimensione di pochi atomi;
- Precipitati metastabili, con interfacce coerenti;
- Precipitati di equilibrio, con interfacce incoerenti.

La massima resistenza meccanica si ottiene con precipitati metastabili, coerenti e di piccola dimensione, nell'ordine del nanometro. Se il trattamento prosegue ulteriormente, la resistenza meccanica diminuisce a causa della transizione verso i precipitati di equilibrio, più grandi e incoerenti. È quindi fondamentale scegliere correttamente durata e temperatura del processo di invecchiamento affinchè si possano ottenere le proprietà meccaniche desiderate.

In Tabella 5 [4] sono sintetizzate le caratteristiche delle seconde fasi presenti nelle leghe di alluminio.

Tabella 5: seconde fasi nelle leghe di alluminio.

Seconde fasi	Ordini di grandezza
Seconde fasi primarie (solubili o insolubili), formate durante la solidificazione	10 µm
Seconde fasi secondarie, precipitate durante l'omogeneizzazione	1 µm
Precipitati, formati durante l'invecchiamento (naturale o artificiale)	0.01-0.1 μm

Serie 6xxx

Gli elementi principali delle leghe appartenenti alla serie 6xxx sono silicio e magnesio. La presenza del silicio è molto importante perché tende a precipitare formando dei composti intermetallici con il magnesio: la serie 6xxx è quindi rafforzabile per precipitazione.

In tabella 6, sono riportate le composizioni di alcune tra le leghe più utilizzate in ambito automobilistico [7].

Tabella 6:	composizione	chimica	delle	leghe	6016 e	6061.
rasena or	composizione	ennea	aciic		00100	0001.

Lega	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Altro
6016	1.03	0.25	0.06	0.15	0.42	0.02	<0.15
6061	0.62	0.35	0.2	0.08	0.95	0.15	<0.15

Le lamiere vengono fornite in condizione T4 al produttore d'auto, quindi, dopo la laminazione a freddo, si eseguono solubilizzazione e invecchiamento naturale, per ottenere delle proprietà meccaniche più stabili prima di eseguire le altre lavorazioni.

Appena dopo la solubilizzazione, le leghe 6xxx posseggono una buona formabilità e un basso ritorno elastico, ciò le rende particolarmente adatte per la produzione di parti complesse e ad elevata precisione dimensionale [7].

Affinchè queste leghe mantengano una buona formabilità, è molto importante che l'intervallo di tempo tra la solubilizzazione e l'imbutitura non sia molto lungo perché i fenomeni di precipitazione potrebbero determinare un aumento della resistenza meccanica della lamiera tale da non rendere possibile lavorazioni per deformazione plastica [4].

In servizio, però, è richiesto che queste leghe posseggano una buona resistenza . Per ottenere le proprietà meccaniche desiderate, basta eseguire il ciclo di cottura della vernice che ha il ruolo di un secondo invecchiamento, in questo caso artificiale [7].

Ricapitolando, le fasi del ciclo produttivo delle leghe 6xxx, a partire dalla laminazione a freddo, sono le seguenti:

- Solubilizzazione;
- Invecchiamento naturale;
- Imbutitura;
- Verniciatura;
- Ciclo di cottura della vernice.

Anche se le leghe della serie 5xxx posseggono una resistenza maggiore allo stato ricotto rispetto alle leghe 6xxx, soffrono dell'effetto Portevin-Le Chatelier e del DSA che causa le st-st marks e compromettono la qualità superficiale del componente. Ciò non succede nelle leghe 6xxx perché gli atomi di Mg sono presenti in quantità minore e solitamente formano legami con gli atomi di Si, dando luogo a dei precipitati. Per questo motivo vengono impiegate per la realizzazione di pannelli esterni della carrozzeria [5].

Per le leghe 6xxx, così come per tutte le altre leghe da trattamento termico, non è inusuale soffrire del fenomeno della precipitazione dinamica. Tale fenomeno si manifesta ad esempio durante le prove di trazione ad alta temperatura e dipende dai tempi di mantenimento alla temperatura prestabilita prima di eseguire la prova: maggiore è il tempo di mantenimento della lega. Anche la velocità di deformazione influisce su questo fenomeno: se la prova di trazione dura molto, cioè se la velocità di deformazione è bassa, c'è più tempo per far sì che questi fenomeni di precipitazione abbiano luogo [7].

<u>Serie 7xxx</u>

Le leghe appartenenti alla serie 7xxx sono state finora impiegate prevalentemente nel settore aeronautico, grazie alla loro elevata resistenza specifica. I principali elementi di lega sono zinco, magnesio e rame che danno luogo a fenomeni di precipitazione molto complessi che determinano un grande potenziale d'invecchiamento [4].

In Tabella 7 si riportano alcuni esempi di leghe della serie 7xxx [8].

Lega	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Cr	Ti	Zr	Altro
7075	0.19	0.11	1.50	0.04	2.64	6.06	0.18	0.04	0.02	Max
										0.03

Tabella 7: composizione chimica delle leghe 7021 e 7075.

7021	Max	Max	Max	Max	1.60-	6.00-	Max	Max	Max	Max
	0.25	0.40	0.16	0.10	2.10	6.80	0.05	0.1	0.18	0.15

Anche le lamiere in lega 7xxx sono fornite in condizione T4, ma a causa dei fenomeni di precipitazione diventano poco formabili a temperatura ambiente già dopo pochi giorni di invecchiamento naturale [9].

Il motivo principale del loro finora scarso impiego nel settore automobilistico è proprio la loro bassa formabilità a temperatura ambiente. Inoltre, a differenza della serie 6xxx in cui il processo di cottura della vernice può sostituire quasi per intero la fase di invecchiamento artificiale, nella serie 7xxx può solo integrarlo [4].

Anche le leghe 7xxx, così come le leghe 6xxx, non soffrono dell'effetto Portevin-Le Chatelier e del DSA, ma possono essere interessate dai fenomeni di precipitazione dinamica.

3. Formatura a tiepido

Nonostante l'alluminio sia caratterizzato da un'ottima combinazione di proprietà, l'acciaio risulta ancora il materiale più impiegato nell'industria automobilistica. Il motivo principale risiede nel costo e nella scarsa formabilità a temperatura ambiente dell'alluminio che rende irrealizzabili i processi di formatura a freddo convenzionali, come l'imbutitura profonda. Basti pensare che, mentre l'allungamento a trazione degli acciai per imbutitura profonda è pari a circa il 50%, quello delle leghe di alluminio è minore del 30%, a temperatura ambiente [10].

È stato però dimostrato che la formabilità delle leghe di alluminio migliora sensibilmente ad elevate temperature, come certificano gli studi pionieristici condotti da Finch, risalenti addirittura al 1946, in cui sono riportati i risultati di prove di imbutitura profonda di coppe cilindriche e di scatolati su alcune leghe di alluminio sperimentali, tra cui la lega XB 75S-T, l'odierna lega 7075 [11, 12].

Le varianti di processo più interessanti sono la formatura a caldo e la formatura a tiepido. La principale differenza tra questi 2 processi risiede nell'intervallo di temperatura in cui vengono eseguite le operazioni: al di sopra della temperatura di ricristallizzazione per la formatura a caldo e al di sotto per la formatura a tiepido. In Figura 9 sono riportate le fasi di processo sia per la formatura a tiepido che per la formatura a caldo [13].



Figura 9: ciclo produttivo per formatura a tiepido, sopra, e formatura a caldo, sotto.

Il processo di formatura a caldo è limitato dalla necessità di portare la lamiera alla temperatura di solubilizzazione prima della fase di deformazione e di impiegare degli stampi freddi per consentire un raffreddamento veloce della lamiera, cioè una tempra. Inoltre, dopo la fase di deformazione, la lamiera si trova nella condizione di minor resistenza meccanica e necessita quindi di una fase di invecchiamento artificiale, prima della cottura della vernice [9].

Il processo di formatura a tiepido non richiede invece la solubilizzazione della lamiera e la fase di riscaldamento e di deformazione possono anche essere eseguite nello stesso dispositivo. Siccome la lamiera viene portata a temperature minori della temperatura di ricristallizzazione, circa 180-250°C, si verificano solo fenomeni di recovery e di dissoluzione di alcuni precipitati durante la fase di riscaldamento, che consentono di migliorare la duttilità del componente senza ridurre eccessivamente la sua resistenza meccanica, quindi non è necessario l'invecchiamento artificiale prima della cottura della vernice [13].

Tra i 2 processi sopra descritti, la formatura a tiepido è quello che richiede le minori modifiche delle attuali catene produttive dell'industria automobilistica e quindi risulta più interessante.

3.1. Procedura



Un tipico processo di formatura nell'industria automobilistica è rappresentato dall'imbutitura. In Figura 10 [14] è schematizzata una pressa d'imbutitura, riadattata per la formatura a tiepido.

Figura 10: tipica pressa d'imbutitura, riadattata per la formatura a tiepido.

Come si evince da Figura 10, il punzone viene movimentato grazie ad una traversa, il premilamiera viene mantenuto in una posizione fissa, mentre lo stampo viene mosso verso l'alto tramite dei pistoni idraulici. Rispetto ad un setup tradizionale di formatura a freddo, sono presenti degli elementi riscaldanti, ad esempio delle resistenze elettriche, che consentono di portare la strumentazione alla temperatura desiderata [14].

Una volta portata la strumentazione a temperatura, la lamiera viene interposta tra stampo e premilamiera e bloccata saldamente applicando una pressione di serraggio. Grazie al suo ridotto spessore, e quindi alla sua bassa inerzia termica, la lamiera raggiunge brevemente la temperatura della strumentazione circostante. Successivamente hanno inizio le operazioni di imbutitura con il punzone che inizia a traslare verso il basso e a deformare la lamiera. La sua corsa si arresta quando viene raggiunta la profondità d'imbutitura impostata [14].

La formabilità della lamiera dipende dalla temperatura a cui avviene la deformazione, ma non solo, di seguito sono riportati i fattori che la influenzano:

- Temperatura;
- Velocità di deformazione;
- Gradienti termici;
- Pressione di serraggio.

3.1.1. Effetto di temperatura e velocità di deformazione

Per meglio comprendere come temperatura e velocità di deformazione influenzino la formabilità di una lamiera in lega di alluminio, può essere utile far riferimento all'equazione costitutiva di Backofen [15], che modellizza il comportamento di un provino sottoposto a trazione:

$$\sigma = C \cdot \epsilon^n \cdot \dot{\epsilon}^m$$

In cui:

- σ : tensione ingegneristica a trazione;
- *C*: coefficiente di resistenza del materiale;
- ϵ : deformazione ingegneristica;
- *ċ*: velocità di deformazione;
- *n*: coefficiente di incrudimento;
- *m*: coefficiente di sensitività alla velocità di deformazione.

In accordo con quest'equazione, la tensione necessaria per deformare il provino è funzione sia della deformazione stessa che della velocità di deformazione. I coefficienti n ed m assumono un ruolo molto importante perché da essi dipende la formabilità del materiale, o meglio, la sua duttilità.

Il coefficiente *n* controlla la resistenza del materiale nel subire ulteriori deformazioni plastiche dopo lo snervamento, al crescere di n aumenta la resistenza del materiale.

Il coefficiente *m* controlla invece i fenomeni di strizione legati alla deformazione, cioè previene la formazione di un collo localizzato di strizione, al crescere di *m* aumenta la duttilità del materiale [19].

In Figura 11 e 12 [15] si riportano le misurazioni dei coefficienti sopra descritti, eseguite durante delle prove di trazione uniassiale di un provino in lega 5083-O.



Figura 11: effetto di temperatura e velocità di deformazione sul coefficiente n di un provino in lega 5083-O, misurato in prove di trazione.



Figura 12: effetto di temperatura e velocità di deformazione sul coefficente m di un provino in lega 5083-O, misurato in prove di trazione.

È evidente la dipendenza di *n* ed *m* da temperatura e velocità di deformazione, in particolare si può dedurre che:

- Al crescere della temperatura, *n* diminuisce, mentre *m* aumenta;
- Al crescere della velocità di deformazione, n aumenta, mentre m diminuisce;
- A temperatura ambiente, *n* ed *m* sono quasi costanti al variare della velocità di deformazione, in particolare gli effetti di *m* sul comportamento del materiale sono trascurabili.

La condizione di massima duttilità si ottiene quindi ad alte temperature e a basse velocità di deformazione.

3.1.2. Effetto del gradiente termico

Per quanto detto nel paragrafo 3.1.1., la formabilità aumenta con la temperatura, ciò si evince anche da Figura 13 [14], in cui sono riportate le misurazioni della profondità d'imbutitura relativa a 3 differenti leghe: 5182 con aggiunta dell'1% di Mn, 5754 e 6111-T4.



Figura 13: effetto della temperatura sulla profondità d'imbutitura in condizioni isotermiche.

In Figura 13 si fa riferimento a condizioni isotermiche, quando cioè tutta la strumentazione, costituita da punzone, stampo inferiore e premilamiera, o stampo superiore, è alla stessa temperatura.

La profondità d'imbutitura migliora ulteriormente in condizioni di gradiente termico, quando la temperatura del punzone è diversa rispetto a quella di stampo superiore e inferiore, ciò si evince da Figura 14 [14], in cui si fa riferimento alle stesse 3 leghe di Figura 13.



Figura 14: effetto della variazione di temperatura del punzone e degli stampi sulla profondità d'imbutitura di lamiera in lega: a) 5754, b) 5182+Mn, c)6111-T4.

La profondità d'imbutitura maggiore si ottiene quando la temperatura del punzone è minore di circa 50°C rispetto alla temperatura degli stampi.

Questo risultato va interpretato alla luce dei fenomeni di variazione dello spessore che interessano la lamiera: durante il processo d'imbutitura, la lamiera è sottoposta a delle tensioni che causano un aumento del suo spessore nella zona della flangia, cioè nella zona bloccata tra stampo e premilamiera, e ad una sua riduzione nella parete cilindrica dell'imbutito [11].

Se il punzone è più freddo rispetto agli stampi, la riduzione di spessore nella parete cilindrica dell'imbutito è meno marcata rispetto alla condizione isotermica, grazie ad un maggior effetto d'incrudimento: ciò consente di ottenere delle profondità d'imbutitura maggiori [11]. Ecco perché si utilizzano sistemi di raffreddamento ad acqua per mantenere la temperatura del punzone minore rispetto a quella degli stampi.

3.1.3. Effetto della pressione di serraggio

Anche la pressione di serraggio gioca un ruolo importante nell'influenzare la formabilità delle lamiere in lega d'alluminio. In Figura 15 [14] si valuta l'effetto della variazione della pressione di serraggio sulla profondità d'imbutitura, con differenti settaggi di temperatura stampi-punzone, per lamiere in leghe d'alluminio 5754, 5182+Mn e 6111-T4.



Figura 15: effetto della pressione di serraggio sulla profondità d'imbutitura, con differenti settaggi di temperatura stampi-punzone per lamiera in lega: a) 5754, b) 5182+Mn, c) 6111-T4.

Si evince che, al crescere della pressione di serraggio, la profondità d'imbutitura generalmente decresce perché si ostacola il flusso di metallo attraverso la cavità dello stampo. Ciò è vero soprattutto alle temperature maggiori e in condizioni isotermiche.

A basse temperature, in condizioni di gradiente termico, appare un massimo locale in corrispondenza di pressioni di serraggio intermedie. Quindi la profondità d'imbutitura smette di decrescere e, per alcune leghe, addirittura comincia ad aumentare, prima di diminuire ulteriormente. Questo particolare andamento della curva è causato dalla formazione di grinze circonferenziali, riportate in Figura 67, a basse pressioni di serraggio, che ostacolano il flusso metallico nel corso delle operazioni d'imbutitura.



Figura 16: grinze circonferenziali.

A pressioni di serraggio intermedie, le grinze scompaiono, ecco perché si ha una momentanea ripresa della profondità d'imbutitura [14].

3.2. Pre-invecchiamento

I tradizionali cicli di cottura della vernice eseguiti nel settore automobilistico non sono adatti per ottenere il picco d'invecchiamento, corrispondente alla condizione T6, nelle leghe di alluminio, soprattutto per la serie 7xxx, che richiede tempi d'invecchiamento molto lunghi [9].

Al fine di migliorare la risposta del materiale al ciclo di cottura della vernice, Österreicher ha proposto un ciclo produttivo alternativo, riportato in Figura 17 [9].



Figura 17: ciclo alternativo.

Questo ciclo viene eseguito su di una lamiera di spessore 2 mm in lega d'alluminio 7075, fornita in condizioni T6 e consiste in:

- Solubilizzazione a 480°C per 15 minuti, in forno pre-riscaldato;
- Tempra in acqua;
- Pre-invecchiamento a 120°C per 2 ore;
- Raffreddamento in aria fino a temperatura ambiente;
- Imbutitura profonda, eseguita nell'intervallo di temperatura tipico dei processi di formatura a tiepido;
- Ciclo di cottura della vernice a 185°C per 20 minuti.

L'impiego di una lamiera pre-invecchiata, rispetto ad una in condizione T6, sortisce un effetto benefico sulle prestazioni da imbutitura, come si evince da Figura 18 e 19 [8].



Figura 18: variazione della micro-durezza Vickers per lamiera in condizione T6, pre-invecchiata, solubilizzata e temprata in acqua, rispettivamente.



Figura 19: variazione della profondità d'imbutitura in funzione della temperatura, per lamiere in condizioni T6 e pre-invecchiate, rispettivamente.

In Figura 18 viene mostrata la variazione della micro-durezza Vickers, misurata nel corso di 3 anni, su lamiere in 3 differenti condizioni:

- Condizione T6;
- Solubilizzata e pre-invecchiata;
- Solubilizzata.

Osservando il grafico, si può asserire che la lamiera pre-invecchiata rappresenta la scelta migliore per eseguire processi di deformazione plastica perché la sua micro-durezza è minore rispetto a quella della lamiera in condizioni T6 e si mantiene pressochè costante nel tempo. La lamiera solubilizzata non è invece adatta all'impiego in processi di deformazione perché la sua micro-durezza è molto variabile nel tempo.

In Figura 19 si conferma la bontà della scelta di una lamiera pre-invecchiata rispetto ad una in condizioni T6, confrontando le prestazioni d'imbutitura al variare della temperatura: la lamiera pre-invecchiata raggiunge delle profondità d'imbutitura maggiori.

Per approfondire ulteriormente il comportamento del materiale ad alte temperature, si possono osservare le curve ricavate dall'esecuzione di prove di trazione a diverse temperature e velocità, riportate in Figura 20 [9].



Figura 20: curve di trazione a diverse temperature per provette in lega 7075: a) T6, 0,006 s⁻¹; b) pre-invecchiate, 0,006 s⁻¹; c) T6, 1 s⁻¹; d) pre-invecchiate, 1 s⁻¹.

Osservando le curve si può evidenziare che:

- Alla velocità di deformazione di 0.006 s⁻¹, la tensione ingegneristica diminuisce e la deformazione ingegneristica aumenta con l'aumentare della temperatura;
- Alla velocità di deformazione di 1 s⁻¹, la tensione ingegneristica diminuisce al crescere della temperatura, anche la deformazione diminuisce fino a 180°C, se comparata con la deformazione a temperatura ambiente, per poi aumentare alle temperature maggiori;
- L'effetto sulla deformazione è più pronunciato allo stato T6;
- Le provette pre-invecchiate mostrano generalmente un incrudimento maggiore rispetto a quelle in condizioni T6, questa differenza diventa meno pronunciata al crescere della temperatura.

In Figura 21 [9], infine, si confrontano le proprietà meccaniche della lamiera in condizioni T6 (a) e pre-invecchiata (b), prima e dopo la formatura a tiepido.



Figura 21: curve di trazione prima e dopo la formatura a tiepido e il seguente ciclo di cottura della vernice per provette in lega 7075: a) T6, b) pre-invecchiate.

Come si evince da Figura 21, la resistenza meccanica della lamiera in condizioni T6, che è stata formata a tiepido e ha subito un ciclo di cottura della vernice, è circa il 90% rispetto alla resistenza iniziale, cioè quella della lamiera al picco d'invecchiamento. La lamiera pre-invecchiata, dopo il ciclo produttivo, presenta invece una resistenza meccanica che è pari a circa il 95% rispetto alla resistenza iniziale: si può concludere che, impiegando una lamiera pre-invecchiata, la formatura a tiepido e il ciclo di cottura della vernice migliorano la resistenza meccanica.
4. Procedura sperimentale e risultati

Delle provette in lega di alluminio sono state opportunamente trattate e sottoposte a delle prove di trazione a diverse temperature.

Per valutare eventuali cambiamenti delle proprietà meccaniche apportati dalle prove di trazione, sono stati prelevati dei campioni, sottoposti a inglobatura, lucidatura e attacco metallografico per eseguire analisi metallografiche, di microdurezza e diffrattometriche.

I trattamenti termici e la preparazione metallografica sono stati eseguiti presso il laboratorio trattamenti termici e preparazione metallografica nel dipartimento DISAT.

Le prove di trazione sono state eseguite presso il laboratorio J-Tech@PoliTO, nel dipartimento DIGEP.

Le analisi metallografiche e di microdurezza sono state eseguite presso il laboratorio di microscopia ottica, nel dipartimento DISAT.

Le analisi diffrattometriche sono state infine eseguite presso il laboratorio di diffrattometria, anch'esso situato nel dipartimento DISAT.

4.1. Materiali

Il materiale a disposizione è costituito da:

- 16 provette in lega 6016, di spessore pari a 1,3 mm;
- 16 provette in lega 7021, di spessore pari a 3,8 mm;
- Bandelle di lamiera da cui sono state ricavate le provette.

Si faccia riferimento a Tabella 6 e 7 per le composizioni chimiche. In Figura 22 è invece schematizzata la geometria delle provette, definite ad "osso di cane".



Figura 22: geometria delle provette.

Non tutto il materiale a disposizione è stato impiegato.

4.2. Trattamenti termici

Prima di essere sottoposte a prova di trazione, le provette sono state trattate termicamente: tutte le provette in lega 6016 sono state solubilizzate e pre-invecchiate, una metà delle provette in lega 7021 sono state solubilizzate e pre-invecchiate, mentre l'altra metà è stata solo solubilizzata. Anche le bandelle di lamiera sono state sottoposte a solubilizzazione e pre-invecchiamento.

Il trattamento di solubilizzazione è stato eseguito in un forno a muffola IONOS 501, riportato in Figura 23, impostando i seguenti parametri di temperatura e durata:

- 515°C per 2 ore e tempra in acqua per la lega 7021 ;
- 540°C per 2 ore e tempra in acqua per la lega 6016.



Figura 23: forno a muffola IONOS 501.

Le provette, prima di essere inserite nel forno, sono state disposte come in Figura 24, così da consentirne una più facile movimentazione.



Figura 24: disposizione delle provette.

Il trattamento di pre-invecchiamento è stato eseguito in acqua in ebollizione, quindi alla temperatura di 100°C, per una durata di 20 minuti così da facilitare la formazione di clusters di soluto e favorire l'invecchiamento.

4.3. Prove di trazione

Le prove di trazione sono state eseguite tramite una macchina di prova universale Zwick-Roell Z050 THW.

La macchina è costituita da:

- Una cella di carico da 50 kN;
- Una traversa mobile, in grado di raggiungere velocità fino a 600 mm/min;
- Afferraggi, che consentono il bloccaggio delle provette ad "osso di cane";
- Un forno, in grado di raggiungere una temperatura massima di 1200°C, la cui velocità di riscaldamento massima è di 20°C/min;
- 3 termocoppie per misurare la temperatura della provetta;
- 3 termocoppie per misurare la temperatura del forno;
- Un estensimetro laser, con movimento a bandiera, in grado di misurare la deformazione della provetta.

In Figura 25, 26 e 27 sono riportati alcuni dettagli della macchina.



Figura 26: macchina di prova con provetta bloccata tra gli afferraggi.



Figura 25: macchina in funzione.



Figura 27: estensimetro laser.

Quando viene eseguita una prova di trazione ad alta temperatura, il forno viene richiuso attorno alla provetta e inizia la fase di riscaldamento fino alla temperatura impostata. La fase di riscaldamento corrisponde ad un transitorio termico, in cui, quando la temperatura si avvicina a quella impostata, la velocità di riscaldamento inizia a diminuire, in modo da raggiungere una condizione di stabilità termica. Appena raggiunta la condizione di stabilità, ha automaticamente inizio la fase di deformazione della provetta.

Operando in questo modo, i tempi di riscaldamento risultano troppo lunghi e quindi non compatibili con quelli impiegati per completare un ciclo di produzione nell'industria dell'auto. Si è quindi deciso di impostare una temperatura maggiore, nell'ordine di 50-75°C in più, rispetto a quella a cui effettivamente eseguire la prova di trazione così da evitare riduzioni eccessive della velocità di riscaldamento e ridurre così i tempi. Quando viene raggiunta la temperatura desiderata, la fase di riscaldamento viene stoppata manualmente e viene fatta partire la prova di trazione. Ciò comporta che, a causa dell'inerzia termica, la temperatura continui ad aumentare durante la fase di deformazione, ma tale aumento risulta essere nell'ordine di pochi gradi e quindi tale da non alterare i risultati ottenuti.

4.3.1. Piano di lavoro

In Tabella 8 è riportato il piano di lavoro.

Tabella 8: piano di lavoro.

Lega	Temperatura (°C)	Numero di prove eseguite	Velocità della traversa (mm/min)	Precarico (N)
6016 (solub. e pre-inv.)	RT ¹	2	10	300
pre muy	175	2		
	200	2		
	225	3		
7021 (solub. e	RT	2		
p. c,	175	3		
	200	3		
7021 (solub.)	175	2		

Normalmente, la velocità della traversa è minore rispetto a quella che è stata impostata per l'esecuzione di queste prove, ma, siccome l'obiettivo di tale studio è verificare l'applicabilità dei processi di formatura a tiepido nell'industria automobilistica, è stata imposta una velocità della traversa che simulasse la velocità con cui vengono eseguiti i processi in un normale ciclo di produzione automobilistico.

¹ RT: room temperature.

4.3.2. Curve di trazione della lega 6016



In Figura 28 si riportano le curve di trazione ottenute dalle provette in lega 6016.

Figura 28: curve di trazione ottenute dalle provette in lega 6016.

Facendo riferimento a Tabella 8, sono state quindi eseguite 9 prove di trazione impiegando provette in lega 6016, tutte precedentemente solubilizzate e pre-invecchiate.

In Tabella 9 sono riportati i parametri principali ricavati dalle curve di trazione cioè:

- Tensione di snervamento;
- Tensione a rottura;
- Deformazione uniforme;
- Deformazione a rottura.

Temperatura (°C)	Provetta	R _{p0.2} (MPa)	R _m (MPa)	€ _u (%)	€ _r (%)
RT	1	89	199	23,6	26,1
	2	93	202	23,2	25,6
175	1	96	168	16,9	17,6
	2	97	183	14,3	18,1
200	1	97	177	19,6	23,4
	2	97	170	16,4	16,5
225	1	96	166	16,4	17,5
	2	97	171	19,8	24
	3	97	158	19,5	23,9

Tabella 9: parametri principali delle curve di trazione delle provette in lega 6016.

In base a quanto riportato in Figura 28 e Tabella 9 ed escludendo le curve tratteggiate, si può affermare che:

- Le curve di trazione ripetute sono molto vicine per tutte le temperature, tranne che per 200°C. Confrontando le 2 curve a 200°C, queste sono quasi sovrapponibili fino ad una certa deformazione, successivamente mentre una prosegue, l'altra si interrompe bruscamente. Ciò potrebbe suggerire che si sia verificata rottura prematura della provetta nell'esecuzione della seconda prova: occorrerebbe ripeterla;
- Le curve di trazione a temperatura ambiente risultano essere le più ripetibili in quanto sono quasi perfettamente sovrapponibili, probabilmente perché la lega 6016 è stata formulata per essere sottoposta a processi di deformazione plastica proprio a temperatura ambiente;
- La tensione di snervamento cresce leggermente da temperatura ambiente a 175°C, per poi rimanere stabile fino a 225°C, non sembra quindi esserci un'influenza della temperatura;
- La tensione a rottura diminuisce al crescere della temperatura;
- Deformazione uniforme e a rottura diminuiscono da temperatura ambiente a 175°C, per poi aumentare fino a 225°C, rimanendo comunque minori rispetto a quelle a temperatura ambiente;
- Sulla base di questi risultati, la lega 6016 non sembra essere adatta ai processi di formatura a tiepido.

4.3.3. Curve di trazione della lega 7021

In Figura 29 si riportano le curve di trazione ottenute dalle provette in lega 7021.

Facendo riferimento a Tabella 8, sono state eseguite in totale 10 prove di trazione: 8 su provette solubilizzate e pre-invecchiate e 2 su provette solubilizzate. Anche in questo caso, alcune curve sono tratteggiate perché si discostano dalle altre alla stessa temperatura.



Figura 29: curve di trazione ottenute dalle provette in lega 7021.

In Tabella 10 si riportano i parametri principali ricavati dalle curve di trazione anche per le provette in lega 7021. Laddove non specificato, si fa riferimento a provette solubilizzate e pre-invecchiate.

Temperatura (°C)	Provetta	R _{p0.2} (MPa)	R _m (MPa)	€ _u (%)	€r (%)
RT	1	177	318	18,3	18,3
	2	180	320	18,1	18,2
175	1	167	264	18,1	19,1
	2	183	303	21,4	26,6

Tabella 10: parametri principali delle curve di trazione delle provette in lega 7021.

	3	202	305	18,1	25,4
200	1	170	266	15,5	16
	2	173	266	18,8	27,6
	3	190	277	14,1	15,8
175 solo solubilizzato	1	173	282	17,2	18,4
	2	173	285	17,2	19,6

Dai dati soprariportati, si possono trarre le seguenti indicazioni:

- Anche in questo caso, a temperatura ambiente, le curve di trazione sono sovrapponibili
 e, in più, deformazione uniforme e a rottura sono quasi coincidenti, cioè la provetta si
 rompe senza quasi la formazione di un collo di strizione. Ciò suggerisce che la lega 7021
 sia stata formulata per ottimizzare l'allungamento uniforme in processi di deformazione
 a temperatura ambiente;
- La tensione di snervamento non sembra essere particolarmente influenzata dalla temperatura;
- La tensione a rottura diminuisce al crescere della temperatura;
- La deformazione uniforme e a rottura aumentano da temperatura ambiente a 175°C, per poi diminuire a 200°C;
- Le curve di trazione relative alle provette solubilizzate e non pre-invecchiate, sottoposte a prova di trazione a 175°C, presentano dei valori di tensione di snervamento e a rottura, deformazione uniforme e a rottura minori rispetto a quelli delle provette solubilizzate e pre-invecchiate sottoposte a prova di trazione alla stessa temperatura. Le provette solubilizzate richiedono quindi meno energia per essere deformate, ma si deformano meno prima di rompersi;
- I processi di formatura a tiepido, in particolare a 175°C, risultano benefici per la lega 7021, in quanto, rispetto ai processi di formatura a temperatura ambiente, ne migliorano la formabilità;
- A 200°C si ottiene invece un effetto opposto, si potrebbe anche accettare l'ipotesi di un comportamento non uniforme rispetto alla temperatura della lega 7021, ma, guardando alle 3 curve a 200°C, si potrebbe anche ipotizzare che si siano verificate delle rotture premature delle provette, in quanto le curve risultano quasi sovrapponibili fino ad una certa deformazione.

4.4. Campionamento

I campioni sono stati prelevati dalle bandelle di lamiera e dalle provette sottoposte alla prova di trazione alla temperatura maggiore allo scopo di valutare eventuali cambiamenti nella microstruttura mediante l'analisi metallografica. Sono stati quindi prelevati i seguenti campioni:

- 1 dalla bandella di lamiera in lega 6016, precedentemente solubilizzato e preinvecchiato;
- 1 dalla provetta in lega 6016 sottoposta alla prova di trazione a 225°C;
- 1 dalla bandella di lamiera in lega 7021, precedentemente solubilizzato e preinvecchiato;
- 1 dalla provetta in lega 7021 sottoposta alla prova di trazione a 200°C.

I campioni sono stati ricavati dagli afferraggi delle provette.

Il prelievo dei campioni è stato eseguito mediante la troncatrice metallografica Remet TR80 Evolution, riportata in Figura 32.



Figura 30: troncatrice metallografica.

4.5. Inglobatura

L'inglobatura dei campioni può essere eseguita a caldo o a freddo.

L'inglobatura a caldo viene eseguita tramite polimerizzazione di resine termoplastiche. La polimerizzazione di queste resine, cioè il loro indurimento, avviene mediante applicazione di calore e pressione [4].

Siccome la temperatura raggiunta nel corso di questo processo, intorno ai 160-180°C, può influenzare la microstruttura dell'alluminio, si è deciso di praticare l'inglobatura a freddo.

L'inglobatura a freddo avviene mescolando una polvere, costituita da un monomero, e un liquido, cioè l'iniziatore di polimerizzazione. Il mescolamento di queste 2 componenti produce una miscela fluida che può richiedere fino a 24 ore per indurire completamente. Il campione viene nel frattempo posizionato al fondo di uno stampo, con la superficie di interesse a contatto con il fondo. La miscela fluida viene versata sul campione fino a coprirlo interamente e lasciata indurire [4].

In questo caso, per eseguire l'inglobatura a freddo, è stata impiegata la resina Technovit 4071 che ha tempi di polimerizzazione molto più brevi. In Figura 32 si riportano alcuni dei campioni inglobati.



Figura 31: campioni inglobati.

4.6. Lucidatura

La lucidatura viene eseguita per ottenere una superficie piana e liscia, adatta all'osservazione con il microscopio ottico. Le operazioni di lucidatura sono state eseguite su una pulitrice Remet LS2, riportata in Figura 33.



Figura 32: pulitrice metallografica.

Nelle fasi iniziali, la lucidatura si esegue con delle carte abrasive, cioè dei dischi di carta sui quali sono fissati dei granuli di materiale abrasivo. Sul retro di ogni carta abrasiva è riportato un numero, corrispondente alla dimensione dei fori del setaccio utilizzato per la selezione dell'abrasivo. Tanto maggiore è questo numero, tanto minore è la dimensione dell'abrasivo. Le carte maggiormente impiegate nella preparazione metallografica vanno da 60 a 4000 [4].

La carta abrasiva viene bloccata sul disco rotante della pulitrice mediante un anello e il campione viene poggiato su di essa esercitando una certa pressione con lo scopo di asportare

materiale dalla superficie del campione stesso. Un flusso d'acqua raffredda il campione e rimuove il particolato di lucidatura per evitare che ne danneggi la superficie.

Ogni carta produce delle righe sul campione di dimensione proporzionale alla dimensione degli abrasivi. Ad ogni passaggio con una carta successiva, le righe precedenti vengono cancellate e la finitura superficiale del campione aumenta.

La fase finale della lucidatura viene eseguita con delle sospensioni colloidali che contengono delle particelle micrometriche, per ottenere una superficie lucidata a specchio. Le sospensioni impiegate per la lucidatura a specchio dei campioni contenevano particelle di dimensione pari a 3 μ m e 1 μ m. Viene utilizzato un flusso di lubrificante per raffreddare il campione, rimuovere il particolato di lucidatura e mantenere disperse le particelle abrasive [4].

4.7. Attacco metallografico

Per rendere maggiormente visibili i precipitati delle seconde fasi, è stato eseguito l'attacco metallografico mediante il reagente di Keller, costituito da:

- 95 % di acqua;
- 2,5 % di acido nitrico, HNO₃;
- 1,5 % di acido cloridrico, HCl.
- 1 % di acido fluoridrico, HF.

I campioni sono stati inseriti per alcuni minuti all'interno di un recipiente contenente il reagente e, dopo essere stati rimossi, sono stati lavati con acqua per evitare che rimanessero tracce dell'acido sulla superficie.

4.8. Analisi metallografica

Dopo aver eseguito l'attacco metallografico, è finalmente possibile osservare la superficie dei campioni attraverso il microscopio ottico.

La microscopia ottica si basa sulla riflessione di un fascio luminoso prodotto da una lampada. Il fascio passa attraverso un sistema di lenti e un obiettivo, raggiunge la superficie del campione e viene appunto riflessa da essa. La luce riflessa rientra nell'obiettivo, passa attraverso la testa binoculare e va agli oculari o alla videocamera. Per eseguire le analisi metallografiche, è stato impiegato un microscopio ottico invertito, riportato in Figura 34.



Figura 33: microscopio ottico invertito impiegato per le analisi metallografiche.

In un microscopio ottico invertito, il campione viene disposto sul piano di osservazione con la superficie di osservazione rivolta verso il basso: in questo modo si possono osservare campioni di dimensioni maggiori e solo la superficie da osservare deve essere piana. Tramite un sistema di manopole è possibile regolare la messa a fuoco, la luminosità, il contrasto e l'ingrandimento delle immagini.

Di seguito, si riportano le immagini delle superfici osservate.

4.8.1. Analisi metallografica della lega 6016

In Figura 34 si confrontano le immagini relative alla superficie osservata del campione estratto dalla bandella di lamiera in lega 6016, solubilizzata e pre-invecchiata, a sinistra, e del campione estratto dall'afferraggio della provetta in lega 6016, sottoposta a prova di trazione a 225°C.



Figura 34: metallografia ottica della lega 6016 allo stato solubilizzato e pre-invecchiato, a sinistra, e dopo la prova di trazione a 225°C, a destra, con ingrandimento crescente.

Dal confronto tra i 2 campioni, non si evincono particolari differenze nella dimensione e nel numero dei precipitati. Si può quindi concludere che la prova di trazione eseguita alla temperatura maggiore non ha apportato cambiamenti significativi, osservabili al microscopio ottico, alla microstruttura pre-esistente, di conseguenza non sono state necessarie ulteriori analisi sulle provette sottoposte alle prove di trazione a temperatura minore, cioè a 175°C e 200°C.

4.8.2. Analisi metallografica della lega 7021

In Figura 35 si confrontano le immagini relative alla superficie osservata del campione estratto dalla bandella di lamiera in lega 7021, solubilizzata e pre-invecchiata, e del campione estratto dall'afferraggio della provetta in lega 7021, sottoposta a prova di trazione a 200°C.



Figura 35: metallografia ottica della lega 7021, allo stato solubilizzato e pre-invecchiato, a sinistra, e dopo la prova di trazione a 200°C, a destra, con ingrandimento crescente.

Anche in questo caso, così come per la lega 6016, il confronto tra i 2 campioni non ha evidenziato particolari differenze, osservabili al microscopio ottico, nel numero e nella dimensione dei precipitati, di conseguenza non sono state necessarie ulteriori indagini sulle provette sottoposte a prova di trazione a temperatura minore.

Da notare che, sui campioni della lega 7021, l'attacco metallografico ha messo in evidenza anche i bordi di grano dai quali si possono trarre informazioni sull'incrudimento: i grani visibili sulla superficie del campione ricavato dalla provetta sottoposta a prova di trazione a 200°C non presentano evidenti segni di incrudimento, probabilmente perché il campione è stato estratto dall'afferraggio della provetta, cioè dalla zona che ha subito la deformazione minore.

4.9. Microdurezza Vickers

Allo scopo di verificare se le prove di trazione hanno determinato variazioni di durezza superficiale, si è proceduto con la misura della microdurezza Vickers sulle provette impiegate.

Per misurare la microdurezza Vickers, si impiega un penetratore di forma piramidale e con angolo al vertice di 136°. Il penetratore viene spinto su di un campione con un carico di prova lasciando un impronta su di esso, come riportato in Figura 47 [4].



Figura 36: esecuzione delle misurazioni di microdurezza.

Dalla misura delle diagonali dell'impronta, si ricava la microdurezza della superficie: maggiore è la dimensione dell'impronta lasciata dal penetratore ad una forza di prova predefinita, più il materiale testato è morbido.

Nelle prove di microdurezza, il carico di prova può raggiungere un massimo di 1 kg, mentre nelle prove di durezza può essere anche di centinaia di kg. Il microdurometro è equipaggiato con un microscopio ottico che consente di selezionare, a livello microscopico, la zona di misura e di valutare l'impronta, ciò implica che la superficie del campione debba essere opportunamente preparata. In Figura 48 è riportato il microdurometro impiegato per le analisi di microdurezza.



Figura 37: microdurometro impiegato per le analisi di microdurezza.

4.9.1. Analisi di microdurezza della lega 6016

Si ricorda che, per la lega 6016, sono state eseguite prove di trazione a 4 differenti temperature, cioè temperatura ambiente, 175°C, 200°C e 225°C.

L'analisi di microdurezza è stata condotta prendendo in esame una provetta per temperatura, misurando la microdurezza in 3 zone specifiche della provetta:

- Afferraggio;
- Tratto utile;
- Zona di strizione.

In aggiunta a queste, è stata misurata la microdurezza relativa al campione estratto dalla lamiera solubilizzata e pre-invecchiata, impiegato per le precedenti analisi metallografiche. Ogni misura è stata ripetuta 5 volte. Il carico impiegato è di 0,3 kgf. In Figura 38, si riporta, a titolo esemplificativo, l'impronta lasciata dal penetratore sulla superficie del campione di lamiera.



Figura 38: impronta del penetratore sul campione di lamiera in lega 6016.

In Tabella 11 si riportano i risultati ottenuti.

Tabella 11: misure di microdurezza della lega 6016.

		HV 1	HV 2	HV 3	HV 4	HV 5	Media	Dev. Standard
								(%)
Lamiera solub. e pre-		62,4	61,9	63	65,3	67,3	63,98	2,03
iı	าง.							
	Afferraggio	72,9	70,9	66 <i>,</i> 6	71,1	69 <i>,</i> 3	70,16	2,11
Campione	Tratto utile	94,7	93,7	94,1	99,3	96,5	95,66	2,06
provato a	Zona di	93.2	95.7	105.4	99.5	104.1	99.58	4.69
KI	strizione	,	,	,		- ,		,
	Afferraggio	71,6	65,3	66,7	70,3	67	68,18	2,37
Campione provato a	Tratto utile	85,4	85,7	84,2	85	80,8	84,22	1,78
175°C	Zona di strizione	94,9	92	90,9	96,1	92,8	93,34	1,90
	Afferraggio	67,5	70,1	67,9	67,2	67,1	67,96	1,11
Campione provato a	Tratto utile	86,9	90	90,6	93,4	84,6	89,1	3,05
200°C	Zona di strizione	95,7	95,3	94,5	92,8	99,7	95,6	2,28
	Afferraggio	72,2	70,3	75,1	73	73,8	72,88	1,61
Campione provato a	Tratto utile	93,9	90,4	92,2	92,4	95,1	92,8	1,60
225°C	Zona di strizione	98,7	100,6	101	104,5	99,9	100,94	1,94



A scopo riassuntivo, in Figura 39, si riporta un grafico in cui si evidenzia la variazione di microdurezza in funzione della temperatura nelle 3 diverse zone prese in analisi.

Figura 39: variazione della microdurezza in funzione della temperatura per la lega 6016.

Analizzando i dati sopra riportati, si possono trarre le seguenti conclusioni:

- A parità di temperatura, la microdurezza può fornire informazioni sull'incrudimento delle diverse zone analizzate sulla stessa provetta: maggiore è la microdurezza e maggiore è l'incrudimento. I risultati ottenuti sono coerenti con quanto accade nelle prove di trazione perché la microdurezza, e quindi l'incrudimento, cresce spostandosi dalla zona degli afferraggi alla zona di strizione, con il tratto utile che presenta valori intermedi;
- La microdurezza del campione di lamiera TT non coincide con quella misurata sull'afferraggio della provetta sottoposta a prova di trazione a temperatura ambiente, con la prima che è minore rispetto alla seconda, probabilmente perché l'afferraggio ha subito un po' di incrudimento nel corso della prova di trazione;
- La microdurezza si riduce lievemente tra la prova di trazione a temperatura ambiente e quella a 175°C. Successivamente si può osservare un trend di crescita con la temperatura, probabilmente dovuto a fenomeni di invecchiamento, che determinano la formazione di precipitati semicoerenti. Questo aumento è comunque molto contenuto, per cui si può concludere che i processi di formatura a tiepido non abbiano apportato significative variazioni di microdurezza.

4.9.2. Analisi di microdurezza della lega 7021

Per le analisi di microdurezza sulla lega 7021 si è seguito lo stesso criterio delle analisi sulla lega 6016: è stata presa una provetta per temperatura e sono state misurate le impronte relative alla zona degli afferraggi, del tratto utile e della strizione. In aggiunta a queste, è stata misurata anche la microdurezza del campione di lamiera solubilizzato e pre-invecchiato, precedentemente impiegato per le analisi di microdurezza. Ogni misura è stata ripetuta 5 volte ed è stato impiegato un carico di 0,3 kgf. In Tabella 12 si riportano i risultati ottenuti.

		HV 1	HV 2	HV 3	HV 4	HV 5	Media	Dev.
								Standard
								(%)
Lamiera solub	. e pre-inv.	103,4	105,6	102,1	104,1	99,7	102,98	1,26
	Afferraggio	116,7	112,6	114,4	111,3	112,3	113,46	1,90
Campione provato a RT	Tratto utile	132,4	126,9	131,5	135,7	136	132,5	3,31
protute a m	Zona di	139,4	138,4	134,7	136,4	138,4	137,46	1,69
	strizione							
	Afferraggio	104,3	103,8	104,7	108,7	106,6	105,62	1,81
Campione provato a	Tratto utile	121,9	119,4	118,8	120,8	120,8	120,34	1,11
175°C	Zona di	129,9	124,5	123	118,8	124,5	124,14	3,56
	strizione							
	Afferraggio	105,4	103,4	102,5	101,2	107,5	104	2,22
Campione provato a	Tratto utile	123	109,6	129,9	118,6	117,8	119,78	6,66
200°C	Zona di strizione	121,1	116,4	121,3	119,7	127,2	121,14	3,50
Campione provato a	Afferraggio	92,2	95,7	94,3	96,3	94,9	94,68	1,41
175°C solo	Tratto utile	115,9	111,1	112,8	124,5	113,6	115,58	4,72
solubilizzato	Zona di strizione	114,9	111,1	113,8	119,9	113,6	114,66	2,90



In Figura 41 si mostra come varia la microdurezza in funzione della temperatura.

Figura 40: variazione della microdurezza in funzione della temperatura per la lega 7021.

In base ai risultati ottenuti, si possono trarre le seguenti conclusioni:

- La microdurezza rilevata sugli afferraggi, sul tratto utile e sulla zona di strizione della stessa provetta conferma che la zona maggiormente incrudita è quella in cui si verifica il fenomeno della strizione, mentre la zona meno incrudita è quella degli afferraggi, proprio come per le provette in lega 6016;
- Anche per la lega 7021, la microdurezza del campione di lamiera TT risulta minore rispetto a quella rilevata nella zona degli afferraggi della provetta sottoposta a prova di trazione a temperatura ambiente, probabilmente a causa dell'incrudimento;
- La microdurezza delle provette in lega 7021 diminuisce con la temperatura, probabilmente a causa di fenomeni di sovra-invecchiamento o di una eccessiva crescita dei cristalli. Per questo motivo si è deciso di non eseguire prove di trazione a temperatura maggiore. Va comunque specificato che, nell'intervallo di temperatura entro cui sono state eseguite le prove di trazione, la riduzione di microdurezza è poco significativa, per cui si può concludere che i processi di formatura a tiepido non abbiano apportato sostanziali variazioni di microdurezza;
- La provetta che non ha subito pre-invecchiamento ed è stata sottoposta a prova di trazione a 175°C, presenta dei valori di microdurezza generalmente minori rispetto alla provetta sottoposta alla stessa prova di trazione, ma che ha subito anche il preinvecchiamento, probabilmente perché la mancanza di pre-invecchiamento non ha favorito la formazione di raggruppamenti di soluto. Vanno comunque eseguite ulteriori

indagini al fine di capire se, al crescere della temperatura, hanno luogo fenomeni di rafforzamento oppure di intenerimento, come per le provette pre-invecchiate.

4.10. Diffrattometria ai raggi X

La diffrattometria ai raggi X è una tecnica non distruttiva che studia e misura gli effetti d'interazione tra un fascio di raggi X e la materia cristallina. Analizzando i dati di diffrazione così ottenuti, si ottengono informazioni in merito al reticolo cristallino del campione analizzato.

Il primo impiego di questa tecnica risale ai primi anni del '900 quando Max von Laue scoprì il fenomeno della diffrazione dei raggi X durante l'interazione tra l'energia della radiazione incidente e la materia cristallina. Egli osservò come lo spettro di diffrazione risultante contenesse informazioni fondamentali sulla distribuzione degli atomi nel reticolo cristallino in quanto la lunghezza d'onda dei raggi X è comparabile con la distanza interatomica [18].

I raggi X sono prodotti da un tubo costituito da un'ampolla di vetro, sotto vuoto spinto, nella quale sono contenuti un catodo, di solito in tungsteno, e un anodo formato da una piastrina metallica. Applicando una differenza di potenziale tra catodo e anodo, si genera un campo elettrico acceleratore. La radiazione X prodotta si irraggia in tutto lo spazio tra catodo e anodo e fuoriesce attraverso le 4 finestre laterali.

Quando il fascio colpisce un materiale solido a struttura cristallina provoca la vibrazione degli elettroni che circondano un singolo atomo che, comportandosi da dipoli oscillanti, emettono radiazione elettromagnetica di lunghezza d'onda λ in tutte le direzioni. Le onde diffuse possono interferire sia in modo distruttivo che costruttivo; l'interferenza costruttiva avviene in direzioni specifiche, ossia quando i raggi X sono riflessi da una famiglia di piani atomici reticolari paralleli ed equidistanti. Ciò si verifica solo quando la differenza di cammino ottico della radiazione tra piani cristallini adiacenti è pari alla lunghezze d'onda del fascio incidente. Tale condizione è stabilita e descritta dalla legge di Bragg [18]:

$$\lambda = 2 \cdot d \cdot \sin \theta$$

In cui:

- λ è la lunghezza d'onda dei raggi X incidenti;
- d è la distanza tra i piani cristallini paralleli;
- θ è l'angolo di incidenza dei raggi X rispetto ai piani considerati.

Quindi, quando i raggi X sono in concordanza di fase, perché diffratti da famiglie di piani reticolari secondo la legge di Bragg, si genera uno spettro caratteristico di macchie di diffrazione che possono essere registrate da un rivelatore, e commutate in uno spettro di diffrazione, cioè un diagramma bidimensionale, con una serie di picchi a differenti intensità I, riportati in ordinata, e posizioni angolari 2θ, riportati in ascissa [18].

Conoscendo la lunghezza d'onda della radiazione utilizzata, legata al tipo di anodo metallico presente nel tubo a raggi X, e il valore angolare dei raggi emessi, è possibile risalire alle distanze

dei piani reticolari d che hanno dato luogo al fenomeno di diffrazione e quindi alla natura delle fasi presenti nel campione analizzato. Ogni spettro di diffrazione è specifico per ogni fase cristallina e definisce in maniera univoca la specie analizzata [18].

Un diffrattometro a raggi X è un dispositivo utilizzato per la determinazione dello spettro di diffrazione ed è quindi, per quanto detto precedentemente, dedicato all'analisi delle strutture cristalline. La caratteristica principale di un diffrattometro è la sua geometria. Essa dipende dalla posizione relativa tra la sorgente, il campione e il rivelatore durante la misura. La geometria più diffusa è quella Bragg-Brentano; in tale configurazione la sorgente e il rivelatore ruotano simultaneamente intorno al campione che rimane fisso. La rotazione consente di irradiare il campione con angoli diversi e di intercettare il raggio X rifratto ad un angolo di emissione doppio rispetto a quello incidente. Il goniometro determina la posizione della sorgente e del rivelatore nel corso della misura e quindi l'angolo di incidenza [18]. In Figura 53 è riportato il diffrattometro a raggi X impiegato per le analisi.



Figura 41: diffrattometro a raggi X.

Anch'esso utilizza la geometria di Bragg-Brentano ed è dotato di un anodo di cobalto, caratterizzato da una tensione di 40 kV e attraversato da una corrente di 30 mA, che emette un fascio di raggi X con una lunghezza d'onda di 0,179 nm alla potenza di 1,2 kW.

4.10.1. Analisi diffrattometrica della lega 6016

Per gli studi diffrattometrici sulla lega 6016, sono state prese in esame 2 provette:

- 1. Provetta sottoposta a prova di trazione a temperatura ambiente;
- 2. Provetta sottoposta a prova di trazione a 225°C.

Per ogni provetta sono state analizzate la zona degli afferraggi e il tratto utile. Lo scopo di questo studio è confrontare i risultati ottenuti e appurare eventuali influenze della temperatura su tali risultati.

In figura 42 si riporta il confronto tra lo spettro di diffrazione dell'afferraggio, in nero, e il tratto utile, in blu, per la provetta 1.



Figura 42: confronto tra lo spettro di diffrazione dell'afferraggio, in nero, con lo spettro di diffrazione del tratto utile, in blu, per la provetta 1.

La curva in viola rappresenta invece un'interpolazione dei punti ottenuti sperimentalmente.

Come detto precedentemente, lo spettro di diffrazione fornisce informazioni utili al riconoscimento di una fase, poiché ogni fase è caratterizzata da un solo spettro di diffrazione, ma non solo, perchè fornisce importanti informazioni anche sulla dimensione media dei cristalliti, tramite il parametro FWHM, cioè l'ampiezza a metà altezza di ogni picco: maggiore è il parametro FWHM e minore è la dimensione media dei cristalliti.

In tabella 13, si riporta il valore del parametro FWHM e della corrispondente dimensione media dei cristalliti X_s, cioè i domini che riflettono i raggi X, calcolati dal software utilizzato dal diffrattometro Rigaku per la provetta 1.

	Afferrag	gio (RT)			Tratto ut	ile (RT)	
Angolo 2θ (°)	FWHM	X₅ (nm)	Media X _s (nm)	Angolo 2θ (°)	FWHM	X _s (nm)	Media X₅ (nm)
44,910	0,151	116		44,984	0,215	63	
52,339	0,134	137		52,414	0,254	49	
77,250	0,123	165	151,6	77,315	0,356	36	45
94,147	0,154	139	1	94,180	0,450	32	
99,790	0,137	201]	99,849	0,361	45	

Tabella 13: FWHM e X_s di afferraggio e tratto utile per la provetta 1 in lega 6016.

In tabella 14 si riportano invece i valori di FWHM e X_s per la provetta 2.

	Afferraggio (225°C)			Tratto utile	(225°C)	
Angolo 2θ (°)	FWHM	X _s (nm)	Media X₅(nm)	Angolo 2θ (°)	FWHM	X _s (nm)	Media X _s (nm)
44,503	0,092	>500		44,996	0,222	60	
51,954	0,129	149		52,436	0,217	61	
76,920	0,129	150	233,4	77,340	0,292	46	54
93,824	0,158	132		94,215	0,335	46	
99,503	0,129	236		99,836	0,299	57	

Tabella 14: FWHM e X_s di afferraggio e tratto utile per la provetta 2 in lega 6016.

In Figura 43 è invece riportato un ingrandimento del grafico in cui si confrontano gli spettri di diffrazione degli afferraggi della provetta 1 e 2.



Figura 43: spettro di diffrazione dell'afferraggio della provetta 1, in nero, e della provetta 2, in blu.

Da Figura 43 è evidente che ogni picco è costituito in realtà da 2 picchi , il picco $K_{\alpha 1}$ e il picco $K_{\alpha 2}$. Se questi 2 picchi sono ben distinti, FWHM è piccolo. Al crescere di FWHM i 2 picchi si avvicinano fino a diventare indistinguibili.

Infine, in Figura 44, si riporta un altro dettaglio del diagramma in cui si confrontano lo spettro di diffrazione dell'afferraggio della provetta 1 e della provetta 2, da cui si evince la presenza di una "gobbetta" prima del picco principale.



Figura 44: spettro di diffrazione dell'afferraggio della provetta 1, in nero, e della provetta 2, in blu.

Dall'analisi dei dati sopra riportati, si possono trarre le seguenti conclusioni:

 Lo spettro di diffrazione tipico dell'alluminio è caratterizzato dalla presenza di 5 picchi, ecco perché sono riportati 5 valori di FWHM e di X_s in tabella;

- Da Tabella 13, in cui si confrontano le dimensioni medie dei cristalliti di afferraggio e tratto utile della provetta 1, si evince che i cristalliti dell'afferraggio presentano una dimensione maggiore rispetto a quelli del tratto utile, ciò dipende dall'incrudimento: laddove l'incrudimento è maggiore, e quindi la densità delle dislocazioni è maggiore, il diffrattometro vede un cristallite più piccolo. Ciò è in accordo con i risultati ottenuti durante le analisi di microdurezza e in generale con quanto accade nel corso di una prova di trazione;
- Confrontando la dimensione dei cristalliti degli afferraggi a temperatura ambiente e a 225°C, o dei tratti utili, si evince come, mediamente, questa cresca con la temperatura, anche se di poco, probabilmente a causa di fenomeni di recovery e ricristallizzazione. Dovrebbe conseguirne una riduzione della microdurezza, ma ciò non accade probabilmente a causa del processo di invecchiamento a cui le provette sono sottoposte durante la fase di riscaldamento prima dell'esecuzione delle prove di trazione, che porta alla precipitazione di seconde fasi con effetto rafforzante che determinano addirittura un lieve aumento della microdurezza;
- La presenza della "gobbetta" è probabilmente causata dalla comparsa delle zone di Guinier-Preston, favorita dal pre-invecchiamento. Quest'ultime, rimanendo all'interno del reticolo originario della matrice di alluminio, ne causano una dilatazione. Questa dilatazione determina un aumento anche della distanza tra piani cristallini paralleli, cioè di d, e, per la legge di Bragg, a parità di lunghezza d'onda del fascio emesso, l'angolo di incidenza diminuisce, per questo il picco si anticipa. Nella provetta 2, la gobbetta quasi scompare, probabilmente perché le zone GP continuano ad accrescersi diventando delle seconde fasi, con un reticolo proprio, a tutti gli effetti.
4.10.2. Analisi diffrattometrica della lega 7021

Per gli studi diffrattometrici sulla lega 7021, sono state prese in esame 2 provette:

- 1. Provetta sottoposta a prova di trazione a temperatura ambiente;
- 2. Provetta sottoposta a prova di trazione a 200°C.

Per ogni provetta sono state analizzate la zona degli afferraggi e il tratto utile. Di seguito si riportano i risultati. In Tabella 15 si riportano i valori dei parametri FWHM e X_s per la provetta 1.

Afferraggio (RT)			Tratto utile (RT)				
Angolo 2θ (°)	FWHM	X₅ (nm)	Media X₅ (nm)	Angolo 2θ (°)	FWHM	X₅ (nm)	Media X₅ (nm)
44,952	0,185	79		44,965	0,234	55	
52,355	0,155	104		52,369	0,273	45	
77,247	0,200	75	85,6	77,247	0,362	36	41
94,056	0,192	96		94,097	0,480	30	
99,665	0,244	74]	99,749	0,406	39	

Tabella 15: FWHM e X_s di afferraggio e tratto utile per la provetta 1 in lega 7021.

In Tabella 16 si riportano invece i valori di FWHM e X_s per la provetta 2.

Tabella 16: FWHM e X_s di afferraggio e tratto utile per la provetta 2 in lega 7021.

Afferraggio (200°C)			Tratto utile (200°C)				
Angolo 2θ (°)	FWHM	X _s (nm)	Media X₅ (nm)	Angolo 2θ (°)	FWHM	X₅ (nm)	Media X₅ (nm)
44,922	0,188	77		52,041	0,257	48	
52,358	0,087	>500		76,966	0,331	40	
77,185	0,122	169	237,4	93,850	0,432	34	45,25
94,050	0,140	167		99,509	0,290	59	
99,680	0,122	274			-	-]

Dall'analisi dei dati, si riportano le seguenti conclusioni:

- Anche lo spettro di diffrazione delle provette in lega 7021 è caratterizzato dai classici 5 picchi;
- Anche per le provette in lega 7021, la dimensione media dei cristalliti X_s diminuisce dall'afferraggio al tratto utile, a causa dell'incrudimento;
- Per la lega 7021 non si riscontra la presenza di alcuna "gobbetta" che anticipi il picco nello spettro di diffrazione; ciò potrebbe segnalare una minor presenza di zone GP rispetto alla lega 6016. A tal proposito, in Figura 45 si riporta il confronto tra gli spettri di diffrazione degli afferraggi per la provetta 1 e 2;



Figura 45: spettro di diffrazione dell'afferraggio della provetta 1, in nero, e della provetta 2, in blu. La curva in viola rappresenta l'interpolazione dei punti ottenuti sperimentalmente.

- In Tabella 16 non sono riportati i valori di FWHM e X_s relativi al quinto picco del tratto utile. Esso è comunque presente, ma è talmente piccolo da non essere stato rilevato dal diffrattometro;
- Anche per la lega 7021 si riscontra mediamente un aumento di X_s con la temperatura, probabilmente a causa di fenomeni di recovery e ricristallizzazione che portano ad una riduzione di microdurezza, parzialmente bilanciata dalla precipitazione di seconde fasi;
- Dalle analisi diffrattometriche, la dimensione media dei cristalliti, i domini che riflettono i raggi X, è compresa tra 50 e 200 nm. Dalle analisi metallografiche ottiche la dimensione di grano è invece nell'ordine dei 20 μm. Ciò si spiega se si suppone un contributo importante dei sottograni, cioè zone dello stesso grano leggermente disorientate fra loro.

5. Confronto con studi precedenti

Negli anni precedenti, sono già stati condotti degli studi sulle leghe 6016 e 7021. Al convegno nazionale sui trattamenti termici [20], nel 2013, è stato presentato uno studio in cui sono state impiegate:

- Lamiera in lega 6016, di spessore 1,5 mm, precedentemente solubilizzata e invecchiata a temperatura ambiente;
- Lamiera in lega 7021, di spessore 3,9 mm, precedentemente solubilizzata e invecchiata a temperatura ambiente.

Da queste lamiere sono stati tagliate delle provette di trazione trasversali. Le provette sono state impiegate per delle simulazioni termiche di formatura a tiepido e a caldo, svolte come segue:

- Trattamento in forno, per 5 minuti, da 200 a 500°C per la lega 6016 e da 165 a 315°C per la lega 7021;
- Raffreddamento per conduzione su una piastra d'acciaio a temperatura ambiente o in acqua;
- Prove di trazione e di durezza a temperatura ambiente.

In Figura 46 [20], si riportano i risultati dopo le simulazioni termiche di formatura a diverse temperature per la lega 6016.



Figura 46: risultati dopo le simulazioni termiche di formatura a diverse temperature per la lega 6016.

In Figura 47 [20], sono invece riportati i risultati dopo le simulazioni termiche di formatura a diverse temperature per la lega 7021.



Figura 47: risultati dopo le simulazioni termiche di formatura a diverse temperature per la lega 7021.

Nonostante le prove di trazione siano state eseguite a temperatura ambiente per verificare le proprietà di post-formatura, si possono comunque trarre delle indicazioni importanti per effettuare un confronto con i risultati ottenuti durante il mio lavoro di tesi, cioè:

- Anche in questo studio, la lega 6016, nell'intervallo di temperatura dei processi di formatura a tiepido evidenzia una tendenza ad un rafforzamento, cioè ad un aumento di durezza, al crescere della temperatura;
- La lega 7021, nello stesso intervallo di temperatura, tende invece a intenerirsi al crescere della temperatura. Tale variazione risulta comunque poco significativa;

In un ulteriore studio, facente parte di un lavoro di tesi del 2015 [21], sono state eseguite delle prove di trazione su delle provette in lega d'alluminio, tra cui anche la lega 6016, a diverse temperature e velocità, senza eseguire prima dei trattamenti termici. In Figura 48 [21] si riportano le curve di trazione della lega 6016, ottenute in questo studio del 2015.



Figura 48: curve di trazione della lega 6016, ottenute dal precedente studio del 2015.

Da queste curve, a parità di velocità, si evince una riduzione delle proprietà meccaniche rispetto a temperatura ambiente, confermando i risultati ottenuti nel mio lavoro di tesi.

6. Conclusioni

I risultati ottenuti dalle precedenti indagini, consentono di trarre le seguenti conclusioni:

- Le prove di trazione, eseguite imponendo un precarico di 300 N e una velocità della traversa di 10 mm/min, evidenziano 2 comportamenti diversi: per la lega 6016, nell'intervallo di temperatura tipico dei processi di formatura a tiepido, si riscontra sempre una duttilità minore rispetto a quella a temperatura ambiente; per la lega 7021, a 175°C si riscontra una duttilità maggiore rispetto a quella a temperatura ambiente, mentre a 200°C questa diventa minore. Le provette in lega 7021, non pre-invecchiate e sottoposte a prova di trazione a 175°C, presentano una duttilità minore rispetto alle provette pre-invecchiate e sottoposte a prova di trazione a prova di trazione alla stessa temperatura;
- Dalle prove di trazione si riscontra inoltre una riduzione della tensione a rottura al crescere della temperatura, sia per la lega 6016 che per la lega 7021, mentre la tensione di snervamento non sembra essere particolarmente influenzata dalla temperatura. Le provette in lega 7021, non pre-invecchiate, sono caratterizzate da tensione di snervamento e a rottura minori rispetto alle provette pre-invecchiate e sottoposte a prova di trazione alla stessa temperatura;
- Dalle analisi metallografiche ottiche non sembrano notarsi particolari differenze nel numero e nella dimensione dei precipitati prima e dopo l'esecuzione della prova di trazione a temperatura maggiore, sono necessarie analisi più approfondite;
- Le analisi di microdurezza evidenziano, al crescere della temperatura, un rafforzamento per la lega 6016 e un intenerimento per la lega 7021, attribuibile ad un sovrainvecchiamento. Questa variazione di microdurezza è comunque poco significativa nell'intervallo di temperature studiato. Le provette in lega 7021, non pre-invecchiate e sottoposte a prova di trazione a 175°C, mostrano una microdurezza minore rispetto alle provette pre-invecchiate sottoposte a prova di trazione alla stessa temperatura. Tutte le provette sono caratterizzate da una microdurezza crescente dagli afferraggi alla zona di strizione, coerentemente con quanto accade in una prova di trazione;
- Dalle analisi diffrattometriche si riscontra una riduzione della dimensione media dei cristalliti X_s dagli afferraggi al tratto utile per tutte le provette analizzate, causata da un incrudimento maggiore. X_s aumenta al crescere della temperatura, a causa dei fenomeni di recovery e ricristallizzazione che interessano i cristalli di alluminio, ciò dovrebbe condurre ad una riduzione di microdurezza, che però viene bilanciata dalla formazione di precipitati durante la fase di riscaldamento precedente ad ogni prova di trazione, che ha l'effetto di un ulteriore invecchiamento.
- Sulla base dei risultati precedentemente ottenuti, la lega 7021 sembra essere quella più adatta ad un impiego nei processi di formatura a tiepido, nonostante una riduzione di microdurezza, che rimane comunque poco significativa, al crescere della temperatura.

Indice delle Figure

Figura 1: come sono cambiati i tassi di emissione dei vari settori, dal 1990 al 2016	1
Figura 2: quantità medi adi alluminio nei veicoli, espressa in kg	4
Figura 3: scocca space-frame dell'Audi A8 [3].	5
Figura 4: monoscocca in lamiera della Ford AIV [3]	5
Figura 5: reticolo cfc	6
Figura 6: curve di trazione di una lamiera in lega d'alluminio 5083-O a varie temp	erature,
espresse in K, alla velocità di deformazione di 5,56x10 ⁻⁵	10
Figura 7: intervallo di temperatura e velocità di deformazione entro il quale compaiono	o le st-st
marks per la lega 5083-O.	11
Figura 8: precipitati coerenti, sopra, e incoerenti, sotto	
Figura 9: ciclo produttivo per formatura a tiepido, sopra, e formatura a caldo, sotto	
Figura 10: tipica pressa d'imbutitura, riadattata per la formatura a tiepido	19
Figura 11: effetto di temperatura e velocità di deformazione sul coefficiente n di un pr	ovino in
lega 5083-O, misurato in prove di trazione.	
Figura 12: effetto di temperatura e velocità di deformazione sul coefficente m di un pr	ovino in
lega 5083-O, misurato in prove di trazione	
Figura 13: effetto della temperatura sulla profondità d'imbutitura in condizioni isoterm	iche. 22
Figura 14: effetto della variazione di temperatura del punzone e degli stampi sulla pro	ofondità
d'imbutitura di lamiera in lega: a) 5754, b) 5182+Mn, c)6111-T4	
Figura 15: effetto della pressione di serraggio sulla profondità d'imbutitura, con d	ifferenti
settaggi di temperatura stampi-punzone per lamiera in lega: a) 5754, b) 5182+Mn, c) 6	5111-T4.
Figura 16: grinze circonferenziali.	
Figura 17: ciclo alternativo	
Figura 18: variazione della micro-durezza Vickers per lamiera in condizione T6, pre-inve	ecchiata,
solubilizzata e temprata in acqua, rispettivamente	
Figura 19: variazione della profondità d'imbutitura in funzione della temperatura, per la	miere in
condizioni T6 e pre-invecchiate, rispettivamente	
Figura 20: curve di trazione a diverse temperature per provette in lega 7075: a) T6, 0,00	06 s⁻¹; b)
pre-invecchiate, 0,006 s ⁻¹ ; c) T6, 1 s ⁻¹ ; d) pre-invecchiate, 1 s ⁻¹ .	
Figura 21: curve di trazione prima e dopo la formatura a tiepido e il seguente ciclo di	cottura
della vernice per provette in lega 7075: a) T6, b) pre-invecchiate.	30
Figura 22: geometria delle provette.	
Figura 23: forno a muffola IONOS 501.	
Figura 24: disposizione delle provette.	
Figura 25: macchina in funzione.	
Figura 26: macchina di prova con provetta bloccata tra gli afferraggi	25

Figura 28: curve di trazione ottenute dalle provette in lega 6016
Figura 29: curve di trazione ottenute dalle provette in lega 7021 40
Figura 30: troncatrice metallografica
Figura 31: campioni inglobati
Figura 32: pulitrice metallografica
Figura 33: microscopio ottico invertito impiegato per le analisi metallografiche
Figura 34: metallografia ottica della lega 6016 allo stato solubilizzato e pre-invecchiato, a
sinistra, e dopo la prova di trazione a 225°C, a destra, con ingrandimento crescente
Figura 35: metallografia ottica della lega 7021, allo stato solubilizzato e pre-invecchiato, a
sinistra, e dopo la prova di trazione a 200°C, a destra, con ingrandimento crescente51
Figura 36: esecuzione delle misurazioni di microdurezza53
Figura 37: microdurometro impiegato per le analisi di microdurezza54
Figura 38: impronta del penetratore sul campione di lamiera in lega 601655
Figura 39: variazione della microdurezza in funzione della temperatura per la lega 6016 57
Figura 40: variazione della microdurezza in funzione della temperatura per la lega 7021 59
Figura 41: diffrattometro a raggi X62
Figura 42: confronto tra lo spettro di diffrazione dell'afferraggio, in nero, con lo spettro di
diffrazione del tratto utile, in blu, per la provetta 163
Figura 43: spettro di diffrazione dell'afferraggio della provetta 1, in nero, e della provetta 2, in
blu65
Figura 44: spettro di diffrazione dell'afferraggio della provetta 1, in nero, e della provetta 2, in
blu65
Figura 45: spettro di diffrazione dell'afferraggio della provetta 1, in nero, e della provetta 2, in
blu. La curva in viola rappresenta l'interpolazione dei punti ottenuti sperimentalmente 68
Figura 46: risultati dopo le simulazioni termiche di formatura a diverse temperature per la lega
6016
Figura 47: risultati dopo le simulazioni termiche di formatura a diverse temperature per la lega 702170
Figura 48: curve di trazione della lega 6016, ottenute dal precedente studio del 201570

Indice delle Tabelle

Tabella 1: comparazione tra i differenti materiali.
Tabella 2: classificazione delle leghe per deformazione plastica
Tabella 3: suffissi
Tabella 4: composizione chimica delle leghe 5083 e 5182
Tabella 5: seconde fasi nelle leghe di alluminio14
Tabella 6: composizione chimica delle leghe 6016 e 606114
Tabella 7: composizione chimica delle leghe 7021 e 7075 15
Tabella 8: piano di lavoro
Tabella 9: parametri principali delle curve di trazione delle provette in lega 6016
Tabella 10: parametri principali delle curve di trazione delle provette in lega 7021 40
Tabella 11: misure di microdurezza della lega 601656
Tabella 12: misure di microdurezza della lega 702158
Tabella 13: FWHM e X _s di afferraggio e tratto utile per la provetta 1 in lega 601664
Tabella 14: FWHM e X _s di afferraggio e tratto utile per la provetta 2 in lega 601664
Tabella 15: FWHM e X _s di afferraggio e tratto utile per la provetta 1 in lega 702167
Tabella 16: FWHM e X _s di afferraggio e tratto utile per la provetta 2 in lega 702167

Riferimenti

[1] <u>www.europarl.europa.eu</u>

[2] Afseth, A. (2017). Ultra-high-strength aluminium alloys—Vehicle production's next big thing. Lightweight Design Worldwide, 10(2), 12-15.

[3] Miller, W. S., Zhuang, L., Bottema, J., Wittebrood, A., De Smet, P., Haszler, A., & Vieregge, A. J. M. S. (2000). Recent development in aluminium alloys for the automotive industry. Materials Science and Engineering: A, 280(1), 37-49.

[4] Prof. Paolo Matteis, dispense di "Materiali per l'industria meccanica", anno accademico 20/21.

[5] Fridlyander, I. N., Sister, V. G., Grushko, O. E., Berstenev, V. V., Sheveleva, L. M., & Ivanova, L. A. (2002). Aluminum alloys: promising materials in the automotive industry. Metal science and heat treatment, 44(9), 365-370.

[6] Naka, T., & Yoshida, F. (1999). Deep drawability of type 5083 aluminium–magnesium alloy sheet under various conditions of temperature and forming speed. Journal of Materials Processing Technology, 89, 19-23.

[7] Ghosh, M., Miroux, A., Werkhoven, R. J., Bolt, P. J., & Kestens, L. A. I. (2014). Warm deepdrawing and post drawing analysis of two Al–Mg–Si alloys. Journal of Materials Processing Technology, 214(4), 756-766.

[8] Schuster, P. A., Österreicher, J. A., Kirov, G., Sommitsch, C., Kessler, O., & Mukeli, E. (2019). Characterisation and comparison of process chains for producing automotive structural parts from 7xxx aluminium sheets. Metals, 9(3), 305.

[9] Österreicher, J. A., Tunes, M. A., Grabner, F., Arnoldt, A., Kremmer, T., Pogatscher, S., & Schlögl, C. M. (2020). Warm-forming of pre-aged Al-Zn-Mg-Cu alloy sheet. Materials & Design, 193, 108837.

[10] Li, D., & Ghosh, A. (2003). Tensile deformation behavior of aluminum alloys at warm forming temperatures. Materials Science and Engineering: A, 352(1-2), 279-286.

[11] Finch, D. M., Wilson, S. P., & Dorn, J. E. (1946). Deep Drawing Aluminum Alloys At Elevated Temperatures. 1. Deep Drawing Cylindrical Cups. Transactions of the American Society for Metals, 36, 254-289.

[12] Finch, D. M., Wilson, S. P., & Dorn, J. E. (1946). Deep Drawing Aluminum Alloys At Elevated Temperatures. 2. Deep Drawing Boxes. Transactions Of The American Society For Metals, 36, 290-310.

[13] Behrens, B. A., Hübner, S., & Vogt, H. (2018, September). Formability of 7000 aluminum alloys in warm and hot forming condition. In IOP Conference Series: Materials Science and Engineering (Vol. 418, No. 1, p. 012027). IOP Publishing.

[14] Li, D., & Ghosh, A. K. (2004). Biaxial warm forming behavior of aluminum sheet alloys. Journal of Materials Processing Technology, 145(3), 281-293.

[15] Naka, T., Torikai, G., Hino, R., & Yoshida, F. (2001). The effects of temperature and forming speed on the forming limit diagram for type 5083 aluminum–magnesium alloy sheet. Journal of Materials Processing Technology, 113(1-3), 648-653.

[16] Hui, W. A. N. G., LUO, Y. B., Friedman, P., CHEN, M. H., & Lin, G. A. O. (2012). Warm forming behavior of high strength aluminum alloy AA7075. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 22(1), 1-7.

[17] Picu, R. C., Vincze, G., Ozturk, F., Gracio, J. J., Barlat, F., & Maniatty, A. M. (2005). Strain rate sensitivity of the commercial aluminum alloy AA5182-O. *Materials Science and Engineering: A*, *390*(1-2), 334-343.

[18] <u>www.istituto.ingv.it</u>

[19] Hui, W. A. N. G., LUO, Y. B., Friedman, P., CHEN, M. H., & Lin, G. A. O. (2012). Warm forming behavior of high strength aluminum alloy AA7075. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, *22*(1), 1-7.

[20] Matteis, P., Ubertalli, G., Scavino, G., Firrao, D., Federici, C. (2013). Possibilità di impiego di leghe di al-zn-mg altoresistenziali nella fabbricazione di scocche di automobili.

[21] Wang, M. (2015). Warm aluminum formability.