



UNIVERSITÀ
DEGLI STUDI
DI PADOVA

UNIVERSITA' DEGLI STUDI DI PADOVA

Dipartimento di Ingegneria Industriale DII

Corso di Laurea Magistrale in Ingegneria Meccanica

CARATTERIZZAZIONE DELLA LEGA AA6016 PER IMPIEGO NELLO
STAMPAGGIO A CALDO DI COMPONENTI AUTOMOTIVE

Relatore: Prof.ssa Ing. Stefania Bruschi

Correlatore: Francesco Michieletto

Chiara Albrizio

1017252

Anno Accademico 2012/2013

INDICE

Sommario	1
Abstract	3
Introduzione	5
Capitolo 1 - L'alluminio nell'automobile	7
1 - L'alluminio nell'automobile	7
1.1 Il bilancio energetico della carrozzeria in alluminio	9
1.2 Tipologie costruttive	12
2 - Lo stampaggio della lamiera ad elevate temperature	16
2.1 Sistemi di gestione della temperatura	17
2.2 Aspetti legati alle simulazioni FE	19
2.3 Processi di stampaggio innovativi	20
3 - Dislocazioni e deformazione plastica	25
4 - Le leghe di alluminio	27
4.1 Caratteristiche generali delle leghe di alluminio	29
4.2 La lega AA6016	32
Capitolo 2 - Lo stato dell'arte	37
Capitolo 3 - Prove di trazione ad elevata temperatura	59
1 - La prova di trazione	59
1.1 Curva di trazione ingegneristica (o nominale)	60
1.2 Curva di trazione reale (curva di flusso)	62
1.3 Effetti della velocità di deformazione	65

1.4 Effetti della temperatura _____	67
1.5 Anisotropia _____	68
2 - La procedura sperimentale _____	70
2.1 L'apparato sperimentale _____	71
2.2 La procedura sperimentale _____	79
2.3 Setup di prova _____	81
2.4 Il piano sperimentale _____	84
3 - Risultati _____	85
3.1 Risultati delle prove di trazione a caldo _____	85
3.2 Calcolo del coefficiente di sensibilità alla velocità di deformazione _____	90
3.3 Valutazione dell'anisotropia _____	92
3.4 Deformazione a frattura _____	94
3.5 Analisi frattografica _____	96
3.6 Analisi micrografica _____	107
3.7 Microdurezze Vickers _____	110
Capitolo 4 - Modellazione del comportamento del materiale _____	113
1 - I modelli _____	113
2 - Il modello di Hansel - Spittel _____	116
3 - Il modello di Arrhenius _____	112
3.1 Identificazione delle costanti del materiale _____	123
3.2 Determinazione delle curve di flusso secondo Arrhenius _____	128
4 - Confronto tra i modelli di Hansel-Spittel e di Arrhenius _____	136
Capitolo 5 - Il trattamento termico di bonifica _____	139
1 - Il trattamento termico di bonifica _____	139
1.1 Interazione tra precipitati e dislocazioni _____	139
1.2 La bonifica _____	141

2 - SHT: Solution Heat Treatment_____	145
3 - Prove di trazione_____	147
Capitolo 6 – Il caso industriale: Susta Srl_____	153
1 - L'azienda: Susta Srl_____	153
1.1 L'apparato industriale _____	154
1.2 Condizioni di stampaggio analizzate _____	158
2 – Risultati _____	158
2.1 Analisi microstrutturale _____	164
2.2 Microdurezza Vickers_____	165
2.3 Rugosità superficiale _____	167
Conclusioni_____	169
Bibliografia_____	171
Ringraziamenti_____	175

SOMMARIO

In risposta alla necessità di ridurre sensibilmente il peso dei componenti nella produzione automobilistica, l'impiego di leghe leggere diviene sempre più importante. La lega oggetto di indagine del lavoro di tesi è la lega di alluminio-magnesio-silicio AA6016. Tale materiale è, come le altre leghe leggere, associato ad una limitata formabilità a freddo: una soluzione per contrastare tale svantaggio è condurre i processi di stampaggio a temperatura elevata, condizione in cui il materiale presenta una maggior formabilità.

Si sono dunque eseguite prove di trazione a caldo (300, 400, 450 e 500°C) e a diverse velocità di deformazione (1, 0,1 e 0,01s⁻¹), con lo scopo di valutare l'incremento di duttilità presentato dal materiale rispetto alla temperatura ambiente ed individuare, inoltre, le condizioni di stampaggio ottimali. Si sono quindi effettuate analisi microstrutturali per valutare l'eventuale evoluzione della dimensione della grana cristalli ed analisi frattografiche per giudicare la tipologia di rottura in cui il materiale incorre.

I risultati delle prove di trazione a caldo sono stati modellati secondo due differenti modelli: il modello empirico di Hansel-Spittel ed il modello fenomenologico di Arrhenius.

Si sono inoltre indagate le possibilità offerte dai trattamenti termici, in particolar modo dalla possibilità di far seguire alla solubilizzazione l'operazione di stampaggio, portando dunque il componente stampato a temperatura ambiente mediante una tempra ed invecchiarlo successivamente innalzando le proprietà meccaniche del componente finito.

Si è presentato inoltre un caso industriale, ovvero lo stampaggio di un fondo. Vengono provate tre differenti condizioni di stampaggio ed analizzati i prodotti finiti sulla base di riuscita della prova, microstruttura, microdurezza e rugosità superficiale.

Parole chiave: stampaggio a caldo, lega alluminio AA6016, prove di trazione, modello Hansel-Spittel, modello Arrhenius, solubilizzazione

ABSTRACT

In order to reduce the weight of the components in the automotive field, aluminum alloys are more and more used. In this paper we analyze the behavior of AA6016 alloy. The worst feature of this material is its bad cold formability. A solution is using the temperature as a process parameter because the material shows an improved formability at high temperatures.

Tensile tests (at different temperatures and strain rate) have been done in order to evaluate the improvement of ductility and to find the best stamping conditions. Microstructural analyses have been done to check the evolution of grain size and fractography analyses have been done to understand the way the material breaks.

The results of hot tensile tests have been modeled by two different theories: the empirical model of Hansel-Spittel and the phenomenological model of Arrhenius.

Thermal treatments influence has been analyzed: in particular the help given by solubilization done before stamping and by temper to room temperature and ageing after stamping to the mechanical properties of the component.

An industrial case, the production of a floor plan, has been investigated. Three different stamping conditions have been tried and then analyzed in terms of quality of product, microstructure, hardness and surface finishing.

Key words: hot stamping, AA6016 alloy, tensile test, Hansel-Spittel model, Arrhenius model, solubilization.

INTRODUZIONE

Uno dei più importanti obiettivi dei produttori di automobili è quello di realizzare una significativa riduzione del consumo di combustibile del veicolo. Tale necessità deriva da problematiche legate al crescente inquinamento ambientale e dalle richieste del cliente. Tale obiettivo viene perseguito riducendo il peso del veicolo; esiste infatti una stretta correlazione tra consumo di carburante e peso.

La progettazione, dunque, mira a ridurre al minimo il peso dei componenti senza interferire sulla funzionalità, sulla sicurezza e sulla vita in esercizio. Si osserva che tale alleggerimento deve essere globale, ovvero esteso ad ogni componente dell'automobile. Di particolare rilevanza è, ad ogni modo, la riduzione della massa della carrozzeria che rappresenta un quarto del peso complessivo del veicolo. Inoltre, un alleggerimento di tale componente, permette un alleggerimento secondario di altri organi in virtù della minor massa da spostare.

Risulta dunque di estremo interesse industriale l'impiego di leghe leggere per telai e carrozzerie, quali le leghe di alluminio. Questi materiali sono però associati ad una limitata formabilità, con la conseguenza che la produzione di grandi componenti aventi forma complessa mediante stampaggio della lamiera risulta impossibile. Si introduce così la temperatura come parametro di processo, in modo da aumentare la formabilità del materiale. Grazie alla tecnologia di hot stamping è quindi possibile incrementare la complessità delle parti stampate, migliorarne l'accuratezza dimensionale e superficiale, raggiungere spessori finali estremamente ridotti mantenendo buone proprietà meccaniche.

Il presente lavoro di tesi tratta dunque lo stampaggio a caldo di lamiere di alluminio AA6016 e si articola in sei differenti capitoli.

Il primo capitolo offre una panoramica sull'impiego dell'alluminio nell'automobile, fornendo un bilancio energetico per confermare i vantaggi offerti dalla realizzazione della carrozzeria in lega d'alluminio. Successivamente tratta aspetti legati allo stampaggio a caldo, quali le diverse tecnologie esistenti. Ultimo argomento riguarda le leghe di alluminio, in particolare la lega d'interesse, la AA6016 di cui vengono forniti i risultati di trattamenti termici a diverse temperature.

Il capitolo 2 propone un'analisi della letteratura esistente nell'ambito dello stampaggio a caldo e della lega AA6016.

Il capitolo 3 è dedicato alle prove di trazione condotte ad elevata temperatura. Dopo una prima parte introduttiva tesa ad indicare l'attrezzatura adottata e alla trattazione della procedura sperimentale seguita, si entra nello specifico dei risultati ottenuti. Tali risultati vengono forniti in termini di curve true stress-true strain, in funzione delle diverse temperature e velocità di deformazione impiegate nei test di trazione eseguiti. I campioni vengono dunque analizzati mediante indagini di tipo frattografico, microstrutturale e ne viene inoltre calcolata la microdurezza.

Il capitolo 4 è rivolto alla modellazione del comportamento del materiale secondo due differenti modelli derivanti dalla letteratura. Si sono quindi adottati il modello empirico di Hansel-Spittel ed il modello fenomenologico di Arrhenius.

Il capitolo 5 rivolge l'attenzione ai trattamenti termici, in particolar modo alla possibilità di effettuare un trattamento di bonifica sulla lega allo scopo di renderla dapprima più malleabile in fase di stampaggio e successivamente innalzarne le caratteristiche meccaniche in condizioni di esercizio.

Infine, il capitolo 6, tratta l'attività svolta in azienda, Susta Srl che si occupa di stampaggio. Si descrive dunque l'apparato industriale disponibile e le procedure di stampaggio testate per la produzione di un componente (fondo sotto motore); i risultati vengono forniti in termini di qualità realizzativa, di microstruttura, microdurezze e rugosità superficiali.

L'ALLUMINIO NELL'AUTOMOBILE

1 - L'alluminio nell'automobile

I progressi che si attuano in campo automobilistico sono sempre strettamente condizionati da eventi storici di portata globale. La crisi energetica degli anni '70 ha avuto come conseguenza la nascita dell'esigenza di ridurre i consumi di combustibile. Negli anni '80 si è aggravato il problema della presenza nell'aria di smog e di prodotti tossici, si è manifestato il problema delle piogge acide e si sono intraviste le prime conseguenze dell'effetto serra, dovuto alla massiccia immissione di anidride carbonica nell'atmosfera.

All'esigenza del risparmio energetico si è unita perciò quella della salvaguardia ambientale e del riciclaggio dei prodotti consumati.

Inoltre, la concorrenza ed il continuo perfezionamento tecnico nelle automobili hanno portato, in ogni categoria di vetture, ad un notevole aumento del numero di accessori e degli equipaggiamenti per il comfort e la sicurezza. A fronte di questo costante aumento di peso si rende necessario un incremento delle potenze dei motori e dell'impianto frenante, visto che l'utente oggi non intende rinunciare alle prestazioni e, semmai, desidera un loro incremento. Questo significa un aumento nel consumo di carburante e quindi una maggiore quantità di emissioni inquinanti.

Uno dei più importanti obiettivi dei produttori di automobili diviene, quindi, quello di ridurre il peso dei componenti del veicolo al fine di soddisfare la richiesta di minor consumo di carburante. Di particolare rilevanza è la diminuzione della massa della carrozzeria, che rappresenta un quarto del peso complessivo dell'auto. Un alleggerimento in questo ambito consente inoltre di ridimensionare gli organi meccanici in funzione della minore massa da spostare (definiti come alleggerimenti secondari), portando ad una riduzione di peso totale praticamente raddoppiata.

Le lamiere metalliche che hanno un potenziale tale da venir impiegate a tal fine sono le leghe di alluminio, in quanto uniscono a delle buone proprietà meccaniche e alla facilità di lavorazione, notevoli caratteristiche di leggerezza.

Un iniziale utilizzo dell'alluminio in campo automobilistico è stato ostacolato da motivi di costo, tuttavia non ne è mancato un certo impiego, fin dagli albori della storia dell'automobile, quando la produzione era ancora a livello artigianale. Il primo utilizzo si è avuto nel 1897 per il carter del motore della Clark, una vettura a tre ruote.

Il grafico seguente illustra chiaramente come inizialmente l'uso dell'alluminio era relegato ad applicazioni specifiche, mentre dagli anni '80 si è operato un progressivo aumento dell'utilizzo delle leghe leggere: il contenuto medio nei veicoli è da allora in costante crescita.

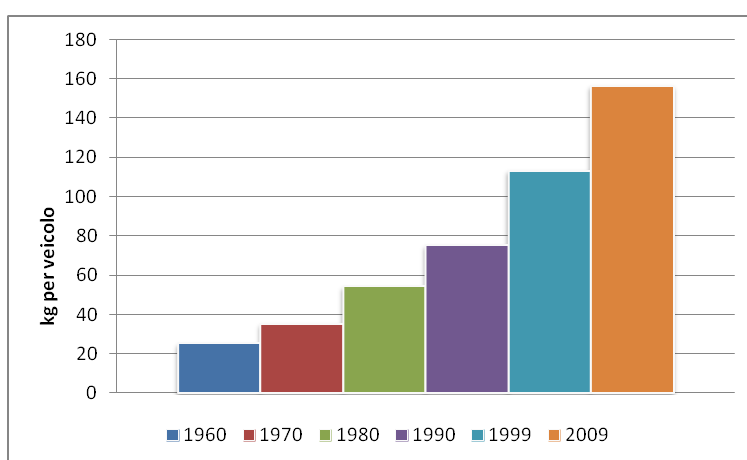


Figura 1 - Andamento negli anni dei kg di lega di alluminio presenti in media nei veicoli [1]

Questo è stato reso possibile principalmente dai seguenti fattori:

- miglioramento dei processi di lavorazione riduzione dei costi dell'alluminio primario
- sviluppo di leghe avanzate
- aumento della conoscenza delle proprietà di lavorabilità
- maggiore conoscenza dei criteri di progettazione e delle previsioni di durata per componenti sotto sollecitazione
- estensione dell'utilizzo a nuove applicazioni

Attualmente nelle costruzioni automobilistiche vi sono dei settori ben precisi in cui l'uso dell'alluminio è radicato e consolidato:

- nei gruppi operativi: testata motore, collettori aspirazione, scatola cambio, carcassa alternatore e calotte del motorino di avviamento, parte per l'aspirazione di turbocompressori, coppa dell'olio ed in qualche caso monoblocchi
- nell'autotelaio: cerchi ruote, scatola dello sterzo, barre di protezione laterali

- nel sistema di raffreddamento: radiatore, pompa acqua e raccordi per manicotti
- nei componenti del climatizzatore: condensatore, evaporatore, carcassa del compressore

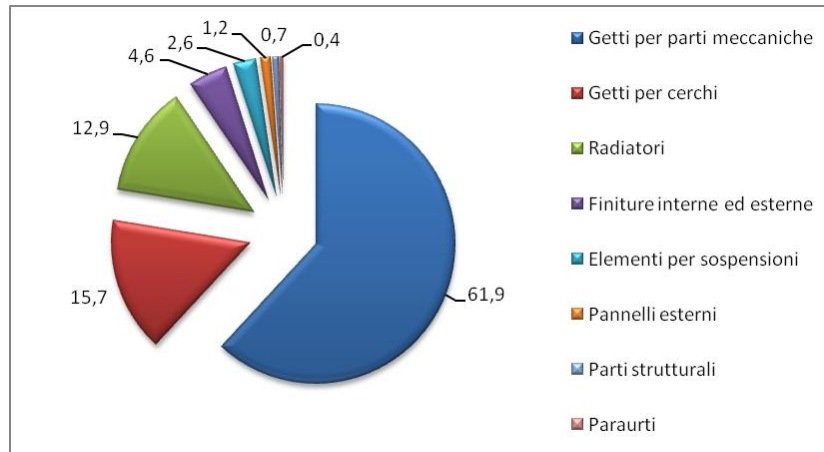


Figura 2 - Utilizzo delle leghe di alluminio nelle automobili [1]

1.1 - Bilancio energetico della carrozzeria in alluminio

Il bilancio energetico della carrozzeria in alluminio nel seguito proposto viene tratto dal lavoro di Dino Anesi svolto per il corso di Metallurgia dei metalli non ferrosi del Professore Colombo, Università degli Studi di Trento [2].

Il bilancio energetico di un processo produttivo permette di capire in termini oggettivi quale sia il consumo delle risorse naturali e consente quindi il confronto di metodi tra loro diversi e la scelta, se possibile, di quello con il minore consumo di energia e, spesso, anche quello con minor impatto ambientale. Nel caso dell'automobile, il bilancio energetico globale deve comprendere non solo la produzione, ma anche la manutenzione e l'uso della stessa.

Segue dunque un bilancio energetico della carrozzeria, che dimostra come la lega di alluminio sia una scelta premiante rispetto all'acciaio.

La scelta del materiale

La scelta del materiale influisce in modo determinante sul bilancio energetico durante l'intero ciclo di vita del mezzo, e non soltanto al momento della fabbricazione. I vari materiali richiedono, sia per la loro produzione, sia per quella dei componenti con essi costruiti, diversi impieghi di energia; inoltre poiché questi materiali hanno un peso e un grado di efficienza diverso, per la stessa applicazione ne occorrono diverse quantità.

Per esempio, una possibile misura di riferimento è la quantità di energia necessaria ad ottenere una determinata rigidità flessionale rispetto al consumo di carburante associato alla percorrenza

di 150000 km. Secondo tale criterio, si può osservare come l'acciaio richieda poca energia per la produzione a causa dell'elevato peso specifico, ma contemporaneamente, proprio a causa di tale elevato peso, induce un maggior consumo di carburante durante l'uso. Viceversa accade nel caso delle leghe di alluminio, dove la necessità di un impiego di energia relativamente elevato durante la produzione, si sposa con un risparmio di carburante, garantito dalla leggerezza della lega, durante l'esercizio.

Per le motivazioni prima analizzate, si comprende come il risparmio di carburante sia più importante rispetto al maggior impiego di energia iniziale. A tal riguardo basta considerare che per un motore a benzina si rileva una riduzione del consumo medio pari a 0.6 l per 100 km ogni 100 kg sottratti all'autovettura.

Analisi in peso

L'analisi in peso dei gruppi che compongono una vettura di classe media mostra come mediamente l'incidenza maggiore sia dovuta alla carrozzeria.

Si osserva, inoltre, come per un normale ciclo urbano/autostradale solo il 25% della potenza del motore serve a vincere la resistenza dell'aria, invece il 70-75% è correlato al peso della vettura. Dal peso dipendono infatti le forze d'inerzia che si manifestano in fase di accelerazione o di frenata, le componenti resistenti nei percorsi in salita, le forze d'attrito volvente e gli attriti nei meccanismi della trasmissione. La riduzione del peso della vettura consentirebbe un ridimensionamento del motore con ulteriore diminuzione dei consumi a parità di prestazioni.

Ammortamento energetico della carrozzeria in alluminio

Si prenda ora in esame l'energia necessaria alla produzione del materiale, alla fabbricazione della vettura e all'uso della stessa nel caso si utilizzi la normale costruzione in acciaio o quella in alluminio primario. Utilizzando l'acciaio e prendendo come riferimento una vettura già in produzione della stessa marca, dotata dello stesso motore della A8 e con dimensioni simili (Audi 100 V6 con cambio meccanico), l'energia richiesta per ottenere il prodotto finito è di 127 GJ. Adottando invece la costruzione in alluminio primario, per la stessa macchina occorrono tra i 152 e i 163 GJ (i due dati provengono da fonti diverse, la prima dall'Università tecnica di Monaco di Baviera e la seconda dall'Università di Stoccarda). Contemporaneamente, però, la vettura costituita in alluminio primario pesa oltre 200 kg in meno, con conseguente riduzione del consumo di carburante. Alla luce di ciò si perviene a un punto di pareggio energetico fra le due soluzioni fra 55000 e 79000 km a seconda delle diverse fonti. Ciò vuol dire che oltre questa percorrenza il bilancio energetico della carrozzeria in alluminio primario diventa positivo rispetto

a quello con costruzione convenzionale in acciaio. Va osservato, inoltre, che questi chilometraggi sono normalmente raggiunti e superati nella vita di un'automobile e, anzi, spesso ne costituiscono meno della metà della percorrenza di una moderna vettura al termine del suo ciclo d'uso. Da questo bilancio energetico si comprende quindi che la costruzione in alluminio primario risulta energeticamente conveniente perché viene ammortizzata anche più volte durante la vita della vettura, soprattutto considerando che la durata prevista di un'auto in alluminio primario risulta superiore a quella di una similare in acciaio.

Consumo energetico complessivo	
Tipo di alluminio	Punto di pareggio [km]
Alluminio primario	85000 (55000-79000)
Alluminio secondario al 30%	60000
Alluminio secondario al 50%	40000

Tabella 1 - Confronto tra scocca in acciaio ed in lega di alluminio per consumo energetico

Ammortamento delle emissioni di CO₂ della carrozzeria in alluminio

Negli ultimi anni ci si è resi conto dell'importanza delle emissioni di CO₂ nel favorire l'effetto serra e con esso una progressiva variazione del clima. Per questo è senz'altro ecologicamente auspicabile cercare di limitare la quantità di CO₂ prodotta nei processi industriali. Si considera un bilancio anche per questo aspetto, e cioè la quantità di CO₂ emessa durante tutto il ciclo produttivo dell'autovettura e poi durante il suo uso, sia per una costruzione convenzionale, sia per una in alluminio.

Durante la produzione dell'alluminio si hanno emissioni di CO₂ più elevate rispetto all'acciaio, ma l'ammortamento è assicurato attorno ai 90000 km, a causa del minor consumo dell'autovettura e quindi di una minore emissione di prodotti di combustione.

Emissione di inquinanti	
Parametro di valutazione	Punto di pareggio [km]
CO ₂	90000
Indice GWP (Global Warning Potential)	114000

Tabella 2 - Confronto tra scocca in acciaio ed in lega di alluminio per emissioni inquinanti

Il riciclo: l'alluminio secondario

Spesso si sente parlare dell'importanza del riciclo dei materiali, sia per limitare il consumo delle risorse naturali, sia per ridurre la quantità di rifiuti da smaltire. Nel caso dell'alluminio, il riciclo non è vantaggioso solo ecologicamente, ma anche e soprattutto economicamente: per ottenere 1 kg di alluminio primario puro sono necessari 137 MJ, mentre per ottenere la stessa quantità di

alluminio secondario al medesimo grado di purezza bastano 13.5 MJ (necessari per la rottamazione, per la rifusione e il raffinamento), cioè poco meno del 10%.

L'uso dell'alluminio secondario (proveniente anche da sfridi di lavorazione che possiedono un valore 10 volte superiore a quello dell'acciaio) determina quindi un abbassamento dei costi che si trasferisce quindi sul bilancio energetico e sul bilancio delle emissioni in maniera positiva: la percorrenza di ammortamento scende a zero già per una quota del 60% e del 75% di alluminio secondario, rispettivamente per il bilancio energetico e per quello dell'emissione di CO₂.

Con la diffusione dei concetti automobilistici improntati all'uso intensivo dell'alluminio, si prevede che nel lungo periodo l'offerta di alluminio secondario sopravvanzerà il fabbisogno di quello primario. Oggi la quota di riciclaggio dell'alluminio utilizzato nell'autotrazione è molto elevata e si approssima al 90% del totale. E' molto probabile, inoltre, che in un futuro non lontano si arrivi all'obbligo del costruttore al ritiro dell'auto al termine del suo ciclo di vita per indirizzarla al riciclo. A questo proposito, nonostante le leghe necessarie per i diversi impieghi siano differenti, esse si lasciano recuperare bene come materia prima. E' comunque conveniente un recupero mirato, vale a dire che è bene che in altissime percentuali la lamiera ritorni lamiera, il profilato estruso ritorni profilato estruso e così via. Questo è possibile perché è ben nota la posizione delle singole leghe nella vettura e queste possono essere selezionate adeguatamente durante lo smontaggio. Gli elementi in alluminio non prelevati in questo modo vengono o, come accade normalmente, riciclati dando luogo a particolari fusi oppure, dopo la triturazione, separati con nuovi procedimenti (per esempio spettroscopia coadiuvata da laser) in base ai componenti delle leghe.

Le auto del futuro dovrebbero essere progettate a struttura modulare, in modo da poter essere assemblate e disassemblate con facilità così da permettere poi una agevole separazione dei materiali, la loro ricommercializzazione e il loro riutilizzo. Si affiancherebbe in questo modo alla concezione Computer-Aided-Design quella che si sta affermando come la nuova filosofia progettuale Consumer-Aided-Design: il cliente potrebbe ordinare una vettura modulare completamente personalizzata, scegliendo fra parecchi moduli delle parti che compongono la carrozzeria tra loro intercambiabili, leggeri, e facilmente assemblabili e perciò, poi, anche facilmente riciclabili.

1.2 - Tipologie costruttive

Si è dunque visto come l'adozione di leghe leggere per telai e le carrozzerie sia di estremo interesse.

Prima di entrare nel dettaglio del processo, vengono riportate alcune definizioni [3].

Il telaio è quell' insieme di elementi che ha il compito di sostenere i carichi statici e dinamici, conferire rigidità al veicolo, proteggere i passeggeri in caso di urto e fornire supporto a tutti gli elementi della vettura: motore, organi meccanici, sistemi ausiliari, passeggeri e merce trasportata.

La carrozzeria può essere più o meno integrata con il telaio, a seconda delle diverse tipologie costruttive.

A questo proposito si riporta di seguito una breve descrizione delle architetture strutturali più diffuse e di come esse possono beneficiare dell'uso dell'alluminio.

Scocca portante - unibody

La scocca portante in lamiera stampata, o monoscocca, è da decenni la soluzione più adottata per le vetture di serie, ed attualmente viene scelta dal 95% delle vetture prodotte a livello mondiale.

Telaio e carrozzeria costituiscono un'unica struttura "a guscio" composta da pannelli stampati (solitamente 300) uniti tra loro con saldature a punti (mediamente da 3000 a 5000) eseguite in automatico da robot.

La Honda NSX, introdotta nel mercato nel 1990, è stata la prima auto di serie con carrozzeria e telaio interamente in alluminio. La struttura è composta da una scocca portante stampante che utilizza cinque leghe di alluminio differenti, con longheroni inferiori esclusi. L'assemblaggio avviene mediante saldatura a punti. Il peso complessivo è 210 kg, con un risparmio di peso dichiarato del 50% rispetto alla corrispondente soluzione in acciaio.

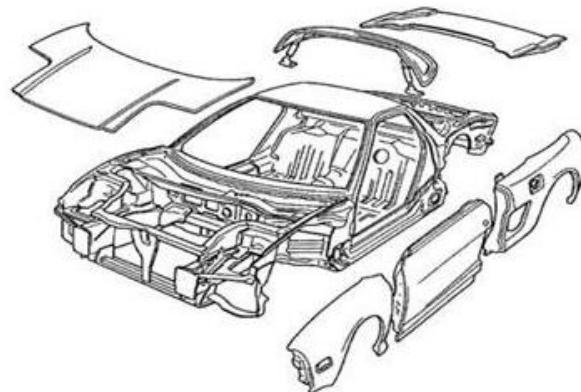


Figura 3 - Scocca portante in lamiera di alluminio (Honda NSX, 1991) [3]

I vantaggi principali sono la grande adattabilità a volumi produttivi molto elevati e le ottime prestazioni in termini di rigidità, comportamento a crash test e sfruttamento dei volumi.

I pannelli fissi della carrozzeria (montanti, tetto, parafranghi) costituiscono la parte integrante della struttura portante, mentre quelli mobili (cofano motore, portellone del bagagliaio e

sportelli laterali), pur chiamati convenzionalmente strutturali, in realtà danno un contributo secondario.

Per la produzione delle scocche viene normalmente impiegata lamiera in acciaio da profondo stampaggio a basso tenore di carbonio (massimo 0,8%) con ottime caratteristiche di formabilità e saldabilità e aventi costi molto contenuti.

Il principale limite di questa architettura costruttiva è dato, oltre che dagli elevati volumi produttivi necessari ad ammortizzare gli imponenti investimenti richiesti per la realizzazione delle linee produttive, dall'intrinseca pesantezza dell'insieme. L'adozione di lamiere in alluminio in alternativa quelle in acciaio rappresenta la soluzione a questo problema, garantendo risparmi di peso nell'ordine del 40%.

I recenti progressi nello studio di nuove leghe e nelle tecnologie di stampaggio e saldatura specifiche per le tali leghe leggere, hanno posto all'attenzione delle case automobilistiche la possibilità di introdurre l'alluminio come materiale strutturale per le vetture di nuova concezione. Ad oggi, molte industrie hanno iniziato a introdurre all'interno delle scocche dei componenti in lamiera di alluminio.

Space-frame

Per space-frame si intende un'architettura costruttiva costituita da una gabbia di profilati connessi fra di loro mediante nodi rigidi. Rispetto ai telai tubolari la struttura è composta da un numero molto inferiore di elementi aventi però maggiori dimensioni.

A livello funzionale, rispetto alla scocca portante, tutti i pannelli esterni (fissi e mobili) danno un contributo strutturale secondario, anche se l'integrazione fra telaio e carrozzeria può differire a seconda delle specifiche applicazioni.

Lo space-frame si presta molto bene ad essere realizzato con leghe di alluminio, potendosi sfruttare con vantaggio molte tecnologie specifiche delle leghe leggere: pressocolata (per nodi di connessione), l'estrusione e la piegatura (per i profilati), lo stampaggio (per la carrozzeria e i pannelli strutturali).

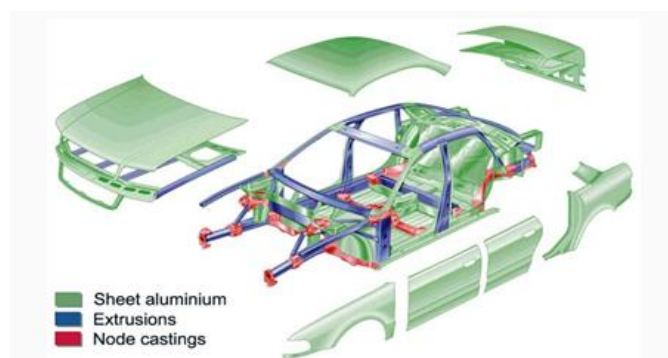


Figura 4 - Space-frame in alluminio (Audi A8) [3]

Poiché i vari elementi che compongono il telaio sono tra di loro indipendenti, ognuno di essi può essere progettato e costruito in modo differente per materiale e tecnologia di produzione: ciò consente un'elevata specializzazione dei componenti in relazione alla loro funzione e permette un notevole livello di ottimizzazione, con una drastica riduzione del numero dei componenti ed un aumento della flessibilità.

A fronte di alcuni svantaggi in termine di automazione dei processi, lo space-frame presenta buone caratteristiche di rigidità e comportamento all'urto, che lo rendono una valida alternativa alla scocca portante per la produzione di veicoli caratterizzati da regimi produttivi di medio livello.

L'Audi A8 è stata la prima automobile di serie ad utilizzare un telaio space frame in lega di alluminio. La sua struttura, denominata Audi Space Frame (ASF) è il frutto di una collaborazione con l'Alcoa (Aluminum Company of America), iniziata nel 1982 e tuttora in corso.

Telaio a traliccio tubolare - tubular chassis

E' costituito da un traliccio di tubi a sezione circolare o rettangolare (per semplificare le connessioni), saldati tra loro. La carrozzeria è costituita da pannelli fissati al telaio che non hanno compiti strutturali.

Garantisce elevate prestazioni e ottimi rapporti rigidità/peso, superati solamente dalle scocche in fibra di carbonio.

L' applicazione di questa soluzione a vetture di serie è tuttavia ostacolata dall'aumento dei costi e dei tempi di costruzione e di assemblaggio, impossibili da automatizzare efficacemente.

Un altro vantaggio è l'ingombro della struttura, soprattutto nella zone delle fiancate, dove i longheroni laterali obbligano ad innalzare la soglia inferiore delle portiere a tutto svantaggio dell'accessibilità.



Figura 5 - Telaio a traliccio tubolare [4]

Telaio a longheroni - body-on-frame

Si tratta del primo schema costruttivo impiegato nella produzione di autoveicoli, ed è costituito da una struttura piana a forma di “scala a pioli” (ladder chassis) composta da due elementi longitudinali (longheroni) connessi da membri trasversali (traverse) che conferiscono resistenza alle forze laterali e forniscono rigidità torsionale all’insieme. I punti di connessione fra traverse e longheroni sono generalmente rinforzati con piastre nodali saldate.

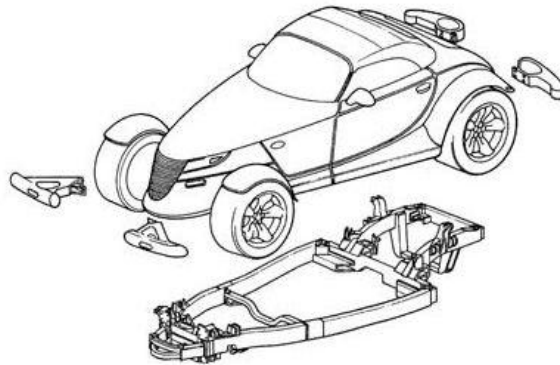


Figura 6 - Telaio a longheroni [3]

A fronte della semplicità costruttiva e della versatilità (diverse carrozzerie possono essere montate sulla stessa struttura base), il telaio a longheroni non viene normalmente impiegato per vetture di serie, a causa della bassa rigidità dovuta alla bidimensionalità della struttura (a parità di rigidità il peso è superiore del 10-15% rispetto alla scocca portante) e per l’assemblaggio complesso e poco adatto all’automazione industriale.

2 - Lo stampaggio della lamiera ad elevate temperature

Nel precedente paragrafo si sono analizzate le motivazioni che spingono le case automobilistiche ad avere come obiettivo della progettazione la riduzione al minimo del peso del componente, senza interferire sulla sua funzionalità, sulla sicurezza e sulla durata della sua vita in esercizio. Si è inoltre visto come e ricerche siano concentrate sulle leghe di alluminio.

Si osserva, però, che oltre all’elevato costo del materiale stesso, tali leghe siano spesso associate ad una limitata formabilità, con la conseguenza che la produzione di grandi componenti di forma complessa mediante stampaggio della lamiera (il caso dunque della carrozzeria) risulta impossibile o possibile solo ad elevati costi. Si vuole dunque trovare una modalità di stampaggio della lamiera che garantisca la formatura del pezzo con le caratteristiche richieste dal progetto, con costi minori in modo da poter estendere l’uso intensivo dell’alluminio alla produzione massiva di componenti per il settore automotive.

Per superare le limitazioni date dal materiale nello stampaggio tradizionale si è optato per lo stampaggio a caldo. I diversi aspetti legati all'adozione dello stampaggio a caldo sono stati analizzati nel lavoro di R. Neugebauer, T. Altan, M.Kleiner, A. Sterzing nell'articolo "Sheet metal forming at elevated temperature" [5] di cui nel seguito vengono proposti i contenuti d'interesse.

L'uso della temperatura come parametro di processo fornisce, dunque, la possibilità di aumentare notevolmente la duttilità del materiale e la formabilità associata. Inoltre si riduce in modo significativo il punto di snervamento del materiale e, di conseguenza, le forze e le pressioni necessarie al processo.

Per sfruttare pienamente le potenzialità dello stampaggio a caldo, garantendo inoltre l'economicità della produzione di geometrie complesse, è necessario considerare i seguenti aspetti:

- identificazione delle temperature o delle distribuzioni di temperatura adeguate
- integrazione del processo di stampaggio supportato dalla T all'interno della catena di processo globale
- regolazione della temperatura o della distribuzione di temperatura entro un limite temporale soddisfacente
- qualificazione della simulazione agli elementi finiti per avere un efficace strumento di progettazione
- garantire la sicurezza nei luoghi di lavoro
- garantire la sostenibilità economica

2.1 - Sistemi di gestione della temperatura

La fornitura e la garanzia di condizioni adeguate di temperatura del semilavorato da stampare, sono i requisiti di base per l'esecuzione di operazioni di stampaggio a caldo.

Le temperature richieste dal processo devono venir raggiunte rapidamente e con un costo efficiente; il riscaldamento deve venir integrato alla catena di processi globale.

Si possono individuare le seguenti possibilità tecnologiche.

Riscaldamento del semilavorato all'esterno dello stampo, stampaggio con stampo non riscaldato

Il semilavorato può venir riscaldato tramite forni. Il semilavorato in uscita dal forno è dunque pronto per venir formato, di conseguenza tale soluzione presenta il vantaggio tecnologico di non

introdurre alcun ritardo significativo nella sequenza di processo rispetto ai tradizionali processi di formatura.

Una sfida fondamentale da affrontare nel contesto di tale principio di riscaldamento è quella di controllare le perdite di calore dovute alla movimentazione del semilavorato ed all'inserimento del semilavorato nello stampo.

Pre-riscaldamento del semilavorato fuori dallo stampo, stampaggio con utensile riscaldato

Una strategia che risponde alla necessità di ridurre al minimo le perdite di calore citate è quella di sfruttare uno stampo riscaldato. Tale soluzione offre la possibilità di mantenere il semilavorato ad una temperatura costante per un periodo abbastanza lungo. Il riscaldamento dello stampo si può attuare, ad esempio, con l'ausilio di elementi riscaldanti elettrici o per mezzo di un fluido termovettore che scorre all'interno dello stampo.

Riscaldamento e stampaggio del semilavorato all'interno dello stampo

Un'alternativa al riscaldamento esterno, è optare per un riscaldamento del grezzo nello stampo stesso mediante trasferimento di calore dallo stampo preriscaldato o sfruttando una delle seguenti tecniche:

- induzione
- conduzione
- campo RF o microonde
- convezione
- radiazione termica

Una problematica è rappresentata dal fatto che il semilavorato deve raggiungere la temperatura desiderata entro un periodo di tempo ragionevole, al fine di non aumentare eccessivamente la durata del tempo ciclo.

Tenendo conto della sollecitazione a cui il materiale viene sottoposto durante un'operazione di stampaggio, è evidente che una variazione della temperatura in tutto il semilavorato, rispetto alle operazioni isoterme di stampaggio, si traduce in un effetto positivo in termini di comportamento del materiale. È stato infatti dimostrato che variazioni locali del riscaldamento dello stampo, e conseguentemente dello sbozzato, comportano aumenti differenti nel limite di formabilità.

La sfida consiste nel rendere possibile regolare la temperatura nello stampo allo scopo di ottenere gradienti di temperatura adatti allo stampaggio. L'integrazione di canali di

raffreddamento nello stampo entro cui scorre acqua rappresenta una modalità efficace per ridurre localmente la temperatura.

2.2 - Aspetti legati alle simulazioni FE

La simulazione numerica nei processi di stampaggio supportati dalla temperatura illustra una nuova serie di caratteristiche rispetto ai processi di stampaggio a freddo. Fenomeni che si verificano anche a temperatura ambiente, dove però in termini di precisione richiesta non comportano alcun effetto sul risultato, assumono nello stampaggio a caldo rilevanza. Inoltre, la durata del processo può avere un effetto significativo sul risultato dello stampaggio.

I seguenti aspetti giocano un ruolo fondamentale:

- l'espansione termica di utensile e pezzo
- il trasferimento di calore tra l'utensile e il pezzo di lavoro
- la generazione di calore di attrito nelle zone di contatto tra pezzo ed utensile
- l'aumento della temperatura nelle zone ad alta velocità di formatura

Inoltre, le caratteristiche della tensione di flusso del materiale alle elevate temperature sono influenzate anche dalla velocità di deformazione locale, che si addiziona dunque all'effetto della temperatura. Si hanno dunque i seguenti aspetti da valutare:

- il punto di snervamento iniziale diminuisce all'aumentare della temperatura
- il punto di snervamento iniziale aumenta all'aumentare della velocità di stampaggio
- all'aumentare della velocità di stampaggio, il calore generato dal processo aumenta, e l'aumento del carico di snervamento iniziale viene quindi in parte compensato
- se la temperatura aumenta, il coefficiente di dilatazione termica ha un effetto maggiore sul comportamento del materiale
- se la temperatura aumenta, vi è spesso un calo resistenza allo scorrimento (creep)
- le proprietà elastiche sono spesso anche dipendenti dalla temperatura

In determinate circostanze, la resistenza al creep e il ridotto il tasso di espansione connesso alle proprietà di incrudimento richiedono l'inserimento della proprietà visco-plastica del materiale durante la modellazione a temperatura elevata nei processi di stampaggio. Alla luce degli aspetti sopra citati, è essenziale per la simulazione numerica dei processi di formatura a temperature elevate, tener conto di quanto segue:

- variazioni di spessore della lamiera e gradienti di temperatura attraverso lo spessore a contatto termico
- coefficienti di scambio termico dipendenti dalla temperatura e dipendenti dal carico

- coefficienti di conduzione termica
- modellazione delle trasformazioni strutturali (che si verificano in seguito all'innalzamento di T)
- tempra della lamiera
- le variazioni di volume che accompagnano le trasformazioni strutturali
- i limiti di cedimento del materiale in relazione alla T

Questo complesso di fenomeni è implementato in quasi tutti i software FEM. Va osservato, tuttavia, che si necessita di un numerosi parametri del materiale, che sono indispensabili per una descrizione delle proprietà termo-meccaniche del materiale. I valori di questi parametri per i materiali comunemente usati in questa tecnologia sono spesso sconosciuti o solo approssimativi. La sfida, in termini di simulazione dei processi di stampaggio a temperatura elevata, risiede nella difficoltà di identificare inizialmente i valori di contorno iniziali e di determinare valori delle proprietà dei materiali affidabili.

2.3 - Processi di stampaggio innovativi

Oltre all'uso della temperatura come parametro di processo per i processi di stampaggio convenzionali, come l'imbutitura pura o la stiratura, si può perseguire la strategia dello stampaggio a caldo anche nell'ambito dei processi in cui la formatura avviene per mezzo di un fluido (hydroforming, [6]) o di un gas (gas forming, [5]).

Si analizzano quindi brevemente tali processi innovativi per lo stampaggio della lamiera.

Idroformatura

Negli ultimi 50 anni sono stati introdotti processi di formatura molto innovativi, in alcuni dei quali si fa uso della pressione idraulica per migliorare l'imbutitura. Questi ultimi generalmente aumentano il rapporto di imbutitura possibile e minimizzano la variazione dello spessore della coppa formata, in aggiunta ad altri vantaggi associati quali la semplicità realizzativa dello stampo, l'estrema qualità superficiale della lamiera a contatto con il fluido. Inoltre il componente idroformato è insensibile al fenomeno del ritorno elastico infatti la lamiera si deforma in modo uniforme e, al cessare della pressione, il ritorno elastico è uniforme su tutta la superficie del pezzo, non distorcendo quindi la geometria del componente.

Tra i processi di stampaggio con pressione del fluido assistito vi sono: l'hydroforming e l'hydromechanical forming.

Hydroforming - stampaggio della lamiera ad elevata pressione

Le componenti essenziali dell'equipaggiamento per l'hydroforming, mostrate nella figura seguente, includono un punzone, una corona di prelamiera, una camera di pressione e una membrana di gomma usata per chiudere ermeticamente il liquido nella camera di pressione. La camera di pressione con la membrana di gomma è montata all'estremità del pistone della pressa che manda in pressione il fluido.

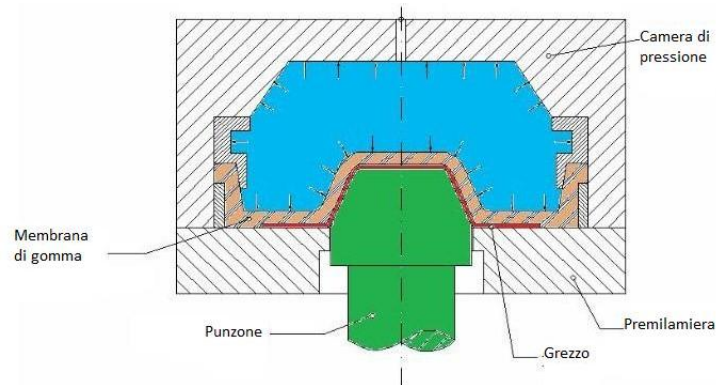


Figura 7 – Hydroforming [6]

La lamiera viene posizionata sulla parte superiore della corona di prelamiera. Il fluido nella camera viene dunque pressurizzato in coordinazione al movimento verso l'alto del punzone. La flangia della lamiera viene mantenuta pressata sul prelamiera dalla pressione del fluido trasmessa attraverso la membrana di gomma. Quando il punzone si muove nella camera di pressione, dando alla lamiera la forma, una valvola di controllo regola il flusso del fluido al fine di mantenere la pressione necessaria. La pressione aumenta con la corsa del punzone. Una volta che la lamiera è stata completamente stampata, la camera è depressurizzata ed il punzone si ritira. La pressione impiegata può essere spinta fino a valori di circa 100 MPa.

Il rapporto di imbutitura raggiungibile nell'hydroforming è alto e possono essere imbutite figure asimmetriche.

Hydromechanical forming – formatura idromeccanica

La figura seguente rappresenta schematicamente il processo.

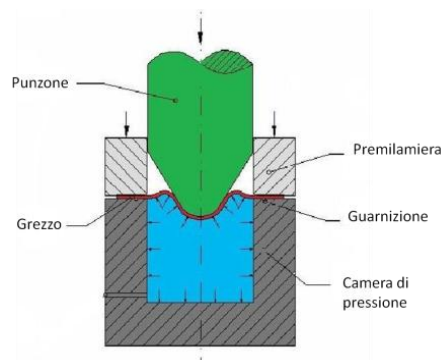


Figura 8 - Hydromechanical forming [6]

La lamiera viene posizionata su una camera a pressione. La faccia superiore della camera ha una guarnizione idraulica per prevenire la fuoriuscita di olio dalla camera di pressione durante lo stampaggio. La corona premilamiera scende ed applica una pressione sulla lamiera. Il punzone, dunque, si muove verso il basso andando a deformare la lamiera.

La pressione del fluido forza la lamiera contro la testa del punzone e, a stampaggio concluso, la pressione viene riportata a zero.

L'hydromechanical forming è abbastanza diverso dall'hydroforming, sebbene ci siano delle similitudini; infatti, alla membrana di gomma per chiudere ermeticamente è sostituito una guarnizione sulla faccia dello stampo. Inoltre, la pressione idraulica nel processo di hydromechanical forming agisce solo su una parte della flangia, il che riduce lo sforzo di imbutitura rispetto alla tecnica di hydroforming.

Gas formatura

Un'ulteriore tecnologia innovativa riguarda il gas forming, ovvero i processi di stampaggio coadiuvati dalla pressione di un gas. La presenza del gas permette di lavorare a temperature maggiori, rispetto alla tecnologia dell'idroformatura, grazie alla loro resistenza alle temperature elevate.

Si possono individuare diverse tipologie di processo, la distinzione principale è tra formatura superplastica (SPF - Super Plastic Forming) caratterizzata da elevati tempi ciclo che vanno da qualche minuto alle ore e formatura plastica rapida (QPF - Quick Plastic Forming), i cui tempi di lavoro sono nell'ordine di qualche secondo.

Super Plastic Forming

La formatura superplastica è un processo con cui vengono prodotti componenti leggeri, con geometrie estremamente complesse, partendo da un'unica lamiera di materiale superplastico.

La superplasticità è la proprietà che ha un materiale di subire un'eccezionale allungamento, anche del 200-300%. Il comportamento superplastico si verifica solo all'interno di uno stretto intervallo di temperatura e di velocità di deformazione. La temperatura deve essere superiore alla temperatura di ricristallizzazione che solitamente si aggira attorno alla metà della temperatura di fusione ($T_{ricr} \approx 0.5T_m$) e la velocità di deformazione deve essere molto bassa.

Nella formatura superplastica (SPF), una lamiera di materiale è posizionata in uno stampo caldo e riscaldata alla temperatura superplastica. Lo stampo viene chiuso e un gas a pressione relativamente bassa viene applicato a velocità controllata al fine di formare pienamente la geometria del pezzo.

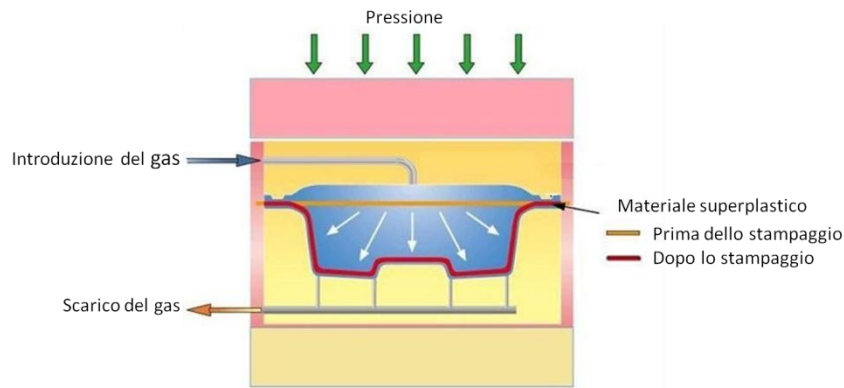


Figura 9 - Schema esplicativo della formatura superplastica

Durante la SPF, in un'unica operazione, altamente complessa, si possono realizzare strutture dettagliate che normalmente verrebbero prodotte mediante l'assemblaggio di numerosi componenti. Grazie alla mancanza di incrudimento, all'aumento di duttilità e alla riduzione del ritorno elastico, il processo di SPF risulta adatto per la realizzazione di forme complesse, come parti di un aeromobile o di un'automobile, garantendo comunque un'elevata resistenza e accuratezza dimensionale.



Figura 10 - Ford GT: carrozzeria in lega d'alluminio realizzata mediante il processo SPF [7]

Le basse velocità di deformazione attuabili nei processi SPF, e quindi i lunghi tempi ciclo richiesti dallo stampaggio, danno un forte incentivo all'ottimizzazione del processo. In generale dunque, il focus delle ricerche è:

- l'indagine degli aspetti metallurgici
- la determinazione dei parametri di processo pertinenti
- velocità di deformazione controllata
- caratteristiche di deformazione e rottura / prevenire la rottura prematura
- riduzione del tempo di formatura senza compromettere l'uniformità di deformazione
- effetti di evoluzione grano e cavitazione sul processo di formatura superplastica

Questo metodo di stampaggio viene utilizzato dall'industria aeronautica da più di trent'anni. Il processo di SPF sfrutta dunque la temperatura elevata e la struttura metallurgica del materiale (granulometria fine, circa 7-10 μm) per ottenere un comportamento superplastico del materiale. Il fenomeno microstrutturale è dovuto allo slittamento dei bordi grano che è accompagnato anche dalla rotazione degli stessi perciò, non avviene una effettiva deformazione ma una diffusione allo stato solido.

Ad una temperatura di circa $350 \div 500^{\circ}\text{C}$, il processo ha luogo a una velocità di deformazione molto bassa, ovvero $10^{-4} \div 10^{-5} \text{ s}^{-1}$, velocità che può essere accettabile per la produzione di alcuni componenti complessi in aeronautica (essendo inoltre il processo caratterizzato da costi di lavorazione relativamente bassi) ma non è accettabile per la produzione nel campo automobilistico di massa. Per la produzione di larga scala è necessaria una velocità di deformazione almeno di due ordini di grandezza superiori, in modo da poter innalzare il livello produttivo ad un valore adeguato.

Quick Plastic Forming

La tecnica SPF è stata sviluppata per produrre forme complesse con un'alta precisione ed un basso costo di investimento negli stampi rispetto ai metodi tradizionali di formatura di lamiere metalliche. Tuttavia, il metodo SPF non è economicamente competitivo a causa degli elevati tempi ciclo. Pertanto negli ultimi anni, sono stati analizzati vari metodi per ridurre il tempo ciclo con risultati incoraggianti.

La formatura plastica rapida (QPF) è stata sviluppata dalla General Motors al fine, appunto, di abbattere i limiti legati alle basse velocità di deformazioni tipiche del processo SPF. Le velocità di esercizio sono più elevate, nell'ordine di $10^{-1} \div 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ mentre le temperature variano tra i 400 e i 450°C .

Il processo di formatura QPF è analogo a quanto presentato per SPF, con la differenza che la pressione del gas viene incrementata del doppio-triplo al fine di avere la velocità di deformazione prefissata.

Diversamente dalla SPF, questa tecnologia non richiede particolari caratteristiche microstrutturali e questo comporta una riduzione del costo del materiale. Accanto a questo, si ha una riduzione dei costi in termini di tempo ciclo grazie alle maggiori velocità di deformazione. Tali due peculiarità portano la tecnologia QPF ad essere un processo papabile per la produzione di componentistica automotive. Unico svantaggio è rappresentato dal fatto che si ha un uso ininterrotto di gas in pressione, che richiede un notevole consumo di energia e di manutenzione dell'impianto.

Formatura per imbutitura profonda convenzionale

Nel processo di imbutitura profonda convenzionale la lamiera viene formata in uno stampo avente forma cilindrica o a parallelepipedo per mezzo di un punzone che deforma la lamiera all'interno della cavità della matrice. Grazie a questo sistema di deformazione, la velocità di deformazione è molto elevata (fino a 10 volte superiore rispetto al processo di SPF) mentre la

temperatura di lavorazione può arrivare fino a $300 \div 350^{\circ}\text{C}$, condizioni che non consentono il miglior rendimento in termini di duttilità e formabilità della lamiera.

Tuttavia, questo processo di lavorazione può essere associato alle lavorazioni di SPF e QPF come segue:

- con SPF si realizza una preforma che viene successivamente incrudita tramite imbutitura, ottenendo la forma finale voluta. In questo modo si incrementano le proprietà meccaniche della lamiera.
- con QPF, invece, l'imbutitura profonda convenzionale ricopre un ruolo propedeutico: la lamiera viene lavorata tramite imbutitura fino a raggiungere una forma grezza, la quale viene poi completata entro lo stesso stampo con il processo di QPF.

Recentemente si stanno sviluppando delle modifiche a tal processo con velocità di deformazione e temperature superiori, confrontabili con i processi descritti precedentemente senza però l'ausilio della pressione del gas.

3 - Dislocazioni e deformazione plastica

Nel paragrafo precedente si sono dunque analizzate le diverse tecnologie possibili in ambito di stampaggio a caldo di lamiere metalliche. Prima di entrare nel merito del materiale (lega di alluminio) adottato, si analizza a livello microscopico cosa accade durante la deformazione plastica ed, in particolar modo, nel caso questa venga condotta ad elevata temperatura.

La deformazione plastica, che si attua sulla lamiera in fase di stampaggio per darle la forma desiderata, incorre una volta superata la tensione di snervamento del materiale: superato tale valore qualunque deformazione introdotta nel materiale è permanente (per dettagli si rimanda al capitolo 3).

Dal punto di vista atomico la deformazione plastica corrisponde alla rottura di alcuni legami tra atomi tra loro vicini, allo scorrimento degli stessi ed alla conseguente formazione di nuovi legami tra nuovi atomi vicini, in risposta ad una sollecitazione applicata. Una volta rimosso il carico, gli atomi e le molecole non sono più in grado di ritornare alle loro posizioni originali: la deformazione subita risulta appunto essere permanente. Per i solidi cristallini, la deformazione plastica interessa il più delle volte il movimento delle dislocazioni. Le dislocazioni sono piani o semipiani cristallini che si inseriscono nel reticolo cristallino.

Le due tipologie fondamentali di dislocazione sono a spigolo ed a vite [9]. In una dislocazione a spigolo, il reticolo viene deformato localmente all'estremità di un semipiano aggiuntivo di atomi, dove si trova anche l'asse della dislocazione (figura 11-a, l'asse è indicato dalla linea tratteggiata arancione). Una dislocazione a vite, invece, si può considerare come il risultato di una

deformazione del reticolo dovuta ad uno sforzo di taglio e successivo scorrimento dei piani; in tal caso l'asse della dislocazione risulta al centro di una spirale, formata da una rampa di piani atomici (figura 11-b). Alcune dislocazioni nei materiali possiedono entrambe le componenti e vengono perciò definite dislocazioni miste.

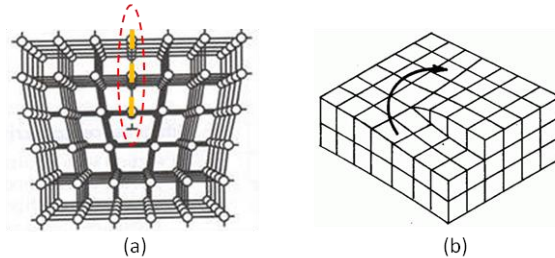


Figura 11 - Dislocazione a spigolo (a) e a vite (b) [10, 11]

La deformazione plastica corrisponde al moto di un gran numero di dislocazioni.

Il movimento delle dislocazioni può avvenire secondo due modalità: per scorrimento (glide) e per salto (climb) [12]. Il moto per scorrimento avviene lungo un piano particolare (piano di scorrimento, solitamente il piano a maggior densità atomica) sotto l'azione di un puro sforzo di taglio.

Una dislocazione a spigolo non soltanto può muoversi nel suo piano di scorrimento, ma, in certe condizioni, può liberarsi da esso con un movimento chiamato salto. Tale meccanismo di climb comporta diffusione e dunque occorre un certo tempo; inoltre il salto è favorito da un aumento di temperatura, ovvero da un aumento dell'energia termica necessaria ad attivare i movimento degli atomi.

Deformazione plastica a temperatura ambiente

La deformazione plastica dei metalli a temperatura ambiente avviene dunque come conseguenza del moto delle dislocazioni associato alla nascita di nuove dislocazioni. La presenza di più dislocazioni comporta che queste vengano ad ostacolarsi nel loro movimento a vicenda, impedendo un'ulteriore deformazione, causando così il fenomeno dell'incrudimento, che comporta un aumento dello sforzo necessario alla deformazione.

Deformazione plastica a temperatura elevata

Ad alta temperatura le dislocazioni, bloccate nel loro movimento provocato da una deformazione plastica, possono muoversi con più facilità e interessare rapidamente altri piani atomici. Il materiale così deformato a caldo ha una densità molto bassa di dislocazioni, e pertanto subisce minor incrudimento di uno lavorato a freddo, mostrando inoltre un minor

valore del carico di snervamento e una maggior duttilità [13] come mostra il confronto tra le curve nel grafico di figura 12.

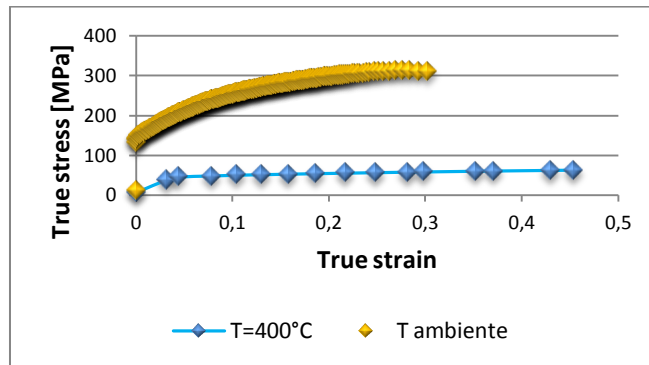


Figura 12 - Esempio dei diversi valori della tensione corrispondenti ad una stessa deformazione

A temperatura ambiente, infatti, le dislocazioni possono muoversi solo per scorrimento, mentre ad elevata temperatura possono muoversi anche attraverso moti non conservativi. Avviene quindi che ad alta temperatura il movimento delle dislocazioni diviene una sequenza di scorrimenti e salti.

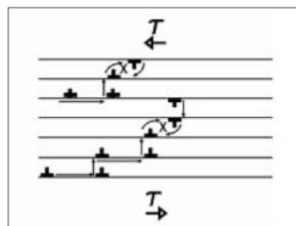


Figura 13 - Movimento di dislocazioni a spigolo ad alta temperatura; le dislocazioni si muovono attraverso una sequenza di scorrimenti (freccie orizzontali) e salti (freccie verticali), fino ad incontrare dislocazioni di segno opposto annullandosi [14]

4 - Le leghe di alluminio

Lo schema più generale di classificazione delle leghe di alluminio prevede la loro suddivisione in leghe da fonderia e in leghe da lavorazione plastica. Allo scopo di fornire una chiara e rapida spiegazione delle diverse serie di lega d'alluminio, è stato preso in riferimento il lavoro di ricerca effettuato da Paolo Fiorini [15].

D'interesse sono le leghe da lavorazione plastica, ovvero quelle leghe il cui utilizzo avviene allo stato di semilavorati, primi fra tutti laminati ed estrusi.

La designazione più usata per l'alluminio e le sue leghe è quella dell'Alluminium Association. Per i prodotti semilavorati essa consta di una sigla a quattro cifre, in cui la prima indica la classe e la seconda la modificazione rispetto alla lega originale della classe (0 per la lega originale, da 1 a 9 per le leghe modificate); le ultime due cifre servono invece ad identificare la lega specifica nelle

classi 2xxx e 9xxx o la purezza dell'alluminio nella classe 1xxx. Alla designazione segue un codice indicante lo stato di fornitura.

Le leghe di alluminio da lavorazione plastica vengono ulteriormente suddivise in due categorie al fine di classificarle in maniera chiara e facilmente comprensibile. Si distinguono in leghe da trattamento termico e leghe da incrudimento, in relazione al meccanismo fisico-strutturale che ne determina il livello finale di resistenza meccanica e, più in generale, la combinazione delle varie proprietà.

L'immagine seguente illustra chiaramente la classificazione delle leghe da lavorazione plastica.

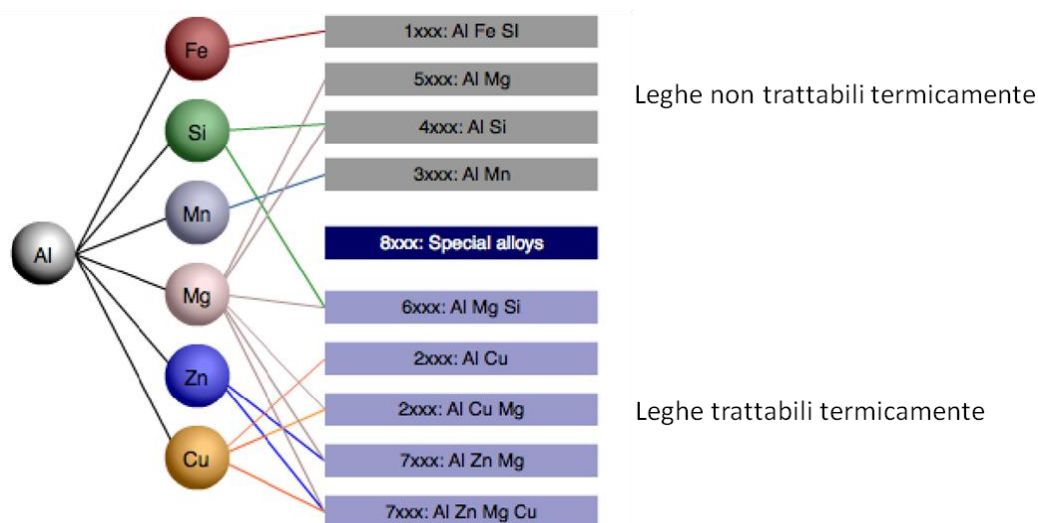


Figura 14 - Composizione delle leghe di alluminio e loro classificazione [16]

Le leghe da trattamento termico appartengono dunque alle serie 2xxx, 6xxx e parzialmente 8xxx e vengono usate per la produzione di tutti i principali semilavorati (estrusi, laminati, forgiati, trafilati). La loro caratteristica peculiare è rappresentata dal fatto che possono presentare un aumento della resistenza meccanica come risposta a determinati trattamenti termici che provocano, dal punto di vista microstrutturale, la formazione di fasi indurenti omogeneamente disperse nella matrice di alluminio.

Nella impostazione più classica i trattamenti atti a realizzare questo processo possono essere così schematizzati:

- trattamento termico ad elevata temperatura per ottenere la massima solubilizzazione degli alliganti
- raffreddamento rapido (o tempra) per bloccare questa situazione di solubilizzazione
- trattamento termico a bassa temperatura (invecchiamento naturale) o a medio-alta temperatura (invecchiamento artificiale) durante il quale si ha la formazione vera e propria delle fasi indurenti.

In alcuni casi, al fine di aumentare la resistenza meccanica, vengono intercalati ai trattamenti termici specifici trattamenti di deformazione plastica, realizzando i cosiddetti cicli termo-meccanici.

Nella tabella che segue sono riportati gli stati fisici di impiego delle leghe da trattamento termico, con o relativi codici usati per la loro designazione.

Codice	Trattamenti termici e meccanici
T1	Ricottura ed invecchiamento naturale
T2	Ricottura, incrudimento e invecchiamento naturale
T3	Tempra di soluzione, incrudimento e invecchiamento naturale
T4	Tempra di soluzione e invecchiamento naturale
T5	Ricottura e invecchiamento artificiale.
T6	Tempra di soluzione e invecchiamento artificiale
T7	Tempra di soluzione e stabilizzazione
T8	Tempra di soluzione, incrudimento e invecchiamento artificiale
T9	Tempra di soluzione, invecchiamento artificiale e incrudimento
T10	Ricottura, incrudimento e invecchiamento artificiale

Tabella 3 - Codici di designazione degli stati fisici di impiego delle leghe trattabili termicamente [15]

Le leghe da incrudimento appartengono alle serie 1xxx, 3xxx, 4xxx, 5xxx e, parzialmente, 8xxx e vengono in genere utilizzate per la produzione di laminati e trafilati. Esse sono caratterizzate dal fatto che la loro resistenza meccanica può essere incrementata solo mediante deformazione plastica a freddo.

Per queste leghe i trattamenti termici (ricottura) vengono infatti utilizzati solo per ridurre o annullare parzialmente gli effetti della deformazione plastica e realizzare gli stati fisici intermedi tra il ricotto, che ha la minima resistenza meccanica e la massima plasticità, e l'incrudito, che ha la massima resistenza meccanica e la minima plasticità.

Codice	Trattamenti termici e meccanici
F	Grezzo di produzione
O	Completa ricottura
H	Incrudimento per deformazione dopo ricottura

Tabella 4 - Codici di designazione degli stati fisici di impiego delle leghe non trattabili termicamente [15]

4.1 - Caratteristiche generali delle leghe di alluminio

Come prima evidenziato, le leghe di alluminio da lavorazione plastica vengono classificate in funzione della composizione chimica all'interno di otto famiglie (serie) che si distinguono fra loro per i principali costituenti di lega; dagli alliganti dipendono in ultima analisi le proprietà fondamentali che contraddistinguono le serie stesse.

Le proprietà base delle principali famiglie di leghe sono riassunte di seguito (viene riportata una breve descrizione delle diverse famiglie [15]).

Serie 1xxx – alluminio puro

I vari tipi di alluminio si contraddistinguono in funzione della purezza o titolo, che non risulta mai inferiore al 99,0%.

- Principali caratteristiche: bassa resistenza meccanica, buona duttilità, elevata conducibilità elettrica, ottima resistenza alla corrosione, elevata attitudine alla finitura superficiale
- Principali settori applicativi: industria elettrica, chimica e petrolchimica, edilizia, decorazioni

Serie 2xxx – leghe alluminio-rame

Il rame è il principale alligante; altri importanti elementi presenti in alcune leghe sono il magnesio e il silicio, in grado di influenzare il processo di invecchiamento, e il manganese e il cromo, per il controllo della ricristallizzazione e quindi della granulazione.

- Principali caratteristiche: elevata resistenza meccanica, anche a temperature medio-alte, modulo elastico superiore a tutte le altre leghe, difficile saldabilità, bassa resistenza alla corrosione.
- Principali settori applicativi: industria aerospaziale, armamenti, meccanica, sport.

Serie 3xxx – leghe alluminio-manganese

Il manganese è il principale alligante, accompagnato dal magnesio, in alcuni tipi di leghe per incrementare la resistenza meccanica.

- Principali caratteristiche: elevata formabilità, ottima saldabilità, buona resistenza alla corrosione, medio-basse caratteristiche meccaniche.
- Principali settori applicativi: edilizia, imballaggio, tubi elettrosaldati, scambiatori di calore.

Serie 4xxx – leghe alluminio-silicio

Leghe da fonderia.

Serie 5xxx – leghe alluminio-magnesio

Il magnesio è il principale elemento di alligazione; altri importanti elementi spesso presenti sono il manganese e il cromo, in grado di controllare i processi di ricristallizzazione.

- Principali caratteristiche: resistenza meccanica crescente all'aumentare del tenore di magnesio, buona resistenza alla corrosione (specie in ambiente marino), buona formabilità, buona saldabilità.
- Principali settori applicativi: edilizia, costruzioni navali, industria chimica e alimentare, trasporti e meccanica.

Serie 6xxx – leghe alluminio-magnesio-silicio

E' la famiglia di leghe più utilizzata in assoluto per le combinazioni di proprietà che queste leghe consentono. Il magnesio e il silicio sono i principali alliganti. Altri importanti elementi sono il rame, che interviene nel processo di invecchiamento, e il cromo e manganese, per il controllo della ricristallizzazione.

- Principali caratteristiche: elevata formabilità a caldo, tanto da essere considerate le leghe da estrusione per eccellenza, buona deformabilità a freddo negli stati ricotto e T4, buona resistenza alla corrosione, ottima saldabilità, caratteristiche meccaniche da medie a medio alte in funzione del tenore di alliganti.
- Principali settori applicativi: edilizia, strutture, meccanica, trasporti terrestri e navali, sport.

Serie 7xxx – leghe alluminio-zinco

Lo zinco è considerato il principale elemento di alligazione, anche se magnesio e rame sono in genere presenti, singolarmente o abbinati, con notevole influenza sui processi di invecchiamento. Altri elementi presenti sono il cromo, il manganese e lo zirconio, per il loro effetto sui fenomeni di ricristallizzazione.

- Principali caratteristiche: elevata resistenza meccanica, specie in presenza di rame, buona saldabilità e resistenza alla corrosione in assenza di rame.
- Principali settori applicativi: industria aerospaziale, armamenti, bulloneria, meccanica.

Serie 8xxx

A differenza delle altre, questa serie rappresenta più un contenitore che una famiglia, in quanto le composizioni di queste leghe risultano molto diverse tra loro, non catalogabili come i precedenti raggruppamenti. Infatti in questa categoria si possono trovare leghe per conduttori

elettrici, per fogli sottili da imballaggio nonché complesse leghe contenenti litio utilizzate in ambito aeronautico.

Le tabelle seguenti illustrano l'attuale utilizzo delle leghe da lavorazione plastica nel settore automotive.

Leghe	Principali applicazioni
1050	Tubi per scambiatori di calore
3003	Radiatore, raffreddatori aria condizionata
6005A	Parti di space frame, sedili e sospensioni
6008	Space-frame
6014	Space-frame
6060	Supporti motore, parti molto deformate
6061	Guide sedili, paraurti, parti ABS, sub frame
6063	Parti di space-frame e sub-frame, struttura anti crash
6082	Barre laterali antimpatto, telaio portiere, space-frame, sub-frame
6106	Parti di space- frame e di strutture anti crash
7003	Paraurti

Tabella 5 - Principali leghe per estrusi impiegate nelle automobili [15]

Leghe	Principali applicazioni
1050	Ripari calore, alette per scambiatori calore
3003	Scambiatori di calore
5005	Ripari calore, parti strutturali
5052	Chassis, parti strutturali
5454	Ruote
5754	Chassis, assali, pannelleria interna
5182	Parti strutturali, pannelleria interna
5083	Parti strutturali
6016	Scocca, pannelleria esterna
6181A	Scocca, pannelleria interna
6111	Scocca, pannelleria esterna

Tabella 6 - Principali leghe per laminati impiegate nelle automobili [15]

4.2 - La lega AA6016

L'analisi delle diverse famiglie di lega appena effettuata illustra le ottime caratteristiche della serie 6xxx. In particolare la lega oggetto di studio del lavoro di tesi è la lega AA6016.

La lega è fornita allo stato T4, ovvero dopo trattamento di solubilizzazione, tempra ed invecchiamento naturale fino ad una condizione di stabilità.

La percentuale in peso degli elementi alliganti è mostrata nella tabella:

Designazione	Composizione chimica					
	Si, %wt	Fe, %wt	Cu, %wt	Mn, %wt	Mg, %wt	Al
AA6016	1,10	0,28	0,069	0,058	0,39	rimanente

Tabella 7 - Composizione chimica della lega AA6016

Analisi micrografica della lega AA6016

Come si vedrà nel dettaglio nel capitolo riguardante le prove di trazione alle elevate temperature, il materiale viene sottoposto a prove caratterizzate da alti valori della temperatura. Con l'obiettivo di verificare il comportamento microstrutturale della lega AA6016 si sono eseguiti trattamenti di tempra sul materiale base con temperature differenti e diversi periodi di permanenza in forno.

Si è dunque effettuata un'analisi al microscopio ottico al fine di osservare eventuali variazioni della dimensione del grano prima e dopo i cicli termici applicati.

Da un confronto delle immagini micrografiche catturate per le diverse temperature di riscaldamento e per i diversi periodi di mantenimento in forno a cui è stato sottoposto il materiale, con le immagini ottenute per il materiale mantenuto a temperatura ambiente (stato di fornitura T4) si può affermare che i cicli termici, adottati, si vedrà, nelle prove di trazione, non influenzano in modo rilevante l'aspetto microstrutturale della lega.

Si riportano quindi le micrografie effettuate sulla lega AA6016 per le temperature di permanenza in forno di 300°C, 400°C, 450°C e 500°C (le stesse temperature a cui sono stati effettuati i test di trazione) per un minuto, 5 minuti e 10 minuti. A tale fase di mantenimento a temperatura elevata segue tempra in acqua.

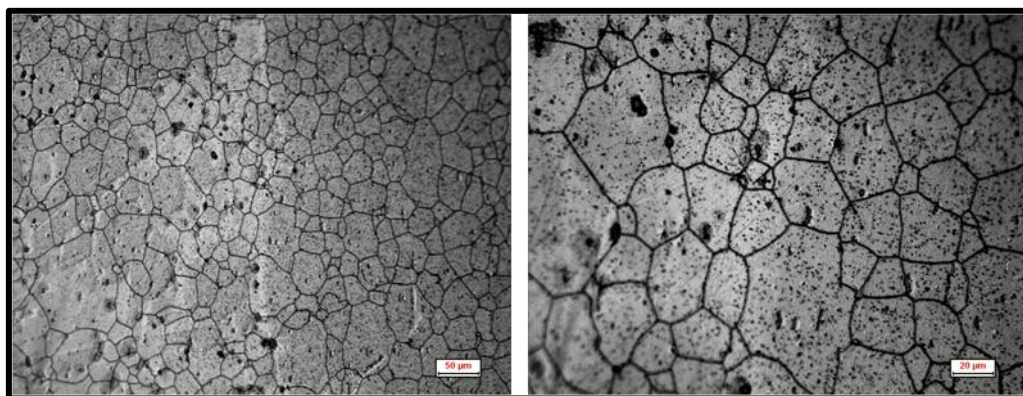


Figura 15 - Materiale base a temperatura ambiente (ingrandimenti: 200x e 500x)

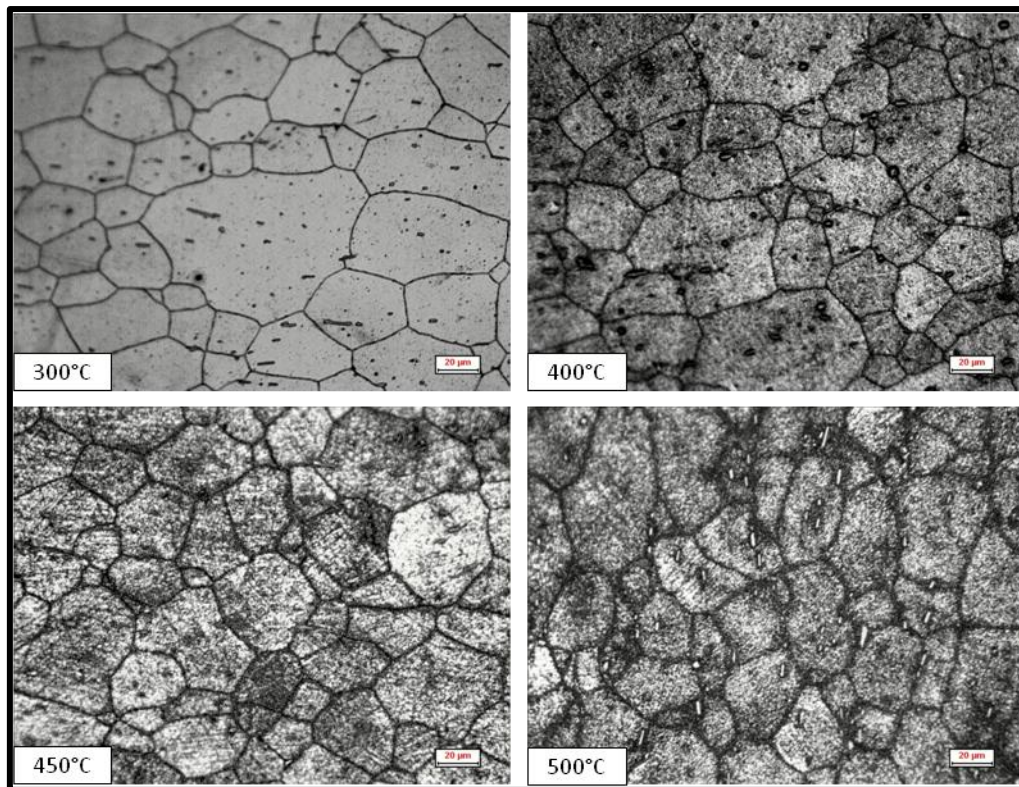


Figura 16 - Materiale riscaldato alle diverse temperature per un minuto e temprato in acqua (500x)

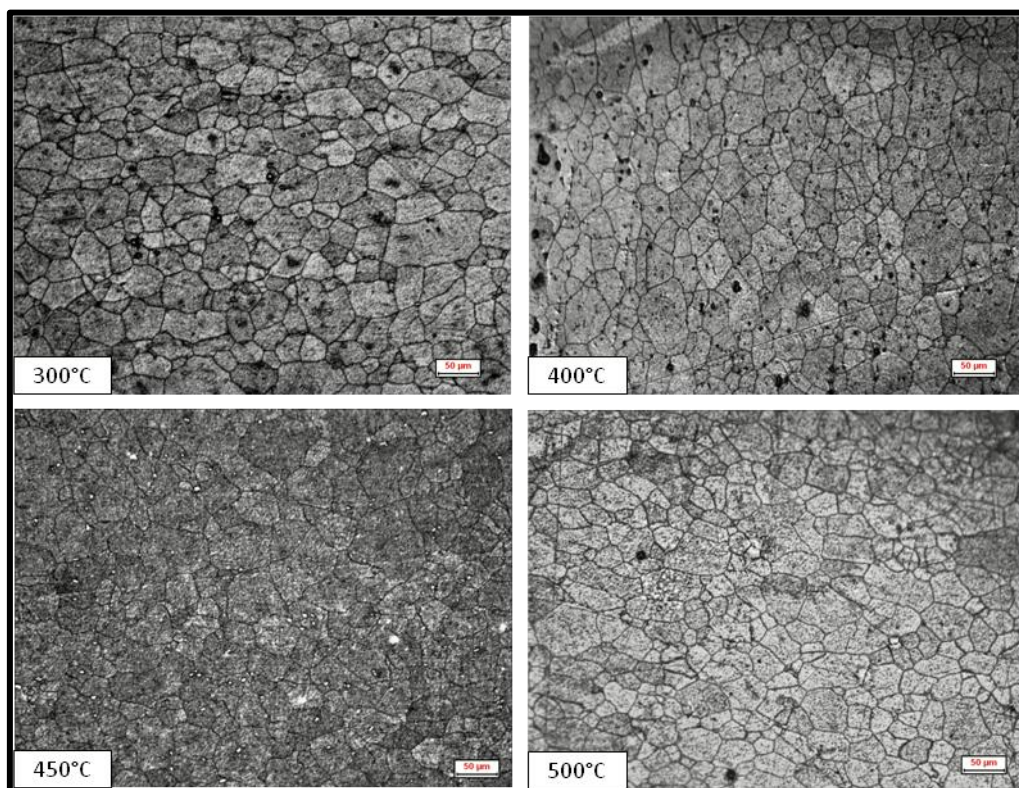


Figura 17 - Materiale riscaldato alle diverse temperature per 5 minuti e temprato in acqua (200x)

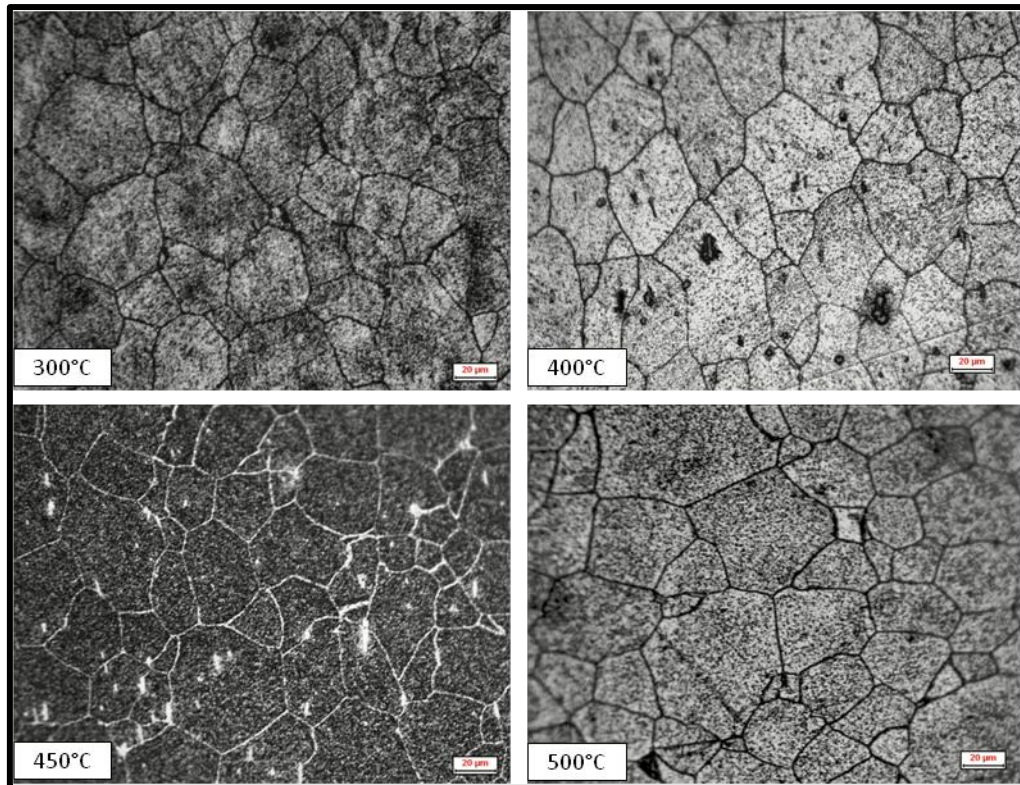


Figura 18 - Materiale riscaldato alle diverse temperature per 10 minuti e temprato in acqua (500x)

Da un'attenta analisi delle micrografie sopra riportate si può osservare come la dimensione media dei grani non subisca sostanziali modifiche. Questo indica come la temperatura non vada ad influenzare le caratteristiche microstrutturali della lega AA6016.

LO STATO DELL'ARTE

Questo capitolo offre una panoramica circa la letteratura esistente e d'interesse per il lavoro di tesi. Sfortunatamente per la lega AA6016 in letteratura gli articoli presenti non sono molti, specialmente nell'ambito dello stampaggio a caldo.

Controllo della tessitura nei processi termomeccanici per lamiere di serie 6xxx

Le proprietà delle leghe Al-Mg-Si per le applicazioni nelle carrozzerie delle automobili sono largamente controllate dalla microstruttura e dalla tessitura cristallografica delle lamiere finali. Il lavoro di Olaf Engler e Jurgen Hirsch [1] analizza l'impatto della tessitura sulla formabilità ed, in particolare, sull'aspetto delle lamiere. La ricerca riassume l'evoluzione di microstruttura e tessitura durante gli stadi principali dei processi termo-meccanici con cui vengono lavorate le lamiere. La sequenza dei trattamenti termo-meccanici a cui è sottoposto il materiale è schematizzata nella figura seguente.

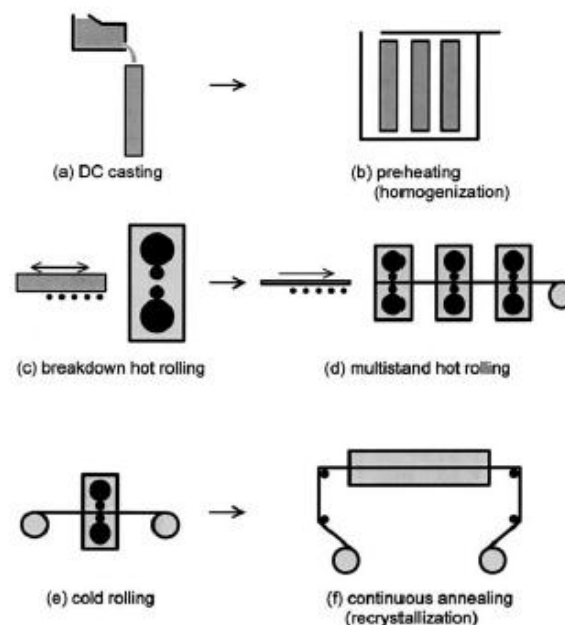


Figura 1 - Schema dei processi termo-meccanici su leghe di serie 6xxx [1]

In preparazione per la laminazione a caldo i lingotti vengono preriscaldati a temperature tra i 480°C e i 580°C, in un ciclo che dura 48 ore. Durante tale preriscaldamento il materiale viene omogeneizzato. I lingotti caldi vengono trasferiti alla linea dove subiscono una laminazione in più step fino all'ottenimento di una lamiera di spessore 3-6 mm. Tale lastra viene dunque lasciata raffreddare e viene successivamente laminata a freddo fino allo spessore finale di 0,8-1,2 mm.

Al fine di ottenere il massimo indurimento per invecchiamento ed una buona formabilità il materiale viene sottoposto ad un trattamento termico di solubilizzazione. Il materiale viene cioè rapidamente scaldato ad una temperatura di 500-570°C al fine di permettere il dissolversi degli elementi in lega e quindi viene temprato per mantenere la struttura in soluzione solida. Durante il periodo di riscaldamento avviene la ricristallizzazione della microstruttura. Dopo la ricottura finale la lamiera viene livellata, possibilmente pre-invecchiata al fine di stabilizzare la struttura e fornire una miglior risposta all'indurimento per invecchiamento. Solitamente la lamiera viene pre-lubrificata o pre-rivestita prima dell'operazione di stampaggio.

La resistenza finale che il componente presenta in esercizio è raggiunta dopo le operazioni di invecchiamento, preferibilmente durante il ciclo di cottura della vernice di componenti automotive che consiste in una ricottura a 160-200°C per 20-30 minuti.

Durante l'omogeneizzazione, le particelle non dissolvibili vengono rese sferoidali e le parti solubili nel materiale (principalmente Mg_2Si) vengono dissolte. Il tasso di omogeneizzazione dipende dalla temperatura e dal tempo. Una temperatura di omogeneizzazione troppo bassa riduce l'invecchiamento del materiale.

I parametri della laminazione condotta a caldo sono la velocità di laminazione e la temperatura di uscita; tali parametri controllano il livello di energia immagazzinato durante la deformazione a caldo e con essa la ricristallizzazione durante il periodo di raffreddamento.

La principale variabile della laminazione a freddo è, invece, la resistenza della tessitura risultante dalla laminazione.

Il meccanismo di ricristallizzazione durante la ricottura finale e la tessitura e la dimensione della grana risultante sono governati dallo stato di precipitazione. Il controllo della precipitazione durante l'intero processo termomeccanico è richiesto al fine di ottenere una tessitura di ricristallizzazione debole con una buona formabilità e un buon aspetto superficiale nelle lamiere di serie 6xxx.

Confronto tra due leghe di serie 6xxx per l'impiego nell'ambito automotive

Nella ricerca di automobili più leggere, per le ragioni ampiamente discusse nel capitolo introduttivo, l'industria automobilistica mostra un forte interesse per le lamiere di alluminio

nella produzione delle carrozzerie. Il requisito base di tali lamiere è una buona formabilità, in modo tale che le lamiere possano venir stampate, per poi restaurare o aumentare la loro resistenza quando il componente formato viene verniciato e dunque ricotto. Le leghe della serie 6xxx, Al-Mg-Si, sono spesso utilizzate. Tali leghe presentano una buona formabilità, resistenza alla corrosione e mostrano un rafforzamento per precipitazione dopo il ciclo di cottura della vernice [2].

Si osserva però che la formabilità e la resistenza delle leghe di alluminio è inferiore se confrontata con l'acciaio. Questo porta alla necessità di acquisire maggiori conoscenze circa la relazione tra i processi, la microstruttura e le proprietà meccaniche di queste leghe. Il lavoro di T. Moons, P. Ratchev, P. De Smith, B. Verlinden e P. Van Houtte [3] propone un confronto tra due diverse leghe di alluminio di serie 6xxx aventi un diverso contenuto di silicio. In tale lavoro è stata studiata l'influenza sulle proprietà meccaniche dell'invecchiamento, della deformazione e di un secondo trattamento di solubilizzazione. La composizione delle due leghe analizzate è data dalla tabella seguente, si noti che una delle leghe indagate è proprio la lega AA6016.

Alloy	Si, wt.%	Fe, wt.%	Cu, wt.%	Mn, wt.%	Mg, wt.%	Al
6016	1.10	0.28	0.069	0.058	0.39	balance
Experimental 6xxx	0.89	0.25	0.053	0.18	0.35	balance

Tabella 1 - Composizione delle due leghe indagate [3]

Sono stati effettuati test di trazione su provini dopo aver subito un trattamento di solubilizzazione, mantenuti cioè a 550°C per 60 secondi e dunque temprati in acqua. Le proprietà meccaniche sono state misurate per mezzo dei risultati dei test di trazione:

- dopo 10 giorni di invecchiamento naturale (condizione T4)
- dopo 10 giorni di invecchiamento naturale e successivo invecchiamento artificiale corrispondente alla fase di cottura della vernice (30 minuti a 180°C) e raffreddamento in aria
- dopo 10 giorni di invecchiamento naturale, 2 e 5% di deformazione imposta lungo la direzione di laminazione e cottura a 180°C o a 205°C per 30 minuti e raffreddamento in aria
- dopo un secondo trattamento di solubilizzazione a 490°C per 30 secondi o per 2 ore e successiva tempra in acqua, seguito da 10 giorni di invecchiamento naturale, cottura a 205°C per 30 minuti e raffreddamento in aria

L'influenza della temperatura di invecchiamento artificiale è mostrata dai grafici proposti nelle figure seguenti.

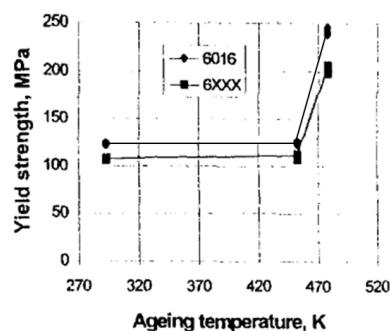


Figura 2 - Tensione di snervamento in funzione della temperatura di invecchiamento artificiale [3]

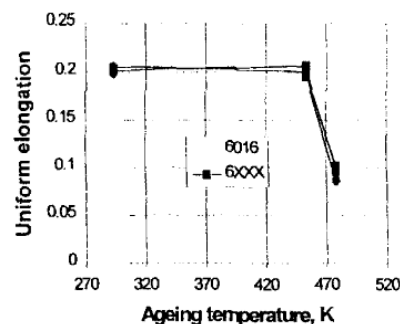


Figura 3 - Allungamento uniforme in funzione della temperatura in invecchiamento artificiale [3]

La figura 2 mostra come un invecchiamento artificiale a 180°C (453K) condotto dopo un invecchiamento naturale di 10 giorni non influenza in le proprietà meccaniche di entrambe le leghe, come mostrano i tratti paralleli delle curve proposte nei diagrammi. La lega AA6016 mostra una tensione di snervamento maggiore di circa il 20% rispetto all'altra lega studiata, ma la medesima duttilità. Dopo un invecchiamento a 205°C (478K) entrambe le leghe mostrano un drastico aumento della resistenza (figura 2) e un calo della duttilità (figura 3).

Si è stabilito che tale fatto è correlato ai precipitati coerenti β'' -Mg₂Si che si formano durante l'invecchiamento artificiale, che provocano il rafforzamento per precipitazione di fase nelle leghe di serie 6xxx [4]. È stata condotta un'indagine mediante il TEM che ha dimostrato che la maggior tensione di snervamento presentata dalla lega 6016 dopo l'invecchiamento condotto a 205°C (478K) è legato alla maggior frazione di volume di precipitati di fase β'' .

Il maggior valore della tensione di snervamento posseduto dalla lega AA6016 rispetto alla lega sperimentale dopo invecchiamento naturale o artificiale è stato dimostrato quindi essere dovuto al rafforzamento dei cluster a causa del maggior contenuto di silicio della lega AA6016.

L'influenza della predeformazione (2 e 5%) sulla tensione di snervamento per le due temperature di invecchiamento analizzate è data dal diagramma di figura 4. Si può osservare che dopo la predeformazione e invecchiamento a 453K per 30 minuti la tensione di snervamento di entrambe le leghe aumenta in modo circa lineare all'aumentare della predeformazione.

Mediante indagini TEM si è osservato che tale aumento non è dovuto all'invecchiamento (la precipitazione di fase β'' non ha luogo) bensì all'incrudimento.

Dal grafico si vede inoltre come nel caso di invecchiamento condotto a 478K si ha ancora un andamento lineare fino ad una predeformazione del 2% per poi pervenire ad una situazione di plateau dovuta alla combinazione di due effetti: incrudimento ed indurimento per precipitazione.

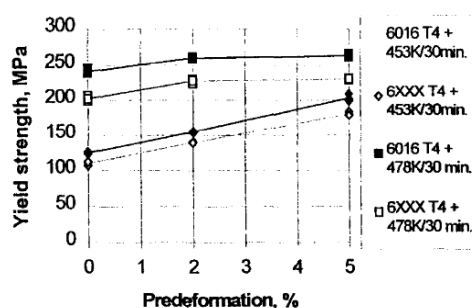


Figura 4 - Influenza della predeformazione sulla tensione di snervamento per le due temperature di invecchiamento

Alloy	6016			6XXX		
	0.2	2	5	0.2	2	5
Engineering strain from the tensile test curve, %	0.2	2	5	0.2	2	5
Flow stress during tensile test in T4 condition, MPa	123	152	190	107	136	171
Predeformation in T4 condition, %	0	2	5	0	2	5
Yield strength, after predeformation in T4 and baking at 453K, MPa	123	154	203	107	140	180
Strengthening due to baking at 453K, MPa	0	2	13	0	4	9
Yield strength, after predeformation in T4 and baking at 478K, MPa	241	260	263	202	228	230
Strengthening due to baking at 478K, MPa	118	108	73	95	92	59

Tabella 2 - Tensione di flusso durante i test di trazione, confrontati con la tensione di snervamento dopo diversi valori della predeformazione e della temperatura di ricottura [3]

Un secondo gruppo di provini è stato sottoposto ad un secondo trattamento di solubilizzazione a 763K (490°C). La ragione di tale trattamento è che un trattamento termico in una regione bifasica (soluzione solida + silicio) conduce alla precipitazione di precipitati di silicio molto fini, che danno una miglior formabilità rispetto alle condizioni T4. Il trattamento è stato effettuato per 30 secondi e per 2 ore a 763K nelle regioni bifasiche delle due leghe. Mediante la microanalisi condotta con raggi-x si sono individuati precipitati molto piccoli ai bordi grano composti da solo silicio nei campioni di lega AA6016, ed uguali, ma con minor densità, nell'altra lega. La tensione di snervamento posseduta dalle leghe è data dall'immagine seguente: in entrambi i casi si osserva un calo della tensione di snervamento nel tempo.

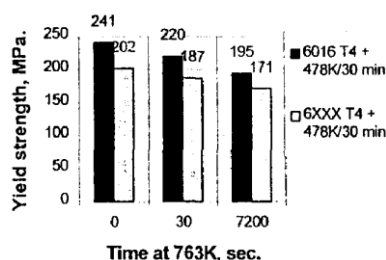


Figura 5 - Tensione di snervamento in istanti diversi del secondo trattamento di solubilizzazione [3]

Analisi degli effetti di diversi trattamenti termici sulla durezza finale del componente

Le lamiere di serie 6xxx allo stato T4 (tempra di solubilizzazione seguita da un invecchiamento naturale) presentano un'alta resistenza prima dello stampaggio e necessitano di venir rinforzate mediante il ciclo di ricottura della vernice al fine di soddisfare le richieste di resistenza alle ammaccature del componente (carrozzeria) in esercizio. La resistenza dopo tale ciclo di ricottura non viene però migliorata, anzi, al contrario, la lamiera presenta una resistenza minore a quella della condizione T4. Pertanto, gli studi si sono spostati su come poter sfruttare il vantaggio offerto dall'incremento di resistenza che la lega presenta dopo un trattamento di invecchiamento.

La ricerca di Liu Hong, Zhao Gang, Liu Chun-mingm, Zuo Liang [5] si occupa di indagare le caratteristiche della precipitazione ed il comportamento del rafforzamento per invecchiamento artificiale delle leghe di serie 6xxx in diverse condizioni di tempra di solubilizzazione.

L'invecchiamento, in sostanza, consiste in una precipitazione controllata da soluzione solida sovrassatura mirata all'aumento di resistenza e durezza della lega (per dettagli si rimanda al capitolo 5).

Le ricerche [5] hanno preso in oggetto tre differenti leghe le cui composizioni sono date dalla tabella.

Alloy	Si	Mg	Cu	Mn	Fe
1	1.04	0.69	0.67	0.11	0.31
2	1.06	0.70	0.71	0.63	0.31
3	1.14	0.75	0.71	0.87	0.29

Tabella 3 - Composizione chimica delle leghe (mass fraction %) [5]

I trattamenti termici effettuati sui campioni sono stati:

1. stato temprato: mantenimento del campione a 540°C per 30 minuti e quindi tempra in acqua fino a temperatura ambiente
2. tempra T4: tempra di solubilizzazione seguita da due settimane di invecchiamento naturale a temperatura ambiente
3. tempra T4P: si conduce un trattamento di invecchiamento di breve durata (5, 10, 20 e 30 minuti) a 170°C subito dopo la tempra di solubilizzazione e quindi invecchiamento naturale per 2 settimane a temperatura ambiente
4. tempra T4P1: si conduce un primo trattamento di invecchiamento artificiale a 140°C per 10 minuti subito dopo la tempra di solubilizzazione e quindi un secondo stadio di invecchiamento a 200°C per tempi diversi (5, 10 e 15 minuti) seguito da invecchiamento naturale a temperatura ambiente di due settimane

Tutti i campioni sono stati poi soggetti ad un invecchiamento artificiale a 170°C per periodi di mantenimento differenti.

Su tali campioni sono stati condotti test di trazione ed effettuate misure di durezza.

Le figure seguenti illustrano gli effetti dello stato di solubilizzazione (condizione 1) e della tempra T4 (condizione 2) sul trattamento di invecchiamento artificiale a 170°C.

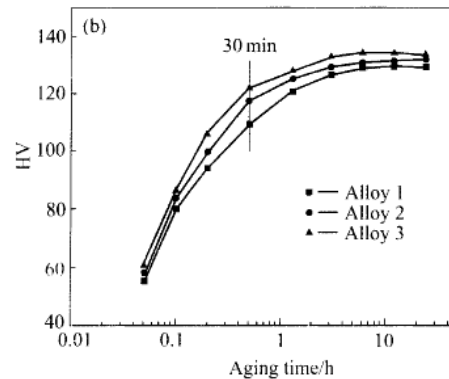


Figura 6 - Effetti della condizione di solubilizzazione sul trattamento di invecchiamento artificiale a 170°C finale [5]

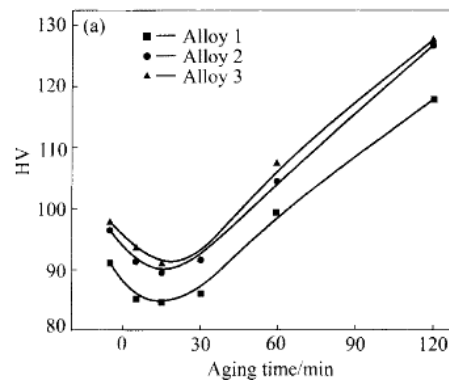


Figura 7 - Effetti della condizione di tempra T4 sul trattamento di invecchiamento artificiale a 170°C finale [5]

È possibile vedere come tutte le leghe in condizione T4P presentano un calo della durezza nei primi stadi dell'invecchiamento artificiale e, dopo 30 minuti, il valore della durezza aumenta. Tale valore rimane comunque minore di quello presentato dalle leghe in condizioni di solubilizzazione come è evidente dal confronto dei due grafici precedenti.

Tale risultato indica dunque che la microstruttura delle leghe prima dell'invecchiamento artificiale a 170°C influenza il comportamento del rafforzamento per precipitazione di fase. Il numero di fase β'' nelle leghe decide gli effetti dell'indurimento: maggiore è la fase β'' presente, maggiore è l'indurimento. L'invecchiamento artificiale nella lega solubilizzata causa un rafforzamento del materiale in quanto si ha una più facile precipitazione della fase β'' , dato che questa tende naturalmente ad una condizione di maggior stabilità.

Si analizzano dunque gli effetti del pre-invecchiamento a 170°C per diversi periodi, ovvero la condizione dei provini 3.

In tutti i casi i grafici mostrano che all'aumentare dell'invecchiamento artificiale il materiale presenta un incremento della durezza.

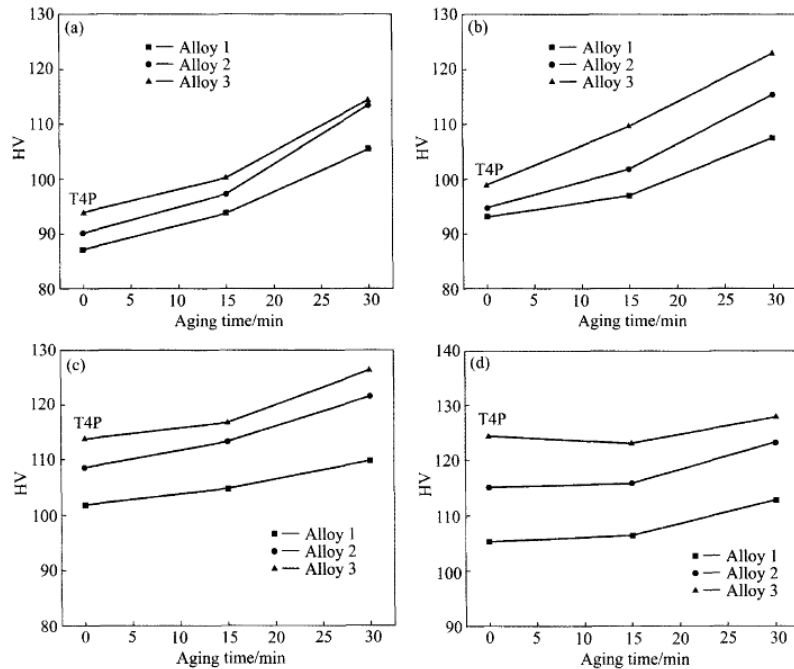


Figura 8 - Effetti dei diversi pre-invecchiamenti a 170°C della durata di 5 minuti (a), 10 minuti (b), 20 minuti (c) e 30 minuti (d) sul seguente rafforzamento per invecchiamento artificiale delle leghe per diversi tempi (asse x) [5]

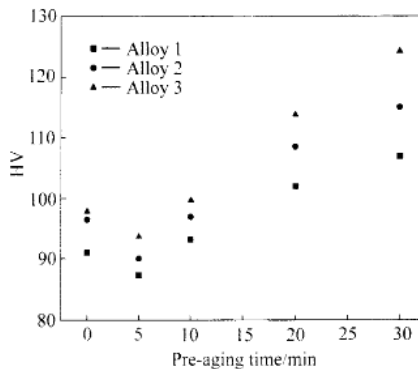


Figura 9 - Effetti dei diversi tempi di pre-invecchiamento a 170°C sulla durezza delle lamiere T4P

Osservando la figura 9, si può affermare che se il pre-invecchiamento ha durata minore di 10 minuti, la durezza delle lamiere allo stato T4 è maggiore di quelle allo stato T4P, viceversa se il periodo di pre-invecchiamento eccede i 10 minuti. Tale fatto è attribuito all'effetto di contenimento della diminuzione di concentrazione del soluto e delle vacanze nella soluzione solida sovrassatura sulla successiva precipitazione per invecchiamento naturale e porta ad una riduzione della durezza nella condizione T4P, ma nel caso di lunghi tempi di pre-invecchiamento

accade che si ha un'accelerazione nella formazione della fase β'' che provoca un aumento della durezza nei provini T4P (con periodi di pre-invecchiamento superiori ai 10 minuti).

Effettuare un secondo stadio di pre-invecchiamento artificiale a 200°C per diversi periodi (condizione 4, T4P1) ha mostrato che la durezza e il successivo indurimento per precipitazione aumenta all'aumentare della durata del secondo stadio di pre-invecchiamento. Tale risultato è lo stesso di quanto discusso per il singolo stadio di pre-invecchiamento. Confrontando la durezza T4P1 con la durezza T4 si è osservato che i valori di durezza acquisiti con T4P1 sono minori di quelli T4.

Le lamiere di alluminio trattate devono quindi garantire un buon comportamento in fase di stampaggio e in fase in invecchiamento per ciclo di cottura della vernice.

Da un confronto dei due grafici di seguito proposti si ottiene che un pre-invecchiamento a 170°C per 5 minuti può soddisfare entrambe le richieste delle lamiere di alluminio destinate all'ambito automotive. Si vuole infatti che il materiale presenti un alto valore della durezza dopo l'invecchiamento artificiale (figura 9-a), ma un basso valore della durezza in fase di stampaggio (figura 9-b).

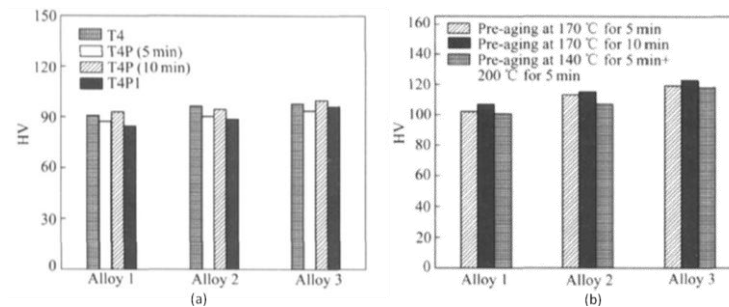


Figura 10 - Effetti di differenti trattamenti di pre-invecchiamento sull'indurimento per invecchiamento artificiale delle leghe (a); Effetti di differenti trattamenti di pre-invecchiamento sulla durezza T4P delle leghe (b) [5]

Ulteriori studi sono stati condotti ed hanno mostrato che tale materiale inoltre una minor tensione di snervamento, garantendo quindi minor resistenza in condizioni di lavorazione.

Numerosi studi hanno simulato il ciclo di ricottura della vernice come un invecchiamento artificiale di 30 minuti a 170°C: il grafico seguente mostra come il materiale sottoposto a tempra di solubilizzazione e quindi pre-invecchiamento a 170°C per 5 minuti, mostri una miglior temprabilità.

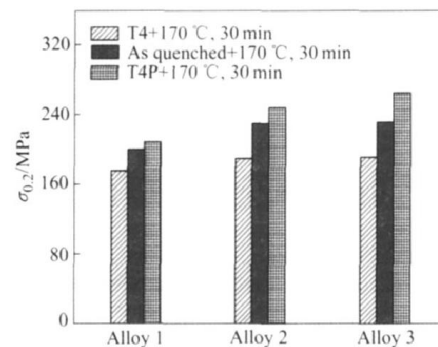


Figura 11 - Effetti delle diverse tempere sulle resistenze delle lamiere al termine del ciclo di ricottura della vernice

Questa ricerca, dunque, delinea la procedura ottimale per lo stampaggio a freddo delle leghe di serie 6xxx, focalizzandosi sulle proprietà meccaniche del componente finale.

Nell'introduzione si è visto, però, come spesso non è possibile ottenere lo stampaggio della geometria del componente in quanto a freddo il materiale non garantisce la formabilità necessaria. Appare dunque evidente e necessaria la trattazione del processo di stampaggio a caldo.

Lo stampaggio a caldo

La domanda di alluminio del settore automotive negli ultimi anni è cresciuta in risposta alla crescita della necessità di realizzare strutture leggere. Sebbene attualmente l'alluminio è utilizzato in numerosi componenti, l'adozione di parti stampate da lamiere di alluminio è ancora limitata. Spesso, le leghe di alluminio di serie 6xxx vengono formate allo stato T4, stato in cui la duttilità, misurata come deformazione a rottura, raggiunge valori pari a 0,2. Tuttavia, la caratteristica di duttilità della condizione T4 è significativamente inferiore rispetto a quanto presentato dall'acciaio.

Nella conversione di un componente originariamente in acciaio in alluminio, accade che il componente debba essere riprogettato in molte sottoparti al fine di assicurare la riuscita dello stampaggio; inoltre, il ritorno elastico della lamiera di alluminio deformata e la distensione delle tensioni che accorrono durante l'invecchiamento artificiale può portare a problematiche legate alle tolleranze geometriche.

Per bassi volumi produttivi si sfrutta la formatura superplastica al fine di superare tali problemi di formabilità. Tale tecnologia presuppone alte temperature e basse velocità di stampaggio, imponendo quindi bassi tempi ciclo ed elevato dispendio di energia. Inoltre, si richiede un materiale avente grana estremamente fine e di conseguenza costoso.

Per numerosi anni è stata studiata la warm forming (formatura a tiepido), per aumentare la duttilità. Tipicamente gli stampi venivano scaldati per assicurare una temperatura costante durante la deformazione. Temperature tipiche erano 150-300°C. A temperature superiori ai 300°C la microstruttura si deteriora [6] per cui si rende necessario un addizionale trattamento termico. Il guadagno in formabilità raggiunto è tuttavia modesto se confrontato alla complessità di riscaldamento di grezzo e attrezzatura: di conseguenza il warm forming è stato abbandonato. Attualmente la tecnologia adottata e studiata è lo stampaggio a caldo.

Le ricerche di Xiaobo Fan, Zhubin He, Shijian Yuan, Kailum Zheng [7] forniscono una descrizione di tale tecnologia.

Condurre le operazioni di stampaggio ad elevata temperatura fa sì che diminuisca la resistenza alle deformazione ed aumenti la formabilità del materiale; inoltre il ritorno elastico si riduce significativamente. Tale comportamento del materiale è stato oggetto di studio di numerose ricerche [8, 9].

Nonostante tale ottimo comportamento, condurre lo stampaggio a caldo distrugge la microstruttura desiderata. Si fa allora seguire un trattamento termico sul materiale allo scopo di restaurarne e migliorarne la resistenza.

Di conseguenza viene proposta la tecnologia schematizzata nella figura seguente. Tale tecnologia verrà ripresa e trattata nel capitolo 5.

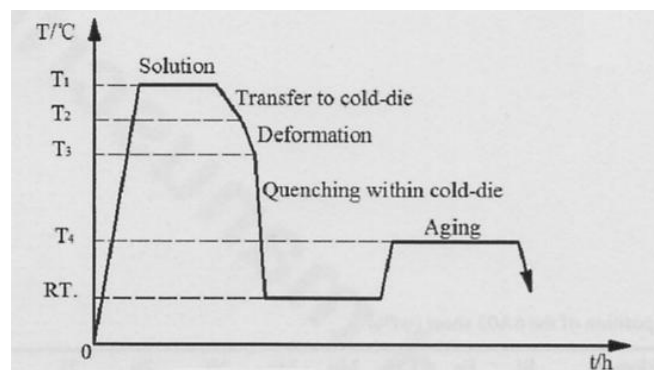


Figura 12 - Diagramma schematico delle diverse temperature che si hanno nel processo di stampaggio a caldo integrato alla tempra di solubilizzazione [7]

Scopo delle ricerche condotte da Xiaobo Fan, Zhubin He, Shijian Yuan, Kailum Zheng [7] è quello di indagare tale processo per una lega di serie 6xxx, ovvero la lega 6A02. Gli effetti della solubilizzazione, della tempra e dell'invecchiamento sono stati analizzati ed il meccanismo di rafforzamento è stato chiarito mediante osservazioni della microstruttura per mezzo del microscopio a scansione elettronica SEM, del microscopio a trasmissione elettronica TEM e del metodo degli elettroni retrodiffusi.

Al fine di valutare il rinforzo durante tale processo, gli esperimenti si sono condotti secondo i parametri delineati nella tabella seguente.

Subject	Experimental procedure			
	Solution temperature	Solution time	Cooling rate	Aging
Solution	520°C	5min, 25min, 50min	50°C/s	160°C×10h
Quenching	520°C	50min	20°C/s, 50°C/s	160°C×10h
Aging	520°C	50min	50°C/s	None
				15°C×120h 160°C×10h

Tabella 4 - Parametri di processo del processo integrato di tempra di solubilizzazione e stampaggio a caldo [7]

La figura 13 mostra la microstruttura della lamiera di base; si osserva la presenza di particelle bianche di seconda fase disperse nella matrice avente colore più scuro. Mediante un'analisi EDS, si è determinato che tali particelle sono Mg₂Si.

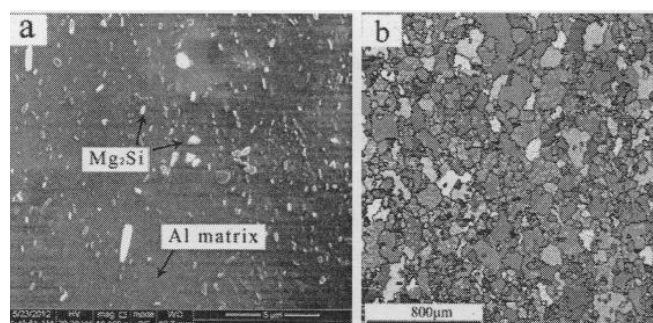


Figura 13 - Microstruttura della lamiera tal quale [7]

La procedura sperimentale è formata da test effettuati adottando diversi tempi di solubilizzazione (entro i 50 minuti) per realizzare diversi gradi di soprassaturazione. I test di formabilità sono stati condotti mediante la macchina presentata nella figura seguente.

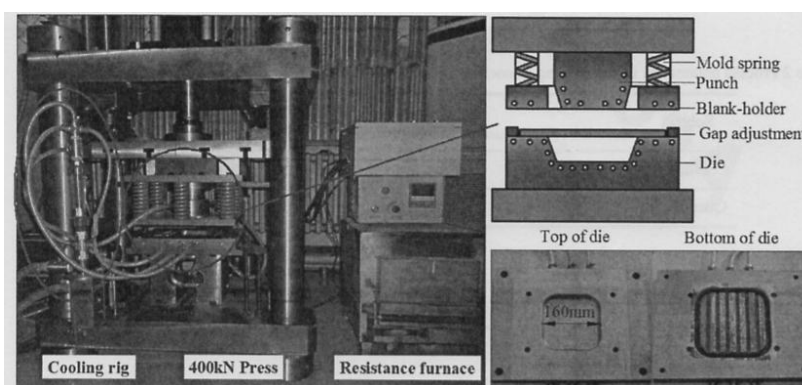


Figura 14 - Strumentazione adottata [7]

La figura sotto riportata mostra dunque i risultati delle prove: il componente in figura 15-a è stato realizzato prima del trattamento termico e presenta una forte distorsione geometrica

avvenuta durante la tempra. La figura 15-b mostra invece il componente formato secondo il processo integrato: non si ha la presenza di distorsioni nella forma.

Gli effetti dello stress termico sulla forma delle parti formate si riduce e si può così garantire un'accuratezza geometrica.

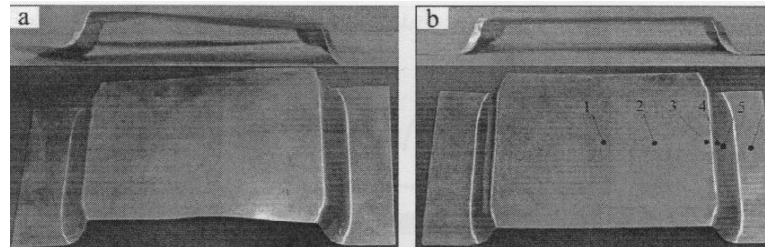


Figura 15 - Parte formata mediante un processo di tradizionale formatura (a) e mediante un processo integrato (tempra di solubilizzazione e formatura a caldo) (b) [7]

I grafici proposti esibiscono la dipendenza della durezza Vickers dal tempo di trattamento di solubilizzazione condotto a 520°C e con tassi di raffreddamento 50°C/s. I diversi punti di misura adottati si possono individuare in figura 14.

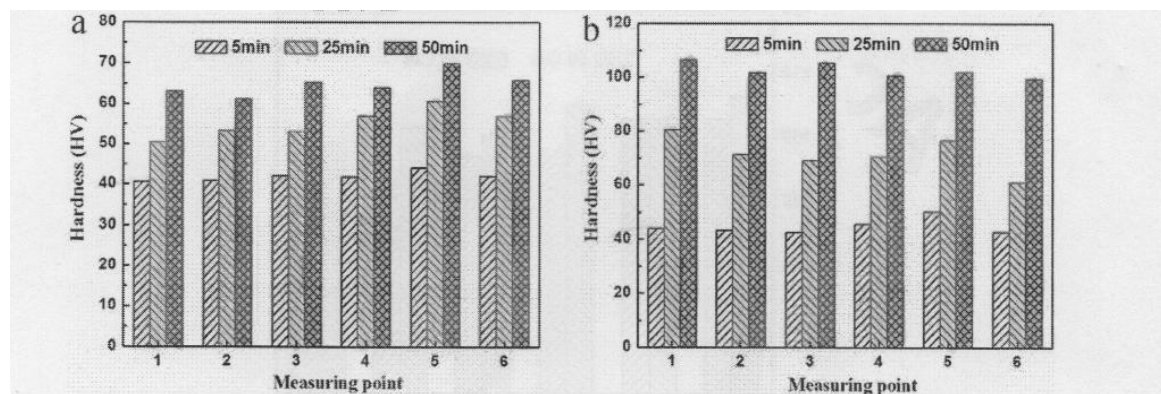


Figura 16 - Dipendenza della durezza dalla durata del periodo di solubilizzazione quando il materiale è analizzato subito dopo tempra (a) e in condizioni di invecchiamento (b) [7]

Si osserva un incremento della durezza Vickers con l'aumentare della durata della solubilizzazione nelle condizioni di materiale temprato ed invecchiato. La durezza Vickers del materiale solubilizzato e successivamente temprato (figura 16-a) è minore della durezza del materiale non trattato che è pari a 73HV; in tal caso inoltre si osserva che il massimo valore della durezza si ha per un periodo di solubilizzazione pari a 50 minuti dove la durezza raggiunge il valore di 70HV.

Prendendo dunque in esame il grafico di figura 16-b si osserva come l'invecchiamento non ha alcun effetto nel caso di un periodo di solubilizzazione pari a 5 minuti infatti si può osservare che il valore della durezza nei due diagrammi rimane pari a 40HV. La durezza aumenta fino a circa

70HV per periodi di solubilizzazione di 25 minuti per raggiungere il valore massimo di 106,5HV nel caso in cui il periodo di solubilizzazione sia pari a 50 minuti.

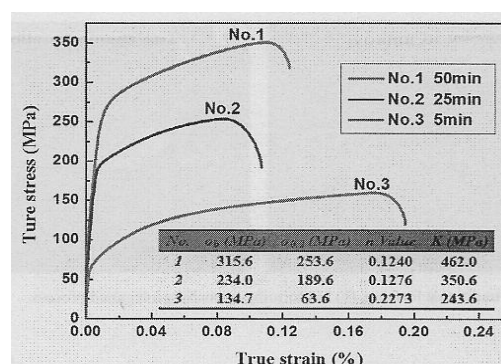


Figura 17 - Proprietà meccaniche delle parti formate per differenti tempi di solubilizzazione [7]

Il grafico riportato illustra le proprietà meccaniche delle parti formate in condizioni di invecchiamento per diversi tempi di solubilizzazione a 520°C. La tensione di rottura, la tensione di snervamento e la costante K del materiale aumentano con il tempo di solubilizzazione, mentre il coefficiente n diminuisce. In particolare, per un periodo di solubilizzazione pari a 50 minuti si ha che la tensione di snervamento è pari 253,6MPa ovvero il 298,7% maggiore rispetto alla resistenza della parte formata nel caso di tempo di solubilizzazione pari a 5 minuti, casistica che si può considerare come formatura a caldo senza trattamento termico.

La durezza in condizioni di materiale temprato cala rispetto al valore del materiale tal quale (figura 16-a) e l'esponente di incrudimento decresce a causa dell'addolcimento ad elevate temperature, che conduce all'eliminazione graduale dell'incrudimento. Sebbene l'incrudimento sia neutralizzato, la durezza delle parti formate misurata dopo la tempra risulta essere migliore maggiore è il tempo di solubilizzazione, raggiungendo valori compresi tra 61HV e 70HV per periodi di solubilizzazione di 50 minuti, tale fatto si spiega con il rafforzamento della soluzione solida.

Un'analisi al SEM mostra infatti che per un periodo di solubilizzazione pari a 50 minuti si ha sostanzialmente completa dissoluzione delle particelle di seconda fase.

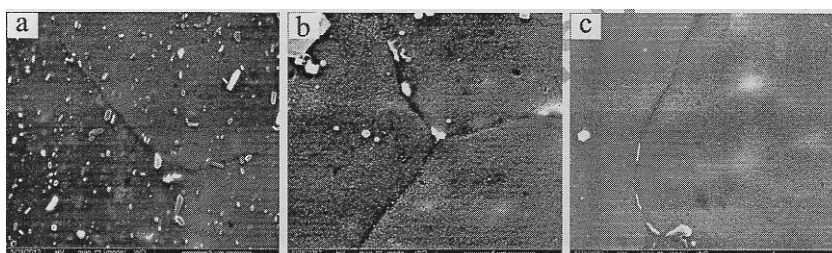


Figura 18 - Immagini SEM per diversi periodi di solubilizzazione: 5 minuti (a), 25 minuti (b), 50 minuti (c) [7]

Si osserva chiaramente in figura 18 che le particelle di seconda fase sono disciolte scarsamente nella matrice se il tempo di solubilizzazione è pari a 5 minuti. Queste sono distribuite in modo non omogeneo e caotico entro la matrice di alluminio e sono le medesime particelle generate durante la produzione della lamiera. Aumentando il periodo di solubilizzazione sempre più particelle vengono disciolte nella matrice (figure 18 b, c) il che riflette l'aumento di solubilità allo stato solido.

Ulteriore analisi svolta [7] riguarda gli effetti della tempra sul rafforzamento; la figura seguente mostra infatti la dipendenza della durezza Vickers dalla velocità di raffreddamento mediante gli stampi freddi su materiale sottoposto al trattamento di solubilizzazione della durata di 50 minuti a 520°C e quindi invecchiato artificialmente a 160°C per 10 ore.

Si osserva facilmente che più rapido è il tasso di raffreddamento, maggiore è l'efficacia del rafforzamento attuato dall'invecchiamento.

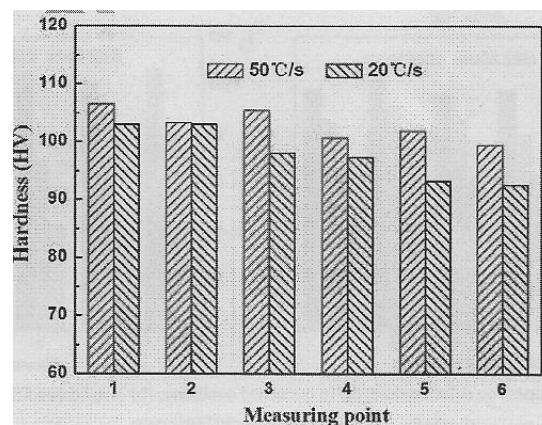


Figura 19 - Dipendenza della durezza dalla velocità di raffreddamento [7]

Quando il tasso di raffreddamento è 50°C/s la durezza raggiunge il valore medio (dopo l'invecchiamento) di 103 HV, valore che è inferiore rispetto alla durezza presentata dalla lamiera temprata in acqua (115HV) sottoposta al medesimo trattamento termico.

La tempra è adottata per congelare la soluzione solida sovrassatura metastabile mediante un rapido raffreddamento e il maggior valore della resistenza si ottiene mediante il trattamento di invecchiamento successivo. Durante il raffreddamento si verifica la precipitazione: la frazione di volume di precipitati indotti dalla tempra dipende fortemente dalla velocità del raffreddamento. Quando il tasso di raffreddamento è elevato, avviene minor precipitazione e quindi si hanno minori effetti negativi sulla nucleazione.

Ulteriore aspetto affrontato nella ricerca [7] riguarda l'influenza dell'invecchiamento nei confronti del rafforzamento raggiungibile dal componente. La figura seguente mostra chiaramente i risultati ottenuti per una lamiera dapprima sottoposta ad una solubilizzazione di 50 minuti a 520°C e successivo raffreddamento rapido a 50°C/s.

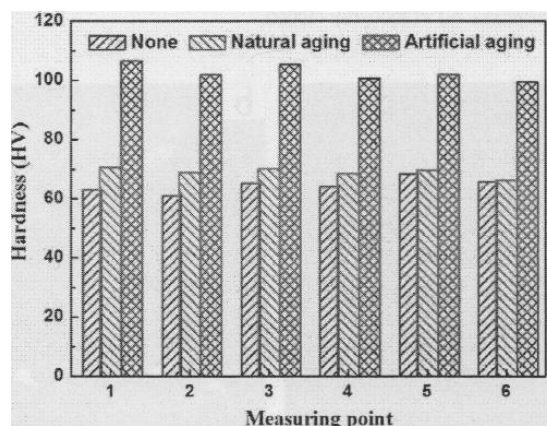


Figura 20 - Dipendenza della durezza dall'invecchiamento [7]

Chiaramente, la durezza delle parti formate aumenta significativamente dopo un trattamento di invecchiamento artificiale.

Sono state effettuate analisi di durezza anche su lamiere solubilizzate per 5 minuti e successivamente invecchiate artificialmente: non si verificano miglioramenti in termini di durezza. Pertanto si può affermare che ottenere una soluzione solida sovrasatura è un fattore fondamentale per raggiungere il rafforzamento successivo.

Formabilità e rottura nello stampaggio a caldo

Obiettivo comune a molte ricerche è quello di determinare una relazione tra la formabilità e i meccanismi di rottura nell'ambito dello stampaggio a caldo. Al fine di analizzare tale fondamentale aspetto si sono presi in riferimento due articoli riguardanti le leghe di alluminio [10, 11].

Le ricerche effettuate da L.Wang, M. Strangwood, D. Balint, J. Lin, T.A. Dean [10] si sono concentrate nell'indagine delle migliori condizioni di stampaggio per lamiere di lega AA2024.

L'aspetto più interessante della ricerca riguarda le analisi svolte al microscopio elettronico a scansione SEM le quali hanno mostrato i meccanismi di frattura che incorrono.

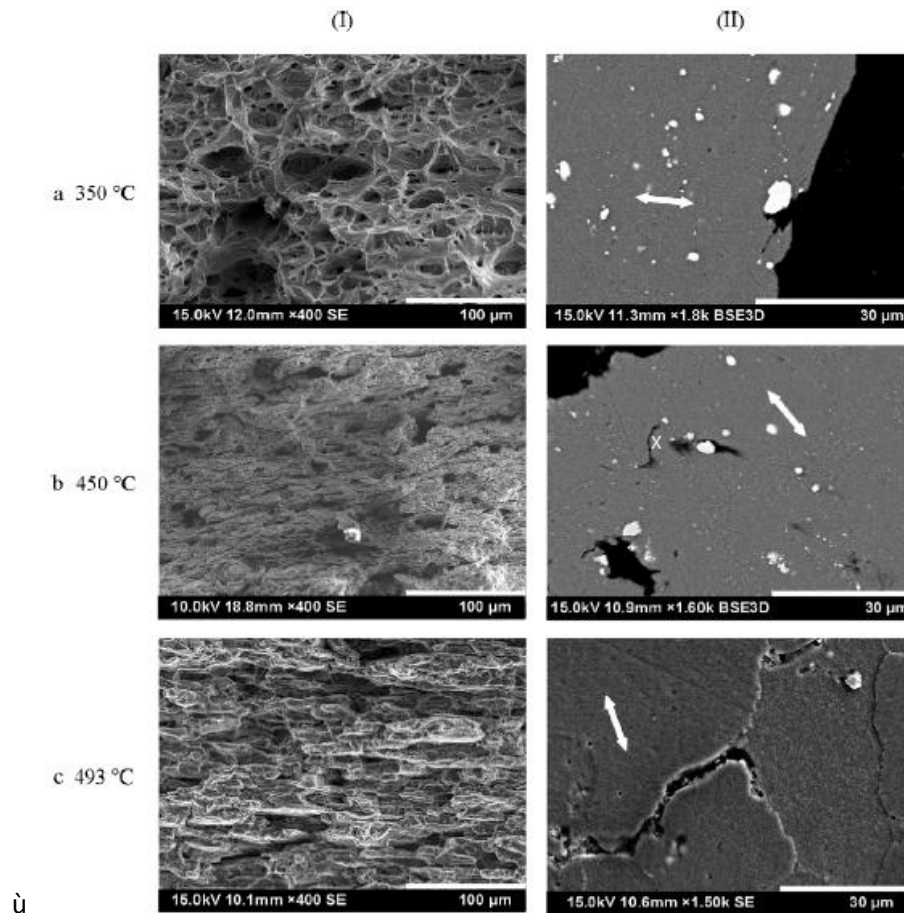


Figura 21 - Frattografie condotte al SEM in due diverse direzioni per provini trazionati a differenti temperature [10]

La figura 21-a-I mostra come il meccanismo di rottura sia dato dalla nucleazione di microvuoti, loro crescita fino alla coalescenza. La figura 21-a-II mostra invece come la rottura secondaria ramifica dalla rottura primaria nelle vicinanze di grandi inclusioni, ma le inclusioni lontane dalla superficie di frattura non presentano di coesioni o vuoti. Tale fatto suggerisce che la cricca primaria nuclei perpendicolarmente alla direzione di carico e si propaghi attraverso la sezione senza che si instaurino ulteriori cricche.

Nel caso di prove condotte a 450°C, figura 21-b, si osserva una superficie di frattura marcatamente differente rispetto alla casistica precedente: si ha la presenza di caratteristiche di rottura duttile sovrapposte ad una superficie allungata assomigliante ad una frattura intergranulare.

Infine, a 493°C, temperatura che corrisponde alla temperatura di solubilizzazione per questa lega, si ha assenza di dimples e frattura interamente di tipo intergranulare. Questo poiché ai bordi grani si verificano dei cambiamenti per cui vengono indeboliti e inducono alla frattura.

A tali frattografie sono correlate le seguenti curve true stress-true strain.

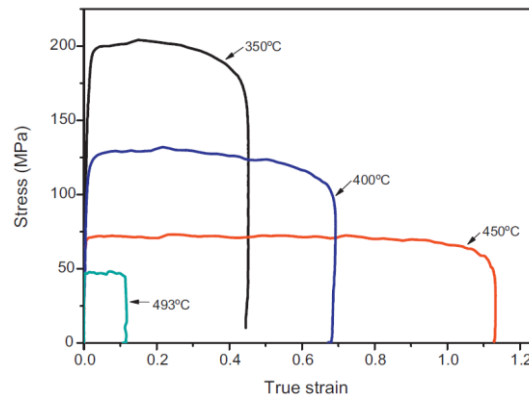


Figura 22 - Curve true stress-true strain della lega AA2024 testata a diverse temperature [10]

Gli studi di Mohamed S. Mohamed, Alistar D. Foster, Jianguo Lin, Daniel S. Balint, Trevor A. Dean hanno avuto invece come materiale oggetto di analisi una lega 6xxx, ovvero AA6082 [11].

L'iniziazione della strizione localizzata, che si pensa essere originata dall'instabilità causata da una frattura di tipo duttile, solitamente induce il processo di nucleazione e crescita di vuoti e, a sua volta, determina il limite di formabilità della lamiera metallica. È ben noto che le inclusioni non metalliche e le particelle di seconda fase giocano un ruolo fondamentale nella frattura duttile delle leghe metalliche agendo come sorgente di vuoti nel materiale quando si verifica la rottura delle particelle o la decoesione dalla matrice, che conduce alla crescita della deformazione plastica fino alla coalescenza finale. La modalità più comune di nucleazione di vuoti è data dalla completa o parziale decoesione delle particelle di seconda fase dalla matrice [12].

Nei processi di formatura delle lamiere di alluminio solitamente si hanno temperature pari a circa lo 0,6 della temperatura di fusione e le velocità di deformazioni si aggirano attorno a $10^{-1}s^{-1}$. Sono dunque state condotte una serie di prove di trazione ad elevate temperature per un range di velocità di deformazione. Per studiare le caratteristiche del meccanismo di rottura è stato adottato il microscopio elettronico a scansione SEM.

La figura 23 propone una tipica analisi SEM la quale mostra chiaramente la nucleazione di un vuoto a causa della decoesione tra inclusioni e matrice a bordo grano. Si tratta di una prova condotta a $450^{\circ}C$ con velocità di deformazione pari a $1s^{-1}$. A tale nucleazione segue una successiva fase di crescita del vuoto come mostra l'immagine di figura 24. Tale vuoto avente grandi dimensioni cresce fino a condurre il materiale a frattura.

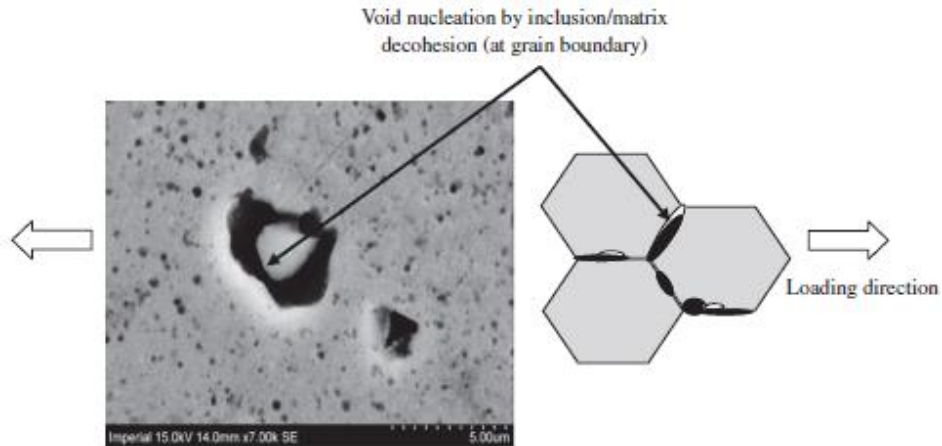


Figura 23 - Micrografia SEM: nucleazione di un vuoto [11]

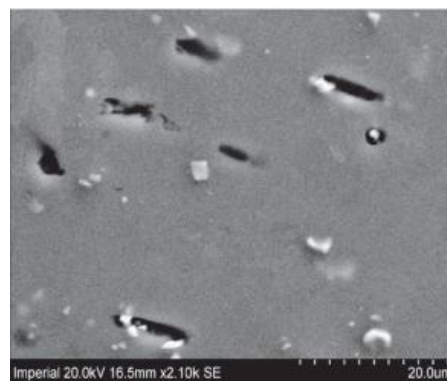


Figura 24 - Micrografia SEM: crescita del vuoto [11]

Le figure successive invece sono relative ad un provino testato ad una temperatura pari a 500°C con velocità di deformazione imposta di $10s^{-1}$. Si osserva l'inizio della coalescenza di un grande vuoto (figura 25-a) e quindi il vuoto di ampie dimensioni che porta il materiale a rottura (figura 25-b).

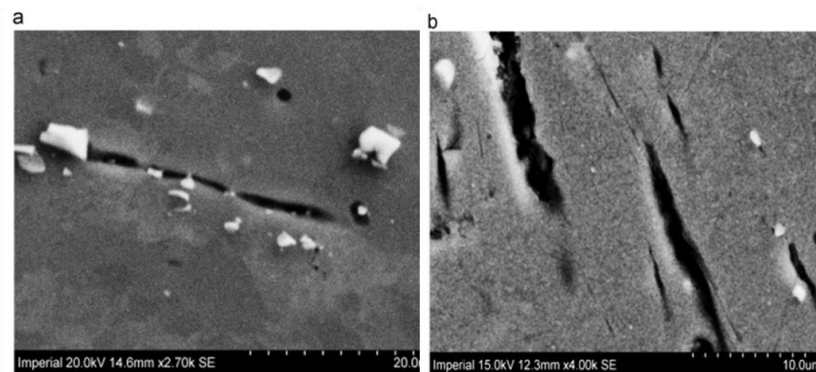


Figura 25 - Micrografie SEM: aspetto finale del meccanismo di rottura

La nucleazione avviene sempre per decoesione lungo l'interfaccia tra matrice e particelle a bordo grano, come mostra la figura 23. La decoesione totale richiede una deformazione ulteriore, al punto in cui le microcavità o i microvuoti crescono velocemente con l'aumentare

della tensione, come mostra la figura 25, per cui si hanno cavità macroscopiche o cricche che conducono alla rottura.

Modellazione del comportamento del materiale secondo un modello microstrutturale

Nel capitolo 4 si presenteranno due modelli differenti al fine di modellare il comportamento del materiale. Il modello qui presentato non viene adottato per insufficienza di dati presenti in letteratura, ma si ritiene interessante e quindi viene nel seguito proposto un rapido esame appoggiandosi alle ricerche di A. Molinari e G. Ravichandran [13].

Osservazioni sperimentali della microstruttura durante processi di deformazione hanno mostrato che una delle caratteristiche chiave della deformazione dei materiali metallici è la riduzione della dimensione della cella con l'aumentare della deformazione. Si è osservato che anche nelle prime fasi della deformazione, le celle appaiono relativamente prive di dislocazioni all'interno, come schematizzato nella figura seguente.

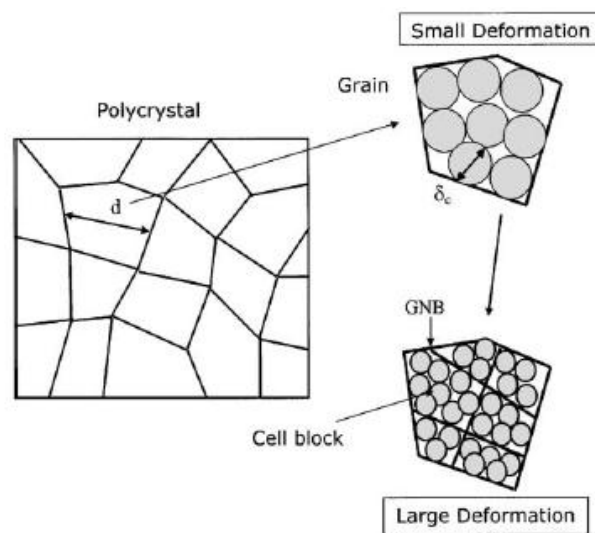


Figura 26 - Schema dell'evoluzione della microstruttura all'interno dei grani durante la deformazione (d è la dimensione iniziale del grano e d_c è la dimensione della cella) [13]

Numerosi gruppi di ricerca hanno focalizzato le analisi su range di deformazione e temperature per diversi materiali metallici. Per un ampio range di materiali, si è trovato che la dimensione media normalizzata della cella come funzione della deformazione cade all'interno di una stretta banda [14]. È stato inoltre osservato che l'iniziale riduzione della dimensione della cella con l'aumento della deformazione è molto alto e la dimensione della cella satura ad un'elevata deformazione. La temperatura e la velocità di deformazione influenzano il tasso di riduzione della dimensione della cella e la dimensione di saturazione della cella [15, 16].

Basandosi su osservazioni sperimentali, le leggi evolutive per la dimensione della cella, come la densità di dislocazioni e il disordine delle celle sono state proposte [14].

Il modello proposto da di A. Molinari e G. Ravichandran [13] si propone di rappresentare la risposta dei metalli sottoposti ad un ampio range di condizioni di carico. Il modello si basa su una singola variabile interna δ che può essere vista come relazionata ad una scala di lunghezza microstrutturale reale o caratteristica. La dimensione della cella è certamente un'importante caratteristica di lunghezza in un metallo durante la deformazione. Si tratta di un modello fenomenologico; non si ha alcuna relazione quantitativa tra la reale dimensione della cella misurata e la lunghezza δ introdotta dal modello. Anziché mirare a catturare informazioni quantitative di caratteristiche microscopiche, la legge di evoluzione della variabile interna δ ha lo scopo di definire l'andamento evolutivo della microstruttura.

Gli effetti delle diverse condizioni di carico, in termini di temperatura e velocità, sulla evoluzione delle dimensioni delle celle sono stati indagati mediante osservazioni sperimentali. Tali trend si sono poi inclusi nel modello.

PROVE DI TRAZIONE AD ELEVATA TEMPERATURA

1 - La prova di trazione

Normalmente le operazioni di stampaggio della lamiera non comportano una semplice deformazione monoassiale, nonostante questo le prove di trazione e i relativi risultati, ricoprono un ruolo fondamentale nella comprensione del comportamento della lamiera durante le operazioni di stampaggio.

Grazie alla sua relativa semplicità, la prova di trazione rappresenta la metodologia di prova più comunemente usata per determinare le caratteristiche di resistenza-deformazione dei materiali. Si tratta di una prova distruttiva che consiste nell'applicazione di una sollecitazione uniassiale al campione di materiale in esame. Le geometrie dei provini utilizzate per il test meccanico sono diverse: a sezione tonda, piatta a tubo e a tegola.

Il provino viene posto e serrato tra le due ganasce della macchina a trazione. Il campione viene dunque sottoposto ad una forza ortogonale alla propria sezione, mediante il movimento di una o di entrambe le teste di afferraggio. La movimentazione può essere eseguita con diversi sistemi di controllo: di spostamento, di carico o di deformazione.

Durante la prova vengono acquisiti diversi dati riguardanti il test, ovvero il tempo trascorso, la corsa effettuata e la forza applicata. Elaborando opportunamente tali dati è possibile risalire alle curve caratterizzanti il comportamento del materiale testato.

Alla curva carico-corsa, si preferisce diagrammare i dati in termini di sforzo e tensione ingegneristica, questo poiché il diagramma carico-corsa è influenzato dalle caratteristiche geometriche del campione, in particolar modo dalla sua sezione iniziale.

Innanzitutto, con riferimento a vari testi del settore [1], [3] e a precedenti lavori di tesi [2] e [4] si fornisce una panoramica sulle leggi e sui fenomeni che governano la prova di trazione.

1.1 - Curva di trazione ingegneristica (o nominale)

La tensione ingegneristica, o tensione nominale, è definita come il rapporto tra la forza applicata e l'area iniziale del campione:

$$\sigma = \frac{F}{A_0} \left[\frac{N}{mm^2} \right]$$

Si definisce inoltre la deformazione ingegneristica secondo:

$$\varepsilon = \frac{l_f - l_0}{l_0} = \frac{\Delta l}{l_0}$$

dove l_0 è la lunghezza iniziale del provino e l_f quella finale (a test di trazione concluso).

L'andamento tipico di una curva di tale tipo è riportato nella figura seguente.

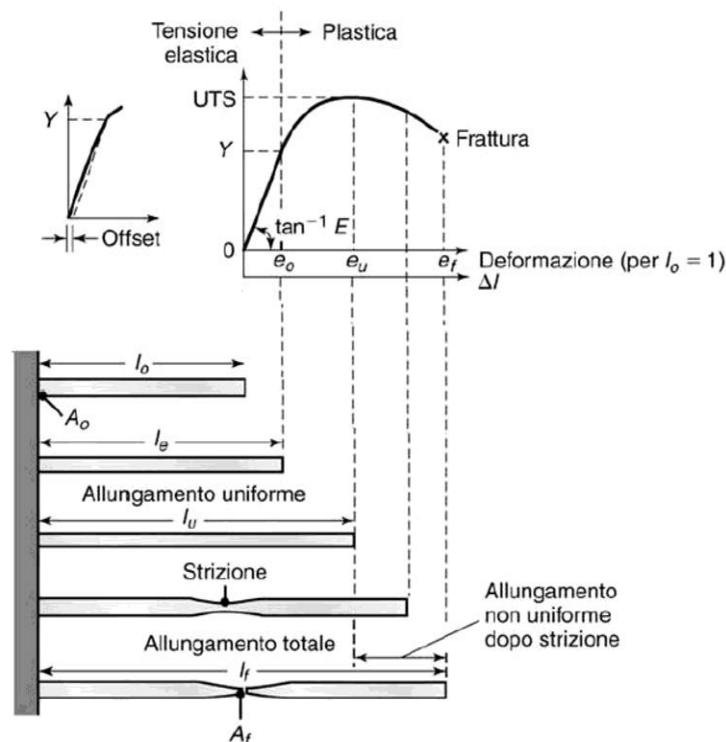


Figura 1 - Esempio di una sequenza di prova di trazione che mostra differenti istanti di deformazione del provino [1]

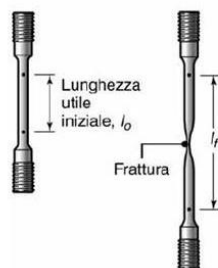


Figura 2 - Forma iniziale e finale di un provino per prove di trazione monoassiale standard [1]

Nel diagramma che si ottiene quindi sono distinguibili tre zone, che vengono nel seguito analizzate.

Campo elastico

Nella prima fase di applicazione della forza, il campione si deforma in modo proporzionale con l'aumentare del carico fino alla tensione di snervamento Y (Figura 1). Se il carico dovesse venir rimosso prima che il materiale raggiunge tale valore Y , il provino ritornerà alla sua lunghezza originale (comportamento elastico).

La relazione lineare tra tensioni e deformazioni che regna in tale parte della curva è nota come legge di Hooke:

$$\sigma = E \cdot \varepsilon [MPa]$$

dove E è il modulo di elasticità tipico del materiale.

Campo delle deformazioni permanenti uniformi

Oltre tale iniziale tratto a comportamento elastico, il provino inizia a snervare, ossia subisce una deformazione plastica permanente e la relazione tra deformazione e tensione non è più lineare.

Come anticipato, il punto Y segnala il passaggio tra queste due regioni.

Per la maggior parte dei materiali il cambiamento di pendenza della curva non è così pronunciato e quindi l'individuazione della tensione di snervamento è difficile. La pratica usuale è quella di definire la tensione di snervamento nel punto in cui si ha uno scostamento dal tratto lineare della curva pari a una deformazione dello 0,2%.

Va ora svolta una fondamentale osservazione: lo snervamento non coincide con la rottura del materiale. Nella progettazione di strutture, il raggiungimento di valori di tensione pari a quella di snervamento non possono venir accettati in quanto comportano una deformazione permanente nei componenti. Viceversa, nei processi di lavorazione della lamiera è necessario raggiungere la tensione di snervamento al fine di imprimere al materiale la forma desiderata.

Un ulteriore aumento del carico applicato comporta una deformazione uniforme del provino, portando cioè contemporaneamente ad un allungamento del provino e ad un restringimento della sezione (restringimento che deriva dalla costanza del volume). In tale fase il materiale diviene più resistente e la tensione necessaria a procurare una deformazione permanente aumenta: si ha il fenomeno dell'incrudimento.

Durante dunque il comportamento plastico il campione subisce due effetti antagonisti tra loro: da un lato il materiale incrudisce (dunque si rafforza), dall'altro si indebolisce per il restringimento della sezione resistente. Nel campo delle deformazioni plastiche uniformi, dunque, prevale il primo effetto e la curva mostra una pendenza positiva, anche se di entità via via minore, mentre l'allungamento e la strizione di ripartiscono uniformemente su tutto il tratto utile.

Ad un certo punto, però, i due effetti si equilibrano e la resistenza del materiale raggiunge il suo valore massimo, definita resistenza ultima a trazione (UTS: Ultimate Tensile Strength) che si può facilmente visualizzare in figura 1. L'UTS è quindi una misura semplice e pratica della resistenza globale del materiale.

Campo delle deformazioni permanenti localizzate

Nel punto UTS, quindi, l'azione indebolente prende il sopravvento: la curva decresce fino a rottura, in quanto il provino è diventato instabile alla tensione e la sua sezione risulta uguale a quella minima resistente. Dal momento che la forza applicata al provino è il prodotto tra l'area resistente e tensione, l'instabilità inizia quando la velocità di diminuzione dell'area resistente è maggiore della velocità di crescita della resistenza del materiale derivante dall'incrudimento.

Quando inizia la strizione, la deformazione e la tensione cessano di essere uniformemente ripartite lungo il tratto utile, ma si concentrano in una zona in cui si sviluppa uno stato di tensione triassiale: in tale zona avviene la rottura.

L'andamento calante della curva sforzo-deformazione ingegneristica si spiega con il fatto che dopo strizione si ha una riduzione della forza richiesta per la deformazione a velocità costante della sezione. Tuttavia la definizione della tensione ingegneristica considera la sezione come costante e pari ad A_0 , nonostante la sezione sia in realtà in diminuzione. Questo è il motivo per cui il campione giunge a rottura con una tensione che appare inferiore a quella indicata dall'UTS. La deformazione del provino fino a rottura rappresenta una misura della duttilità del materiale, ovvero della deformazione massima che il materiale è in grado di sopportare prima della frattura.

1.2 - Curva di trazione reale (curva di flusso)

Un'altra modalità di espressione della curva considera la tensione e la deformazione reali (o vere), grandezze definite come segue.

La tensione vera (true stress) è data dal rapporto tra il carico e l'area istantanea che sopporta il carico:

$$\sigma = \frac{F}{A}$$

mentre la deformazione vera (true strain) risulta dalla considerazione per la quale la prova di trazione si può vedere come una serie di prove di trazione incrementali, dove per ogni incremento il campione ha una lunghezza iniziale leggermente maggiore della precedente.

Si ha:

$$\varepsilon = \int_{l_0}^l \frac{dl}{l} = \ln\left(\frac{l}{l_0}\right)$$

Per il principio di conservazione del volume vale dunque:

$$\varepsilon = \int_{l_0}^l \frac{dl}{l} = \ln\left(\frac{l}{l_0}\right) = \ln\left(\frac{A}{A_0}\right) = 2\ln\left(\frac{D}{D_0}\right)$$

L'andamento tipico di una curva true stress-true strain è dato nella figura seguente.

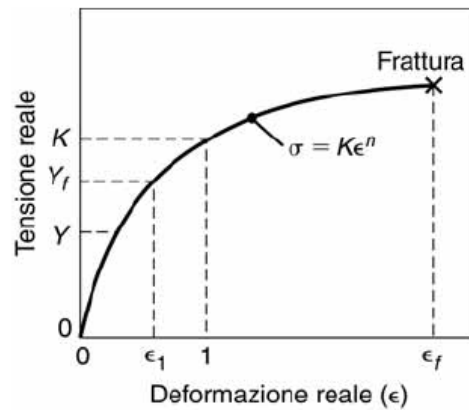


Figura 3 - Curva tensione reale-deformazione reale ricavata da una prova di trazione [1]

Dal confronto tra le due curve in figura 4, si può osservare come nella situazione ora proposta l'andamento non sia più calante una volta raggiunto il valore dell'UTS, bensì la curva possiede una pendenza sempre positiva e decresca all'aumentare della deformazione. Il materiale infatti continua ad incrudirsi fino a rottura e questo è mostrato dal fatto che la tensione vera continua ad aumentare.

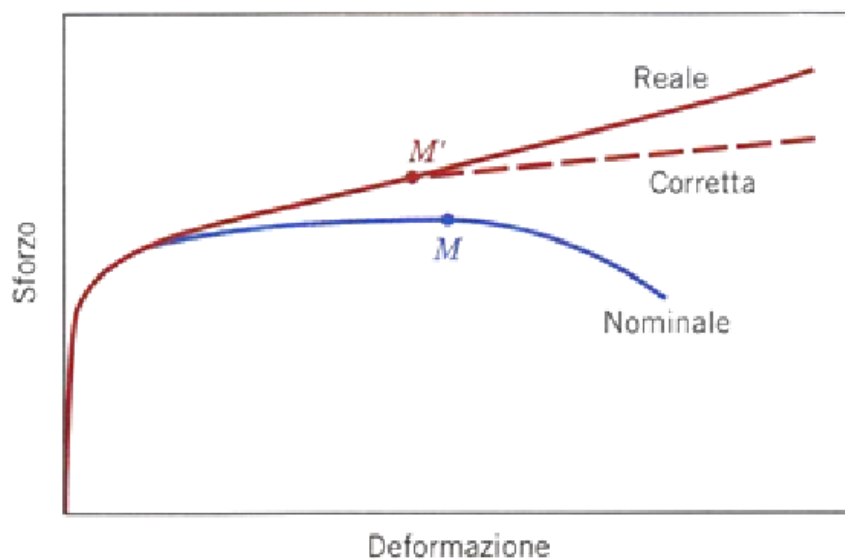


Figura 4 - Confronto tra una curva sforzo-deformazione vera ed una ingegneristica [4]

Dal grafico si nota, inoltre, che la strizione si verifica in prossimità del punto M sulla curva nominale, punto che corrisponde al punto M' sulla curva reale. In corrispondenza della strizione, in questa zona appare anche la formazione di uno stato tensionale piuttosto complesso, caratterizzato dall'esistenza di componenti di sforzo in direzioni diverse dallo sforzo assiale.

A tal punto si procede convenzionalmente, dove è marcata la comparsa di strizione, congiungendo il punto di strizione M' sulla curva reale (punto il cui carico è massimo, ossia la derivata della curva sforzo-deformazione ingegneristica va a zero) con il punto finale corrispondente a:

$$\sigma = \frac{F_{rott}}{A_{rott}}$$
$$\varepsilon = \ln\left(\frac{A_0}{A_{rott}}\right)$$

dove A_0 e A_{rott} sono rispettivamente l'area iniziale e finale a rottura e F_{rott} il carico finale anche questo a rottura. Considerando questi aspetti si giunge alla curva corretta mostrata in figura 4.

La curva reale costituisce una caratteristica intrinseca del materiale e può essere ottenuta anche mediante prove di torsione o compressione: ogni suo punto, letto sulla scala delle ordinate, come il punto Y_f di figura 3, rappresenta la tensione di flusso definita come la tensione richiesta per deformare plasticamente il materiale ad un determinato valore di deformazione ε_1 . L'area sottostante la curva misura la tenacità statica, ovvero il lavoro richiesto per deformare a trazione un campione di materiale fino a quel valore.

Per rappresentare matematicamente la curva di flusso sono stati fatti numerosi tentativi: l'espressione più semplice e valida è la legge di Hollomon:

$$\sigma = K \cdot \varepsilon^n$$

dove K ed n sono coefficienti caratteristici del materiale testato. K è il fattore di resistenza associato al valore della tensione vera corrispondente ad una deformazione vera unitaria ed n è il coefficiente di incrudimento. La validità della precedente è limitata al tratto delle deformazioni plastiche uniformi, ovvero nell'intervallo compreso tra la tensione di snervamento Y e la tensione massima di inizio strizione nella corrispondente curva reale.

L'esponente n può assumere valori compresi tra 0 (materiale perfettamente plastico) e 1 (materiale perfettamente elastico). Il valore di n è ricavabile dalla pendenza della curva risultante diagrammando tensione vera-deformazione vera in una scala logaritmica come evidenzia la relazione sottostante:

$$\log \sigma = \log K + n \log \varepsilon$$

Materiale	K [Mpa]	n
AA1100-O	180	0,20
AA2024-T4	690	0,16
AA5052-O	210	0,13
AA6061-O	205	0,20
AA6016-T6	410	0,05
AA7075-O	400	0,17

Tabella 1 - Valori di K ed n per alcune leghe di alluminio [1]

Si è precedentemente osservato che una volta raggiunto il valore di resistenza ultima a trazione UTS, il provino inizia a strizionare e quindi la deformazione non risulta più essere uniforme. Questo fenomeno è particolarmente significativo poiché la deformazione non uniforme può causare variazioni di spessore nel componente e una localizzazione della deformazione nei processi, in particolare nelle operazioni di formatura delle lamiere metalliche dove i materiali sono soggetti a stati tensionali di trazione. Si può dimostrare che il valore della deformazione reale in prossimità della strizione è numericamente uguale al coefficiente di incrudimento n. Di conseguenza nello stampaggio della lamiera è opportuno scegliere materiali con n elevato, in modo da garantire un più alto campo di deformazione uniforme

1.3 - Effetti della velocità di deformazione

In funzione del processo e delle macchine utensili impiegate, un componente può essere deformato a velocità differenti. La velocità di deformazione indica la velocità alla quale è applicata una determinata deformazione ad un campione di materiale.

Al fine di simulare le medesime condizioni che si hanno in un processo di deformazione, un provino di trazione (come pure di compressione o di torsione) può essere deformato a differenti velocità. La velocità di deformazione ingegneristica è definita come:

$$\dot{\varepsilon} = \frac{d\varepsilon}{dt} = \frac{d\left(\frac{l-l_0}{l_0}\right)}{dt} = \frac{v}{l_0} \text{ [s}^{-1}\text{]}$$

e la velocità di deformazione reale come:

$$\dot{\varepsilon} = \frac{d\varepsilon}{dt} = \frac{d\left[\ln\left(\frac{l}{l_0}\right)\right]}{dt} = \frac{v}{l} \text{ [s}^{-1}\text{]}$$

dove v è la velocità del processo (velocità delle teste della macchina di trazione).

Dalle equazioni precedenti si può osservare che la velocità di deformazione ingegneristica è proporzionale alla velocità del processo, mentre non vale la medesima relazione tra la velocità di deformazione reale e la velocità del processo (velocità di spostamento delle ganasce della macchina a trazione). Di conseguenza, per mantenere una velocità di deformazione costante

durante una prova di trazione, risulta necessario un aumento di velocità di esecuzione della prova da parte della macchina.

Un aumento della velocità di deformazione porta anche ad un aumento della tensione necessaria alla deformazione del provino stesso, come illustra il grafico seguente.

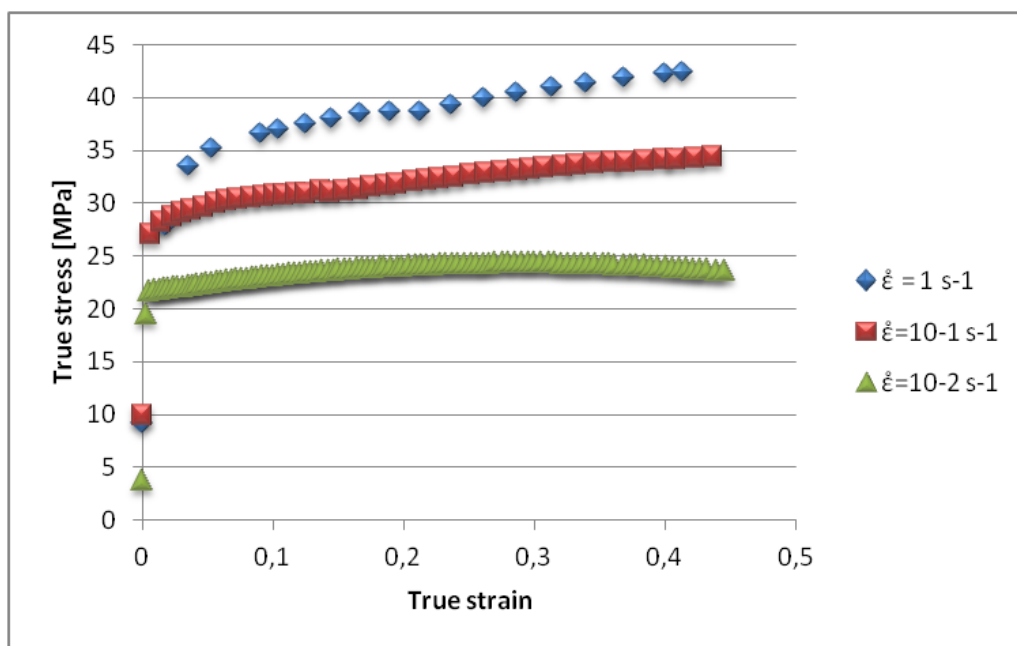


Figura 5 - Andamento delle curve sforzo-deformazione a temperatura costante (450°C) e a diverse velocità di deformazione per la lega AA6016

L'effetto della velocità di deformazione sulla resistenza dei materiali si esprime secondo:

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

dove C è il fattore di resistenza, simile al parametro K nell'equazione di Hollomon, e m è il coefficiente di sensibilità alla velocità di deformazione del materiale.

Il coefficiente m ha una notevole influenza sulla strizione durante una prova di trazione. Osservazioni sperimentali hanno dimostrato con valori maggiori di m, il materiale può venir stirato per lunghezze maggiori prima della rottura. Questo indica che la strizione è ritardata per valori maggiori di m.

In prossimità della strizione del campione, la resistenza del materiale risulta maggiore a causa dell'incrudimento. Nella medesima zona, la velocità di deformazione è maggiore rispetto al resto del provino a seguito della maggiore velocità di allungamento del materiale. L'incremento di resistenza del materiale nella zona del collo di strizione può essere messo in relazione con il coefficiente m. Al proseguire della prova, la zona di strizione diventa più estesa e il provino si allunga prima della frattura; pertanto l'allungamento totale aumenta all'aumentare del valore del coefficiente m. Inoltre, anche l'allungamento dopo strizione aumenta all'aumentare del

valore di m . Si ha, inoltre, che il valore del coefficiente di incrudimento decresce all'aumentare della velocità di deformazione.

A livello industriale, durante lo stampaggio della lamiera si punta a condurre un processo senza che il materiale strizioni, ovvero si vuole condurre il processo in allungamento uniforme. Se ciò non risulta possibile è necessario valutare tale strizione, si tratta quindi di valutare m : più m è elevata, più sarà possibile avere allungamento post strizione. Si ha infatti che maggiore è il valore del coefficiente m , maggiormente la strizione risulta essere diffusa e quindi l'allungamento dopo strizione prima della rottura.

1.4 - Effetti della temperatura

Un secondo fattore che influenza le curve sforzo-deformazione nei processi di deformazione plastica dei metalli è la temperatura. Sebbene non si possa generalizzare in assoluto, l'incremento di temperatura determina (figure 6 e 7):

- riduzione del modulo elastico, della tensione di snervamento, del valore dell'UTS e del coefficiente di incrudimento n
- aumento di duttilità, di tenacità e del coefficiente di sensibilità alla velocità di deformazione m

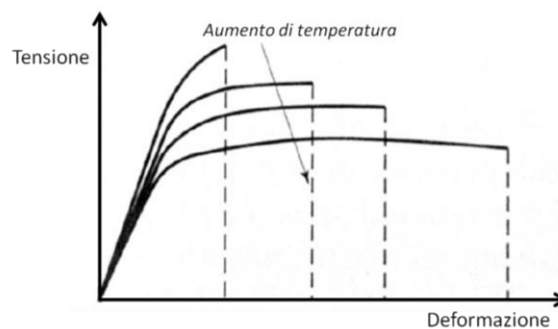


Figura 6 - Influenza della temperatura nelle curve sforzo-deformazione [5]

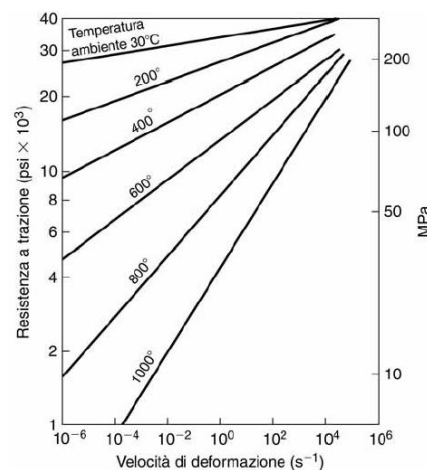


Figura 7 - Effetto della velocità di deformazione sul valore dell'UTS dell'alluminio [5]

Il diagramma precedente illustra chiaramente come la resistenza a trazione diventa maggiormente sensibile alla velocità di deformazione per valori elevati della temperatura di prova. Questo è dimostrato dal fatto che all'aumentare della temperatura, aumenta la pendenza della curva.

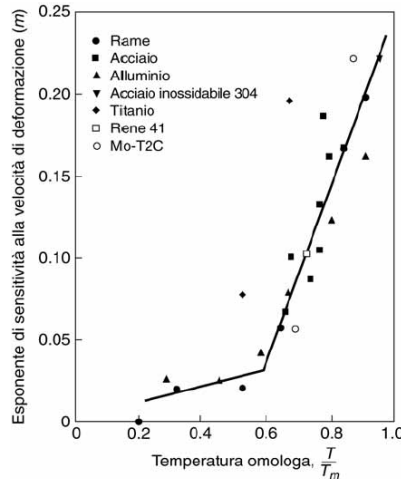


Figura 8 - Dipendenza dell'esponente di sensitività alla velocità di deformazione m dalla temperatura omologa T/Tm per vari materiali [5]

1.5 - Anisotropia

Si definisce anisotropia normale della lamiera (chiamata anche anisotropia plastica o rapporto di deformazione) il rapporto tra la deformazione della larghezza e dello spessore, ovvero la grandezza espressa da:

$$R = \frac{\epsilon_w}{\epsilon_t} = \frac{\ln \frac{w_0}{w_t}}{\ln \frac{t_0}{t_t}}$$

I pedici 0 e f si riferiscono rispettivamente alle dimensioni originale e finali. Un valore di R unitario indica che le due deformazioni sono uguali e dunque il materiale è definito isotropo.

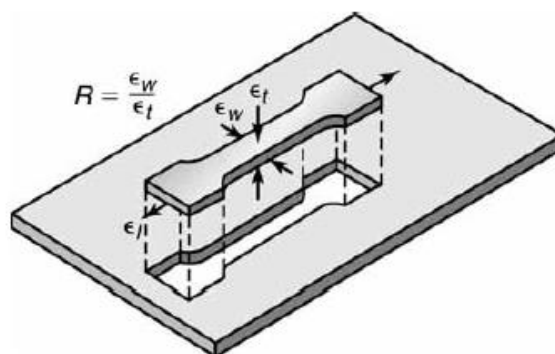


Figura 9 - Definizione dell'anisotropia normale R in termini di profondità e spessore di un provino per trazione ricavato da una lamiera [1]

Dalla figura precedente si può notare che il provino può venir tagliato secondo differenti direzioni di laminazione. Le lamiere presentano quindi un valore di R del provino a trazione che dipende dalla direzione secondo la quale il foglio è stato laminato.

Si può quindi calcolare un valore medio \bar{R} secondo:

$$\bar{R} = \frac{R_0 + 2R_{45} + R_{90}}{4}$$

dove i pedici 0, 45 e 90 si riferiscono a un'orientazione (in gradi) delle prove, calcolata in funzione della direzione di laminazione della lamiera. I valori si ricavano mediante prove di trazione.

L'importanza del parametro appena definito risiede nella correlazione esistente tra questo ed il rapporto limite di imbutitura LDR.

Il parametro LDR è definito come il valore massimo del rapporto tra il diametro della lamiera iniziale e quella del punzone:

$$LDR = \frac{D_{0\ max}}{D_p}$$

Supposto quindi di conoscere il valore del diametro del punzone D_p , è possibile determinare il massimo valore che può avere D_0 per avere un prodotto privo di difetti.

La relazione quindi tra tali parametri è data dalla figura seguente ricavata sperimentalmente. Dal grafico si osserva che per un materiale isotropo e per una deformazione ideale, il valore massimo di LDR è pari a 2,7.

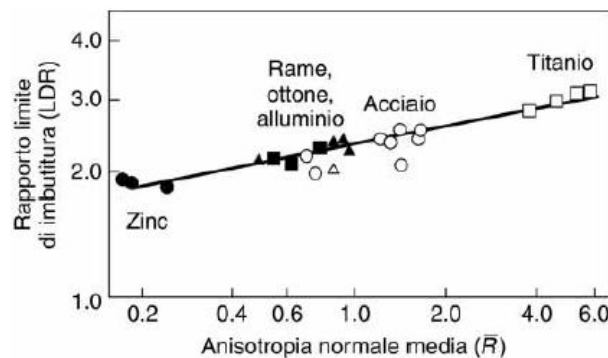


Figura 10 - Effetto del valore di anisotropia media \bar{R} sul rapporto limite di imbutitura LDR per diversi materiali metallici [1]

Ulteriore parametro da determinare è l'anisotropia planare ΔR :

$$\Delta R = \frac{R_0 - 2R_{45} + R_{90}}{2}$$

che risulta essere la differenza tra il valore medio di R valutato nelle direzioni a 0° e a 90° con quello a 45°.

L'anisotropia planare è la causa della formazione di superfici ondulate durante il processo di imbutitura, come mostrato in figura 11; il numero di orecchie prodotte può essere pari a quattro, sei o otto in funzione della struttura cristallografica del metallo. La loro altezza cresce al crescere del ΔR . Se $\Delta R = 0$, non si ha la formazione di orecchie.

Questo fenomeno è indesiderato in quanto le orecchie devono essere tranciate separatamente e comportano uno spreco di materiale. Nell'imbutitura di una lattina di alluminio, ad esempio, la loro entità può essere pari a 1-2% dell'altezza della lattina stessa.



Figura 11 - Tipiche orecchie in un componente imbutito [1]

2 - La procedura sperimentale

Si illustra ora la procedura sperimentale utilizzata durante le prove di trazione a caldo.

Le prove sono state eseguite su campioni di geometria a sezione piatta con testa a spillo ed una sezione minore nella parte centrale per favorire la frattura lontano dalla zona di afferraggio. I provini utilizzati per il test di trazione sono stati ricavati dal materiale di partenza (lega AA6016-T4, AlMgSi) ottenendo la classica forma dog bone (osso di cane) con seguenti dimensioni caratteristiche in modo da rispettare lo standard di riferimento inglese:

$$l_{utile} = 5,65\sqrt{Area_{iniziale}}$$

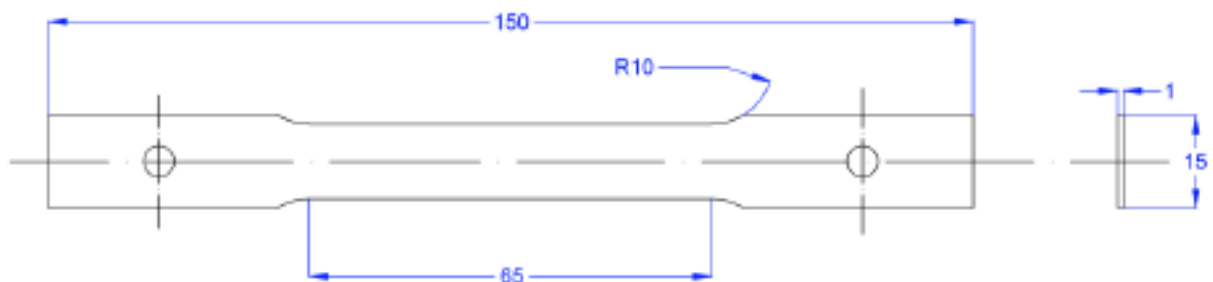


Figura 12 - Disegno del provino utilizzato in tutte le prove di trazione eseguite (quote riportate in [mm]) [2]

2.1 - L'apparato sperimentale

Prove di trazione a caldo

La strumentazione adoperata per effettuare le prove di trazione a caldo è costituita da:

- macchina per prove di trazione, pressa idraulica MTS_322 da 50kN (figura 13), attrezzata con una cella di carico da 35kN posta sulla testa statica della pressa. Tale configurazione viene adottata al fine di preservare le prove da effetti dinamici dovuti al test stesso



Figura 13 - Macchine per prove di trazione, MTS_322

- computer con software per il controllo e la programmazione della pressa MTS_322
- induttore per il riscaldamento localizzato del provino testato (figura 15).

L'induttore, componente posto esternamente alla macchina di trazione, si avvale del principio delle perdite che si hanno in un materiale conduttore quando questo è immerso in un campo magnetico. Sfruttando tale principio, si ottiene un riscaldamento del materiale localizzato senza dover ricorrere all'uso di fiamme o di altri elementi riscaldanti, ma semplicemente utilizzando un campo magnetico entro il quale viene posto il campione da portare in temperatura.

Il generatore è totalmente statico, non vi sono cioè motori o apparecchi in moto, ed il campo magnetico viene generato da un circuito elettronico definito inverter. L'inverter viene alimentato tramite una bobina, per cui è possibile ottenere il campo magnetico necessario.

L'induttore utilizzato per le prove di trazione possiede due componenti principali:

- Il generatore in cui si hanno i circuiti di alimentazione e di controllo. Il circuito magnetico viene quindi generato da un circuito elettrico (inverter)

- La testa di riscaldamento a cui il generatore viene connesso. Questa è costituita da una bobina che fornisce il campo magnetico necessario al riscaldamento. Si tratta quindi di porre il provino in una posizione adiacente alla testa di riscaldamento, immergendolo così nel campo magnetico, per ottenerne il riscaldamento



Figura 14 - Testa di riscaldamento posta vicino al campione durante la prova per attuarne il riscaldamento localizzato

A causa delle potenze in gioco e delle conseguenti perdite che hanno luogo nei circuiti, la macchina necessita di un sistema di raffreddamento. Il generatore è dunque equipaggiato di un gruppo frigorifero avente lo scopo di ridurre la temperatura dei diversi circuiti elettronici che compongono l'apparecchiatura.



Figura 15 - Induttore Felmi Egma adottato per il riscaldamento del provino

- Computer con software sviluppato in ambiente LabView per impostare i diversi parametri che competono alla procedura della prova di trazione desiderata
- Sistema ottico di acquisizione composto da una fotocamera ad alta frequenza Pike per il monitoraggio ed il campionamento dei fotogrammi del provino sottoposto a trazione durante la prova (figura 16)



Figura 16 - Fotocamera ad alta frequenza adottata per monitorare la deformazione durante la prova di trazione

- Software Aramis GOM per l'elaborazione dei fotogrammi del provino rilevati durante la deformazione a trazione. Il programma valuta l'evoluzione del singolo marker individuato grazie ad una distribuzione casuale di punti ad elevato contrasto disposti sulla superficie del campione e quindi determinarne la deformazione

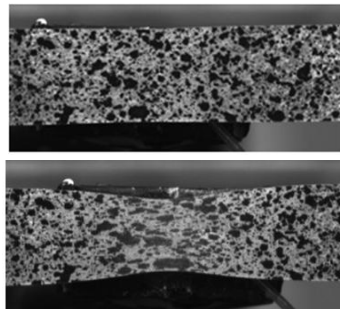


Figura 17 - Esempio della distribuzione stocastica di punti sulla superficie del campione in due diversi momenti della prova a trazione

Analisi frattografica

Per lo studio frattografico dei campioni sottoposti a trazione, è stato utilizzato un microscopio elettronico a scansione (SEM), presente nel laboratorio distaccato di Rovigo.



Figura 18 - SEM Quanta 450 Laboratorio TE.SI di Rovigo

Il microscopio elettronico a scansione non sfrutta la luce come sorgente di radiazioni, bensì un fascio di elettroni che colpisce il campione. Quando tale fascio di elettroni, avente energia di alcune decine di keV, colpisce la superficie di un materiale si ha un'eccitazione degli elettroni del materiale stesso che può dar luogo ad emissioni di vario tipo.

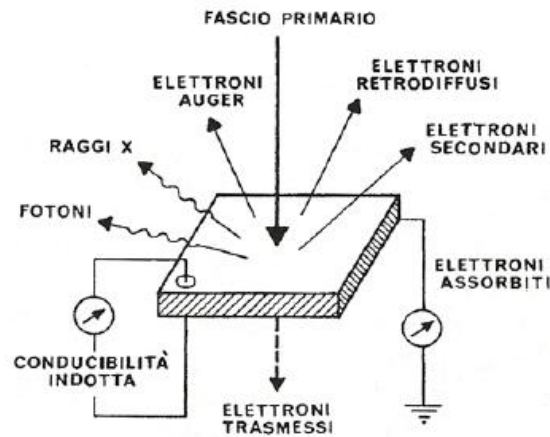


Figura 19 - Interazione di un fascio di elettroni con un solido e conseguenti emissioni [6]

La figura mostra dunque quali sono tali emissioni [6], ovvero:

- elettroni retrodiffusi: quando parte degli elettroni incidenti viene riflessa, subisce delle deviazioni a causa degli urti elastici con il campo coulombiano degli atomi del campione, ma mantiene la stessa energia del fascio iniziale: il segnale arriva più intenso all'aumentare del numero atomico Z . L'emissione proviene da circa $0,1-1 \mu\text{m}$ di profondità dalla superficie e fornisce informazioni principalmente di composizione, oltre che morfologiche
- elettroni secondari: quando gli elettroni del fascio primario non riflessi perdono la loro energia trasferendola agli elettroni del solido, parte di questi ultimi sfuggerà verso l'esterno. L'emissione proviene da $1-10 \text{ nm}$ e fornisce esclusivamente informazioni morfologiche
- elettroni auger: quando gli elettroni incidenti hanno energia sufficiente per ionizzare i livelli energetici più interni degli atomi del materiale, questi possono emettere un elettrone
- elettroni trasmessi: è possibile solo se il campione è molto sottile, per rilevarli si utilizza il microscopio elettronico a trasmissione (TEM)
- raggi X: un elettrone del fascio primario può interagire con la struttura atomica del campione ionizzandola e scalzando un elettrone dagli orbitali più interni, la struttura così eccitata si rilassa tornando al suo stato fondamentale tramite l'emissione di un fotone X;

il segnale proviene da profondità molto elevate (1-10 μm) e fornisce informazioni riguardanti la composizione del campione

L'analisi frattografica svolta in questo lavoro di tesi, sfrutta l'emissione di elettroni secondari (SE). Questi elettroni vengono rilevati da uno speciale rivelatore e convertiti in impulsi elettrici. Il fascio non è fisso ma viene fatto scandire: viene cioè fatto passare sul campione in una zona rettangolare, riga per riga, in sequenza. Il segnale degli elettroni secondari viene mandato ad uno schermo dove viene eseguita una scansione analogica. Il risultato è un'immagine in bianco e nero che ha caratteristiche simili a quelle di una normale immagine fotografica. Per questa ragione le immagini SEM sono immediatamente intelligibili ed intuitive da comprendere [10].

La sorgente di emissione termoionica è costituita da un filamento di tungsteno di geometria a V con un raggio di curvatura di 100 μm che viene riscaldato ad una temperatura di 2700-3000 K. Le alte temperature raggiunte dal filamento forniscono agli elettroni una energia sufficiente a superare l'energia di estrazione del materiale (emissione termoionica). Gli elettroni vengono dunque attratti verso l'anodo polarizzato con tensioni elevate, formato da un nucleo cilindrico di ferro dolce contenente un avvolgimento di spire di ferro, che si comporta come una lente elettrostatica formando un'immagine. [2]

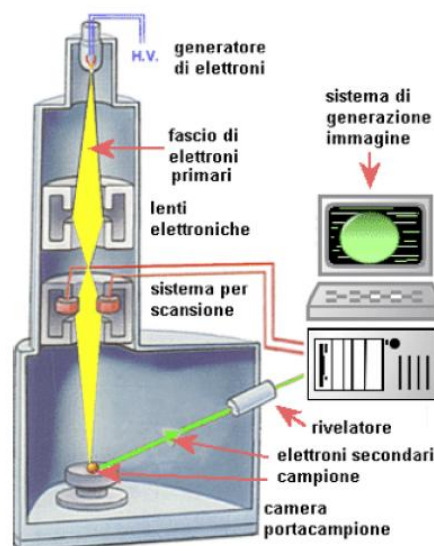


Figura 20 - Schema di funzionamento semplificato di un microscopio elettronico a scansione [7]

Gli elettroni secondari forniscono informazioni sulla morfologia delle superfici. Rispetto ad un convenzionale microscopio ottico, il SEM può ottenere ingrandimenti molto più elevati mantenendo un'ottima nitidezza delle immagini, potendo così affinare la ricerca ed ottenere risultati molto soddisfacenti.

Analisi micrografica

L'analisi micrografica effettuata mira a osservare la microstruttura dei campioni dopo test di trazione, in termini di dimensione del grano. L'analisi è stata effettuata mediante un microscopio ottico. [6]



Figura 21 - Microscopio ottico [8]

Il microscopio ottico fornisce un ingrandimento massimo di 1000X, può essere utilizzato per esaminare provini attaccati o semplicemente lucidati. Le fasi principali della preparazione del campione previa osservazione sono:

- inglobamento: per agevolare la manipolazione il campione viene inglobato tramite una pressa in blocchetto di resina termoplastica o termoindurente
- levigatura: tramite carte abrasive di grossa granulometria, serve per eliminare le irregolarità più grossolane della superficie
- lucidatura: può essere meccanica, chimica, elettrolitica o mista a seconda del materiale
- attacco: chimico o elettrolitico, a seconda del contrasto che si vuole evidenziare

Nella maggior parte dei casi l'attacco chimico è indispensabile per l'analisi della microstruttura del campione. In questo modo la superficie attaccata non apparirà più completamente uniforme, ma presenterà alcune discontinuità; il fascio incidente ne sarà quindi deviato mostrando così alcune zone in ombra rispetto ad altre, come evidenziato in figura 22.

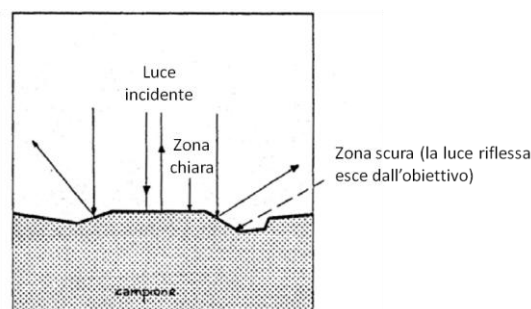


Figura 22 - Luminosità dell'immagine al variare dell'orientamento della superficie del campione [6]

Al fine di visionare le dimensioni dei grani nei campioni si è adottato l'attacco di Graff e Sergenr costituito da:

- 84 mL H₂O
- 15,5 mL HNO₃
- 0,5 mL HF
- 3 g CrO₃

Nella figura 23 è rappresentato schematicamente il percorso della luce all'interno del microscopio [6]: la lente condensatrice L_c concentra il fascio luminoso proveniente dalla sorgente S, questo viene poi diaframmato in D e reso monocromatico dal filtro F; da qui il fascio viene poi deviato dal prisma P₁ e indirizzato, attraverso il sistema obiettivo O_b, alla superficie del campione; quest'ultima ne opera un'ulteriore deviazione, e passando nuovamente per O_b l'immagine risulta ingrandita e risolta. Il prisma P₂ dirige l'immagine verso l'oculare O_c dove subisce un ulteriore ingrandimento (osservazione diretta), oppure la indirizza verso l'obiettivo fotografico O_f, dove incontra uno specchio regolabile H che la dirige a Q, quadro di proiezione oppure lastra fotografica.

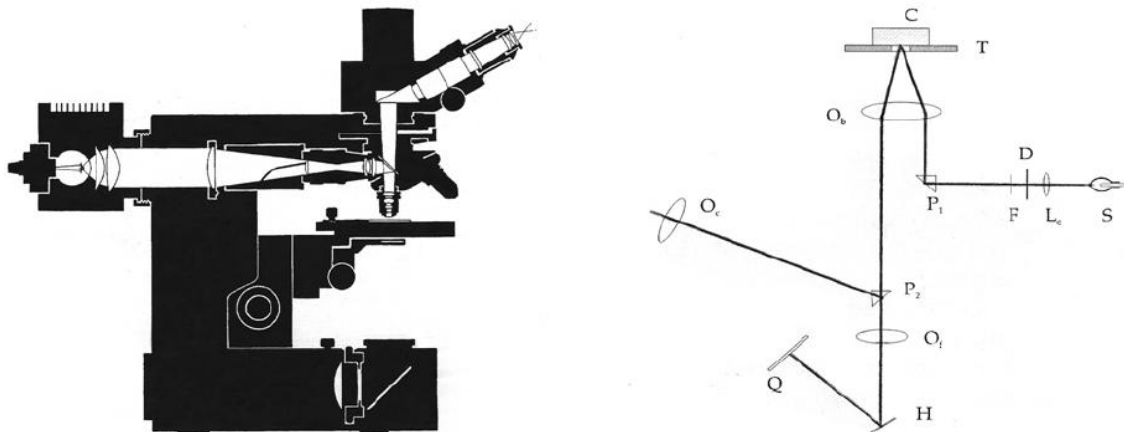


Figura 23 - Microscopio ottico schema generale in sezione e rappresentazione del percorso ottico [6]

Le principali parti costituenti un microscopio ottico sono:

- sorgente di illuminazione: le più utilizzate sono le lampade a filamento a bassa tensione, a vapori di mercurio, allo xeno ad alta intensità o ad arco con elettrodi di carbone
- condensatore: focalizza e regola la luce proveniente dalla sorgente S in direzione del campione
- diaframmi: sono due, di campo e di apertura, l'ultimo consente di variare intensità e angolo del cono di luce che arriva all'obiettivo
- filtri: assorbono alcune radiazioni dello spettro luminoso per aumentare il potere risolutivo lineare e ridurre le aberrazioni

- obiettivi: sistemi costituiti da lenti convergenti al fine di formare immagini reali
- oculari: sistema di lenti necessario per compiere un'osservazione diretta, rende all'incirca paralleli i raggi provenienti dall'obiettivo (per garantirne la visione da parte dell'osservatore), ingrandisce ulteriormente l'immagine e compensa alcune aberrazioni

L'immagine viene dunque inviata ad un computer, ottenendo così fotografie del campione desiderato.

Microdurezza Vickers

Le prove di microdurezza Vickers sono un valido complemento alle analisi metallografiche condotte con il microscopio ottico metallografico. Il microdurometro Vickers è infatti a sua volta un microscopio ottico metallografico dotato di penetratore a punta piramidale in diamante. L'ottica dello strumento consente di visualizzare l'impronta e di misurarne le diagonali. Da questa misura si risale alla durezza del materiale. Possono essere applicati carichi diversi al penetratore, da 15 grammi a 1 chilogrammo. Ciò consente l'esame di materiali molto diversi.

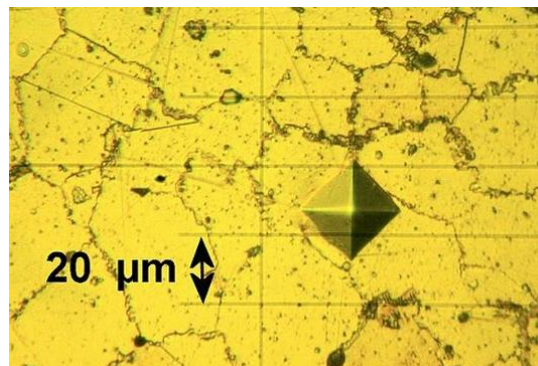


Figura 24 - Esempio di un impronta al microdurometro Vickers [9]

L'immagine mostra l'aspetto di un impronta di microdurezza su un provino metallografico.

La microdurezza, simboleggiata da μHV , è espressa dalla relazione:

$$\mu HV = 1,854 \cdot \frac{P}{\left(\frac{d}{1000}\right)^2}$$

Dove P è il carico espresso in grammi e d la misura (media) della diagonale in μm .

Si è scelto di adoperare un peso pari a 50 grammi. Per ogni campione si sono effettuate sette penetrazioni differenti, per le quali si è calcolato il valore medio della diagonale delle diverse impronte. Il valore della microdurezza del campione in esame è dunque pari al valore medio di μHV per le sette prove, accompagnato da un'incertezza di misura.

2.2 - La procedura sperimentale

Le prove di trazione a caldo sono state eseguite su campioni in lega di alluminio AlMgSi AA6016, per diversi valori della temperatura e della velocità di deformazione, come si vedrà nel dettaglio nel paragrafo 2.4. Le prove sono inoltre state effettuate per diverse direzioni di laminazione (0°, 45° e 90°) al fine di valutare l'anisotropia della lega (paragrafo 3.5).

Come anticipato dall'esposizione dell'apparato sperimentale adottato, per la valutazione della deformazione subita dal provino durante il test di trazione si è usato il software Aramis GOM, che monitora l'evoluzione in termini di spostamento e geometria di un punto presente sulla superficie del campione determinandone così la deformazione.

L'adozione di tale software impone quindi una preparazione del campione da sottoporre alla prova di trazione tesa a realizzare sulla superficie un pattern di carattere causale ad elevato contrasto. Questo viene conseguito mediante l'uso di vernice spray nera e bianca resistente alle alte temperature (fino a 600°C) che viene applicata in modo alternato sull'area interessata.



Figura 25 - Pattern colorato sulla superficie del provino

Nell'applicazione della vernice bisogna porre attenzione a non eccedere con la quantità in quanto, si è notato, che se ciò accadesse si otterrebbe un deterioramento del pattern in prossimità del punto di rottura. Il netto contrasto tra i punti bianchi e neri cesserebbe e di conseguenza il software non sarebbe più in grado di elaborare le immagini al fine di rilevare le deformazioni subite.

Operazione successiva riguarda la saldatura della termocoppia di tipo K (filo magnetico Chromel e filo amagnetico Alumel) nella parte centrale del provino. Durante la saldatura non bisogna unire le due estremità dei fili della termocoppia.



Figura 26 - Particolare delle estremità della termocoppia saldate al provino

La saldatura va effettuata in zone diverse, sebbene molto vicine, al fine di avere un controllo di sicurezza sulla temperatura obiettivo richiesta. Se uno dei capi della termocoppia dovesse accidentalmente staccarsi dal campione durante la prova, il controllo software rileva una temperatura raggiunta di 1800°C provocando l'arresto immediato di riscaldamento da parte dell'induttore. Viceversa, se le due estremità dovessero essere saldate unite, una situazione di tal genere porterebbe ad una lettura della temperatura inferiore dell'effettiva temperatura raggiunta sulla superficie del campione: questo causerebbe un aumento della potenza fornita dall'induttore nel tentativo di ristabilire la temperatura obiettivo. Le elevate potenze erogabili dall'induttore sono in grado di condurre il campione a temperature di fusione in tempi ridotti con immaginabili conseguenze per la sicurezza dell'operatore e dell'attrezzatura circostante.

Si prosegue dunque posizionando il provino tra le due cross-head della macchina di trazione. Inizialmente viene pinzato il campione sulla griffa superiore, dove è presente la cella di carico, in modo che in fase di settaggio si abbia un migliore controllo del carico applicato. La pressione impostata alla chiusura delle ganasce dipende dal materiale da testare, nel caso corrente dell'alluminio si adoperava una pressione di 2 MPa. Passando quindi ad un controllo manuale di spostamento si porta in posizione la testa inferiore dell'MTS, allineandola con la direzione della superficie trasversale del campione onde evitare possibili effetti di torsione durante il test.

Prima di procedere con la chiusura delle griffe inferiori, si imposta la macchina in controllo di carico. Questo accorgimento si adotta in quanto, adoperando nei test provini sottili e di piccole dimensioni, all'afferraggio si incorre nel rischio di apportare deformazioni plastiche nel campione dovute all'inerzia di moto dato dalla massa elevata delle teste della pressa. Si applica una leggera condizione di trazione prima della griffa inferiore chiusura con lo scopo di compensare il movimento verso l'alto del pistone della testa inferiore della macchina che condurrebbe ad un inevitabile carico di pressione nel campione.

Per il riscaldamento controllato del campione, occorre comandare esternamente l'induttore, è necessario quindi impostare sul pannello centrale del generatore la configurazione Remote e Direct (figura 27). Quando si trova in questa posizione il controllo esterno avviene mediante l'apposito connettore per il suo funzionamento.

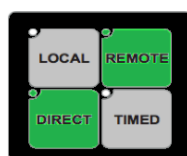


Figura 27 - Impostazione da applicare all'induttore per il controllo del riscaldamento per mezzo del software

Il passaggio successivo è quello di collegare tramite un cavo seriale il modulo di controllo al generatore così il riscaldamento avviene automaticamente come impostato da software.

Il riscaldatore ad induzione ad alta frequenza EGMA_20 si FELMI s.r.l., utilizzato in tutte le prove di trazione a caldo, genera un riscaldamento localizzato tramite la testa dell'induttore appositamente progettata. Per le prove di trazione l'area interessata è costituita a una altezza di circa 15 mm e da una larghezza di 12 mm. La distanza dal corpo è di fondamentale importanza per il corretto riscaldamento. Dopo numerose prove è stato possibile concludere che, distanze inferiori al millimetro causano un controllo non accurato della rampa di temperatura con oscillazioni troppo ampie della temperatura obiettivo, mentre distanze superiori ai 3 millimetri possono provocare il mancato raggiungimento della temperatura impostata. La corretta posizione dunque è ad un offset di 1.5-3 millimetri (figura 28). In questo modo la temperatura segue fedelmente la rampa di riscaldamento impostata tramite un controllo PID implementato all'interno del software in ambiente LabView.



Figura 28 - Posizionamento corretto della testa dell'induttore sul provino da riscaldare per un perfetto controllo della temperatura impostata

2.3 - Setup di prova

Il software fornito dalla casa produttrice della pressa MTS_322 consente di impostare la procedura di test desiderata. Nel lavoro di tesi è stata utilizzata la sequenza illustrata dalla figura seguente, in cui il software legato al controllo della pressa, comunica con la procedura impostata in LabView per l'acquisizione delle immagini e del riscaldamento del campione.

Type	Name	Start	Interrupt
	mantenimento	<Procedure>.Start	Digital_control.Trigger
	Digital_control	<Procedure>.Start	
	manten2	mantenimento.Done	
	rampa	manten2.Done	
	blocco	<Procedure>.Start	
	acquisizione	mantenimento.Done	

Figura 29 - Sequenza procedurale applicata alla macchina di trazione MTS per le prove eseguite

Questa permette di regolare la velocità di spostamento della testa inferiore per la deformazione a trazione e di definire la corsa da percorrere. Inoltre è possibile impostare il valore della frequenza di acquisizione dei valori di tempo, corsa e forza letti dalla cella di carico presente. La frequenza massima che è possibile impostare è di 6144 Hz.

Il secondo computer in dotazione presenta un software sviluppato in ambiente LabView tramite il quale è possibile realizzare la procedura precisa di prova necessaria. In tutte le prove condotte è stata adottata la seguente sequenza di fasi, variando la rampa di riscaldamento, in relazione alla temperatura obiettivo della prova, e il valore di acquisizione con relativa frequenza di campionamento immagini, in funzione delle diverse velocità di deformazione adottate.

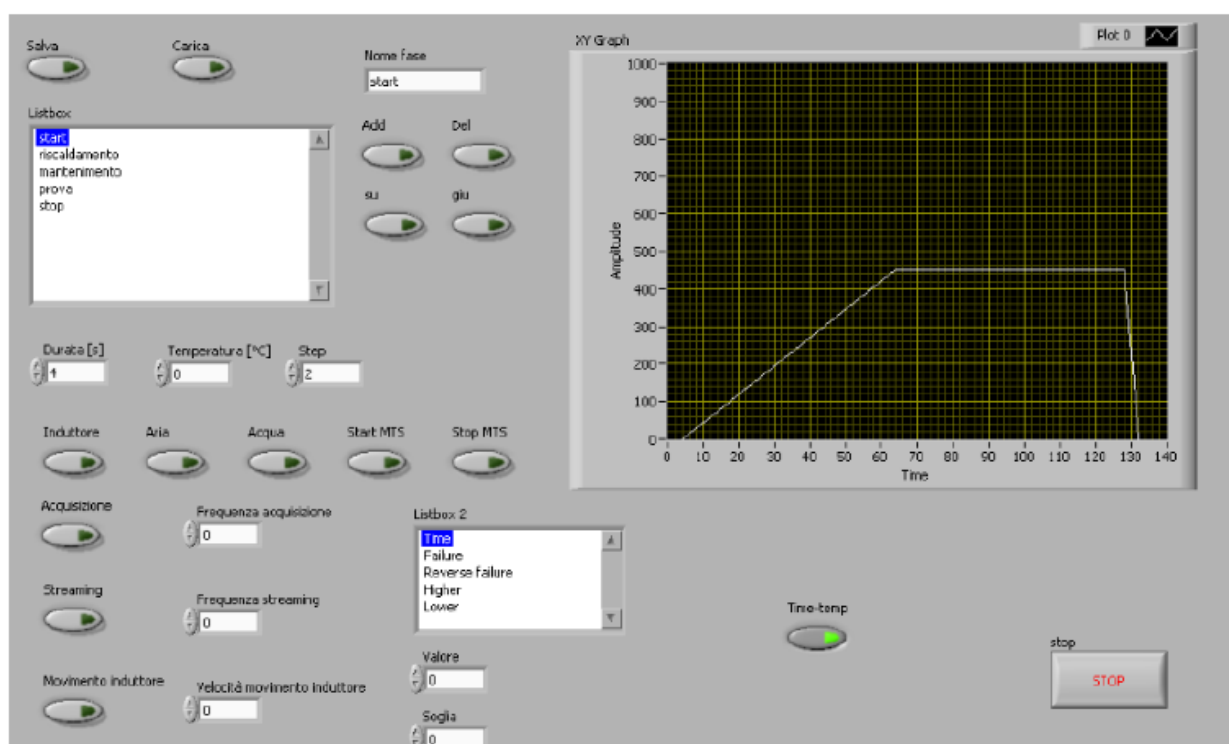


Figura 30 - Sequenza procedurale applicata alla macchina di trazione MTS per le prove eseguite

Le prove consistono quindi in una fase iniziale di riscaldamento durante la quale il campione viene scaldato fino alla temperatura obiettivo a $7^{\circ}\text{C}/\text{secondo}$. A tale fase segue un periodo di mantenimento in temperatura della durata pari a corsa/velocità di deformazione. Terminato il mantenimento si ha l'esecuzione della prova mediante un segnale di start alla macchina MTS. Durante tale fase quindi vengono acquisite le immagini fino alla fase finale di stop.

Il medesimo software permette inoltre di mantenere la testa dell'induttore nella zona chiave del provino durante lo svolgimento dell'intera prova. Una slitta collegata ad un motore brushless permette infatti lo spostamento lungo l'asse verticale dell'induttore consentendo di seguire passo-passo la deformazione del campione e mantenerlo alla temperatura desiderata.

Il programma consente inoltre di impostare il tempo di esposizione della fotocamera al fine di regolare la nitidezza delle immagini acquisite.

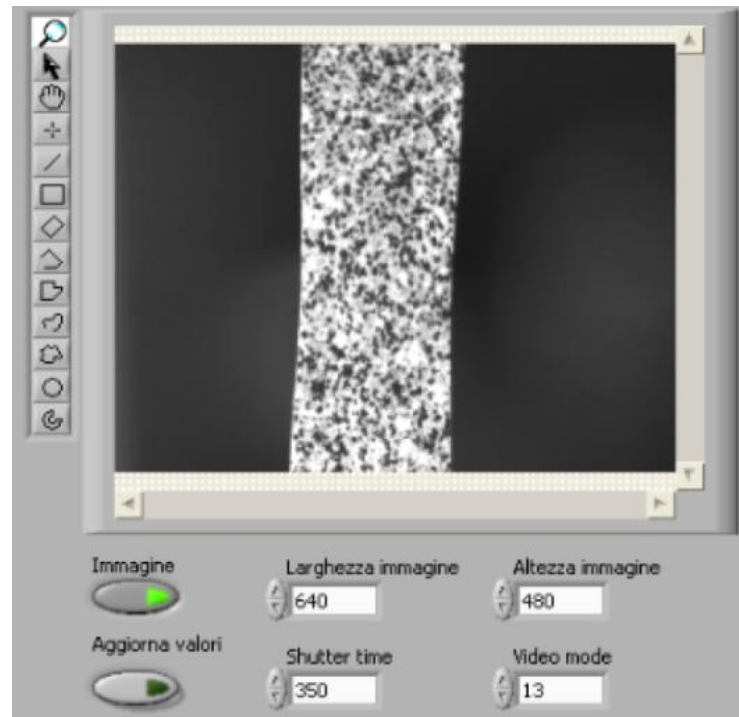


Figura 31 - Impostazione e regolazione della qualità delle immagini raccolte

Al termine della prova di trazione si hanno diversi dati, che sono raccolti in tre differenti file:

- corsa, tempo e forza rilevata dalla cella di carico presente sulla macchina MTS
- sequenza di fotogrammi acquisiti dalla fotocamera
- valori di tempo, temperatura e corsa rilevati dal software LabView

L'elaborazione dei dati in termini di deformazione viene eseguita a mezzo del software Aramis GOM. Tale software adopera le immagini raccolte durante il test. Va osservato che la prova a trazione comporta una deformazione rilevante solamente nel piano ortogonale alla direzione del fascio ottico, conseguentemente è sufficiente l'ausilio di un'unica fotocamera e dunque un settaggio bidimensionale del programma per la rilevazione della deformazione.

La superficie del provino ricoperta dal pattern colorato viene discretizzata da una mesh che viene applicata a tutti i fotogrammi raccolti. Il programma poi valuta l'evoluzione di ogni singolo marker individuato grazie alla distribuzione stocastica di punti bianchi e neri sulla superficie del campione, calcolandone lo spostamento e la deformazione. Al termine della computazione del software è possibile per ogni singolo punto presente sulla mesh rappresentativa del provino sapere il valore della deformazione presente fotogramma per fotogramma.

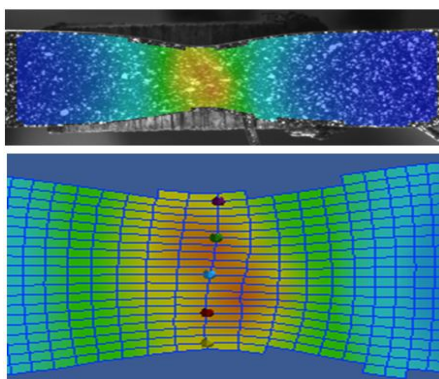


Figura 32 - Esempio di mesh del provino in un momento intermedio della prova a trazione

Come mostra l'immagine precedente, si individuano sulla zona a frattura (immagine successiva a quella qui proposta) dei punti di cui si ricavano i valori della deformazione per ogni fotogramma. Il calcolo della deformazione vera è stato eseguito come la media tra i valori forniti dal singolo marker.

2.4 - Il piano sperimentale

Il materiale testato nel presente lavoro di tesi è la lega di alluminio-magnesio-silicio 6016 fornita allo stato T4 (tempra di soluzione e invecchiamento naturale).

Come visto nel paragrafo dedicato alle prove di trazione, si ha che i parametri che influenzano la prova stessa sono la temperatura e la velocità di deformazione. Per definire quindi le ottimali condizioni di lavorazione, ovvero quelle tali da avere la massima duttilità, si sono effettuate prove a diversi valori della temperatura e della velocità di deformazione.

La tabella seguente riassume la campagna prove eseguita.

Strain rate	Temperatura						
	$\dot{\epsilon} = 1 \text{ s}^{-1}$				300°C	400°C	450°C
$\dot{\epsilon} = 0,1 \text{ s}^{-1}$	20°C	100°C	200°C	300°C	400°C	450°C	500°C
$\dot{\epsilon} = 0,01 \text{ s}^{-1}$				300°C	400°C	450°C	500°C

Tabella 2 - Prove di trazione eseguite

Si osserva dunque come si siano scelte tre diverse velocità di deformazione, ovvero 1 s^{-1} , $0,1 \text{ s}^{-1}$ e $0,01 \text{ s}^{-1}$. Per tutte le velocità si sono eseguite prove alle temperature di 300°C, 400°C, 450°C e 500°C. Per la velocità intermedia di $0,1 \text{ s}^{-1}$ si sono effettuati test anche a temperatura ambiente (quindi test di trazione a freddo) ed alle basse temperature pari a 100°C e 200°C.

Le prove sono state condotte per provini ricavati da fogli di lamiera AA6016 aventi direzione di laminazione 0°, 45° e 90° per valutarne l'anisotropia. Tutti provini impiegati per lo studio

reologico del materiale con le prove di trazione a caldo e a freddo, presentano geometria dog-bone, e dimensioni come riportate in figura 12.

3 - Risultati

3.1 - Risultati delle prove di trazione a caldo

Il software della macchina MTS_322 fornisce, al termine di ciascuna prova di trazione eseguita, un grafico forza-corsa come quello riportato nella figura seguente.

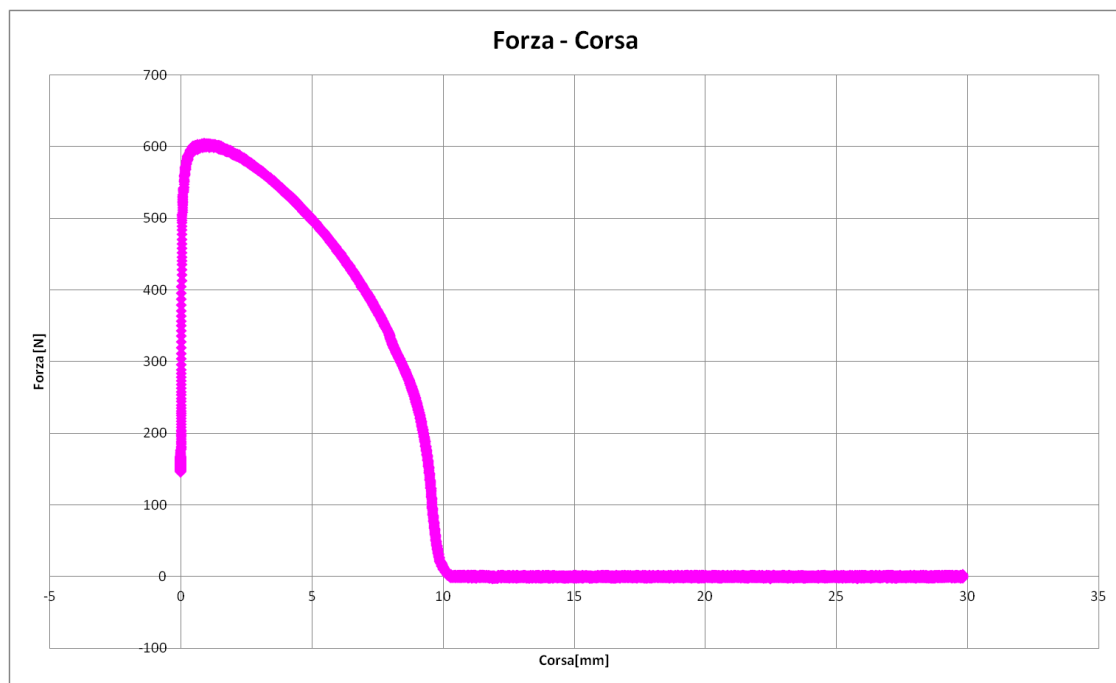


Figura 33 - Grafico forza-corsa output di una prova a trazione (caso particolare di $T=450^{\circ}\text{C}$ e strain rate pari a 1s^{-1})

I dati sono stati quindi elaborati al fine di ottenere il relativo grafico sforzo-deformazione.

I valori delle deformazioni subite sono stati ricavati mediante l'elaborazione delle immagini, acquisite dalla fotocamera durante l'intera esecuzione della prova, per mezzo del software Aramis GOM.

La determinazione della tensione di flusso, invece, ha sfruttato la relazione:

$$\sigma = \frac{\text{Forza}}{\text{Area iniziale} \cdot \exp^{-\epsilon}}$$

Si riportano nel seguito i diversi grafici sforzo-deformazione ottenuti dalle prove di trazione a caldo eseguiti, come visto, per diversi valori della temperatura e della velocità di deformazione. In particolare, si riportano, le curve relative alla lega AA6016 avente direzione di laminazione parallela all'applicazione dello sforzo di trazione.

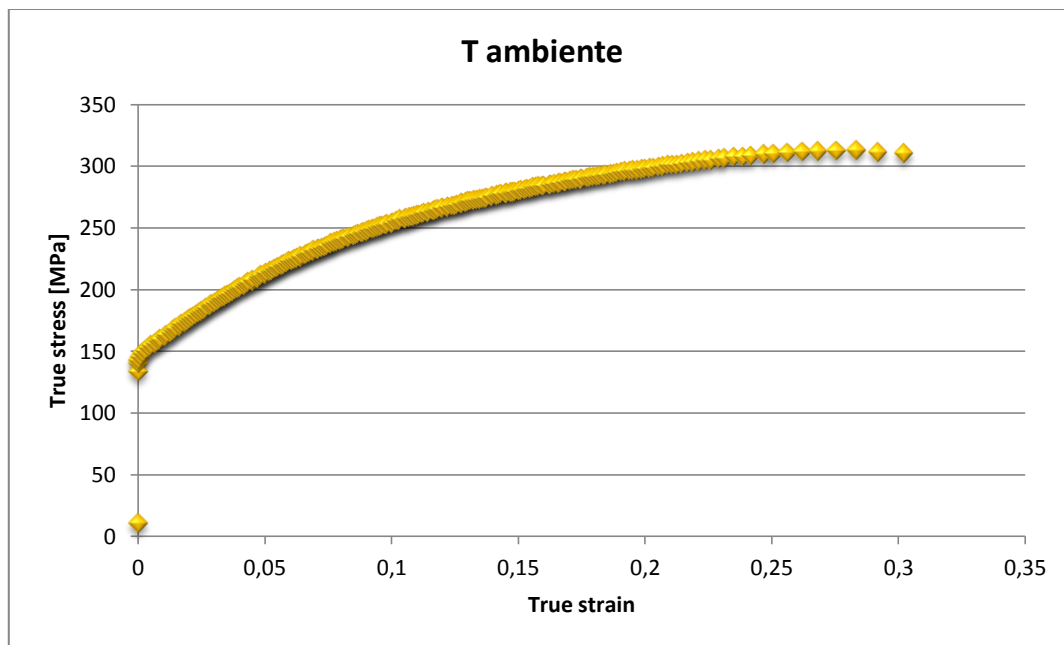


Figura 34 - Curva true stress-true strain di un campione AA6016 sottoposto ad una prova di trazione condotta a temperatura ambiente

Si analizza innanzitutto il ruolo ricoperto dalla temperatura nelle curve di flusso, ovvero si raggruppano le diverse curve in relazione alla velocità di deformazione imposta.

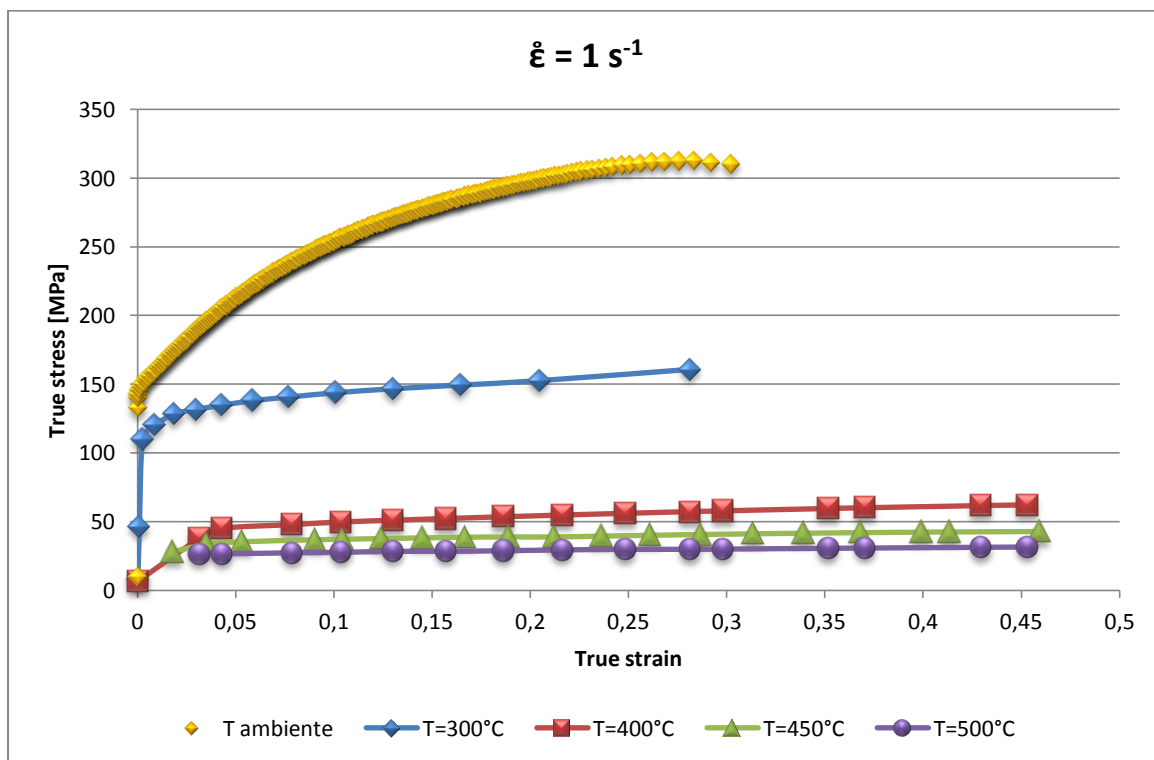


Figura 35 - Curve true stress-true strain per provini trazionati con velocità di deformazione di 1 s^{-1} alle diverse temperature di prova indagate

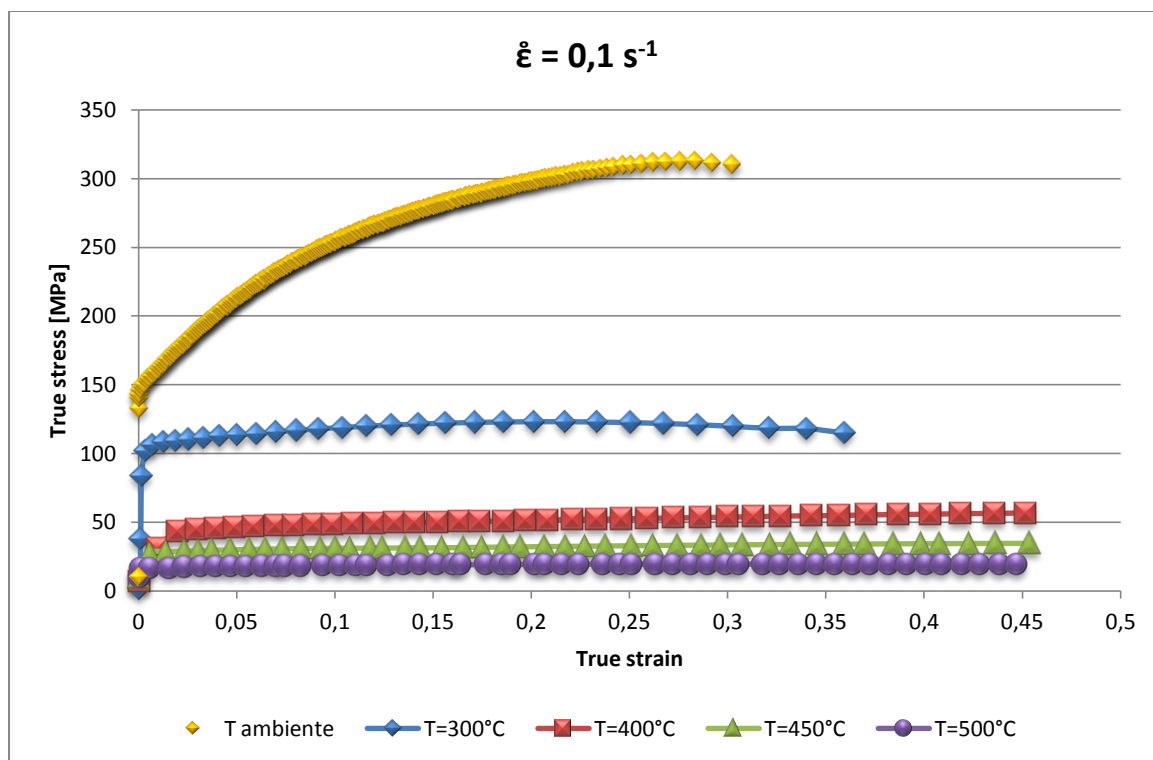


Figura 36 - Curve true stress-true strain per provini trazionati con velocità di deformazione di $0,1 \text{ s}^{-1}$ alle diverse temperature di prova indagate

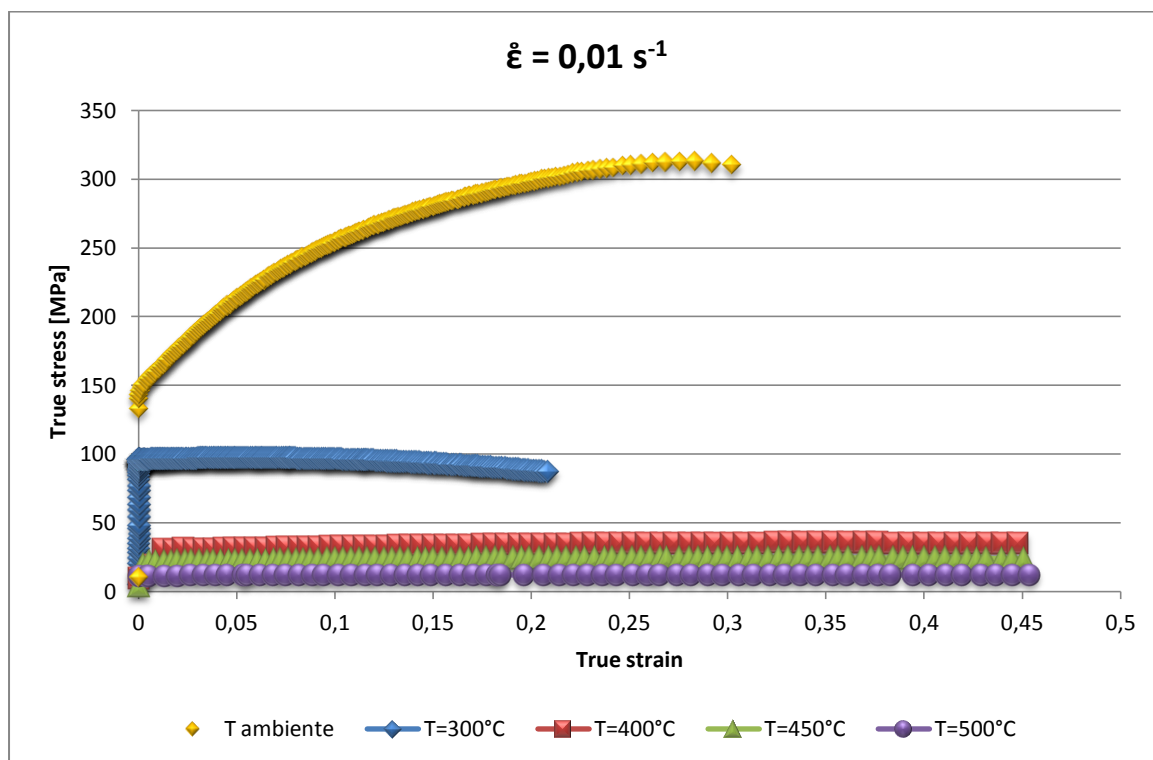


Figura 37 - Curve true stress-true strain per provini trazionati con velocità di deformazione di $0,01 \text{ s}^{-1}$ alle diverse temperature di prova indagate

Dai grafici si osserva facilmente come la tensione di flusso diminuisca all'aumentare della temperatura di esecuzione della prova di trazione.

Si prosegue, dunque, mettendo in evidenza l'influenza della velocità di deformazione con cui viene eseguito il test di trazione alle diverse temperature.

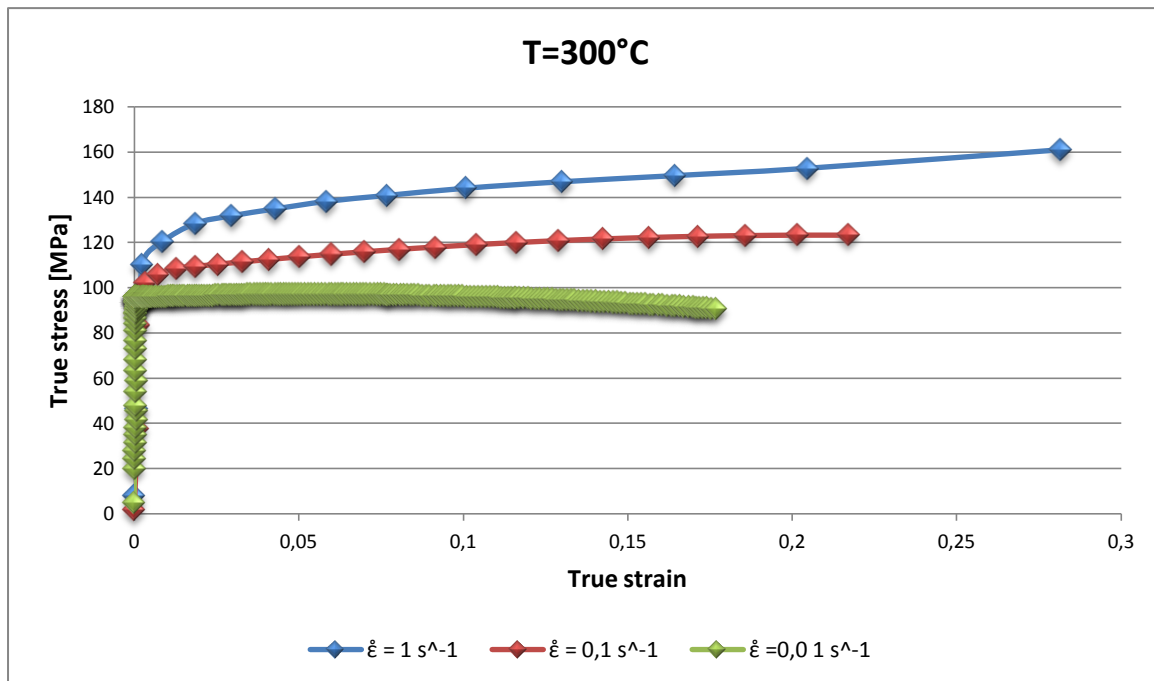


Figura 38 - Curve true stress-true strain per provini testati alla temperatura di 300°C con differenti valori della velocità di deformazione $\dot{\epsilon}$

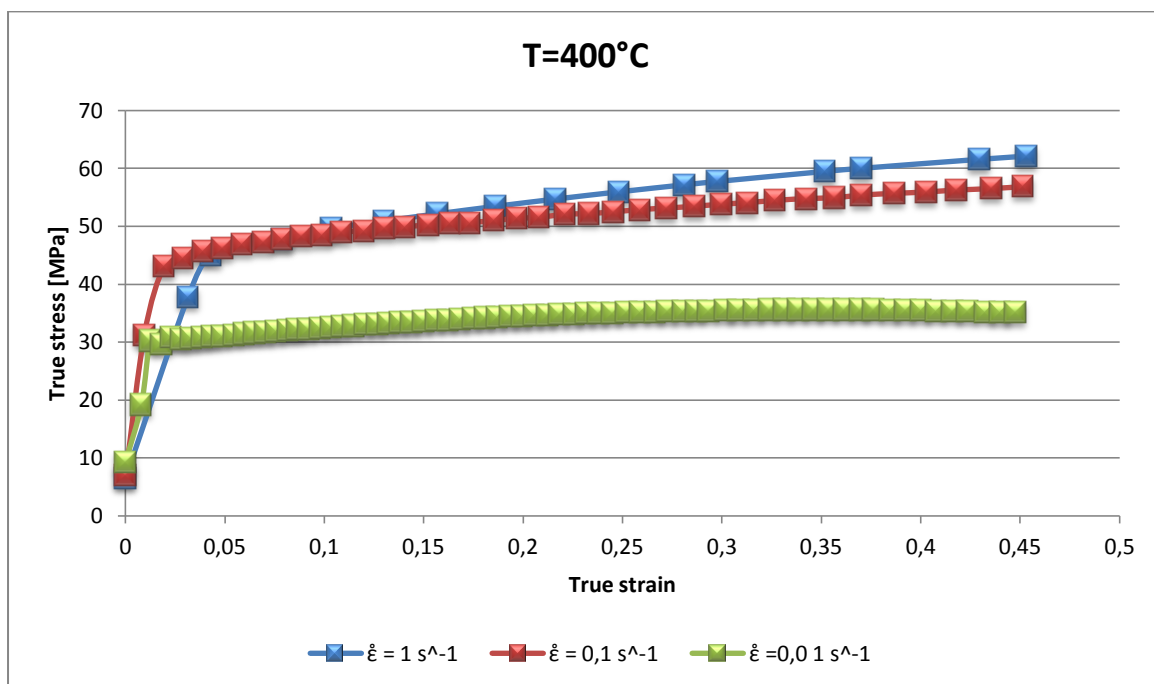


Figura 39 - Curve true stress-true strain per provini testati alla temperatura di 400°C con differenti valori della velocità di deformazione $\dot{\epsilon}$

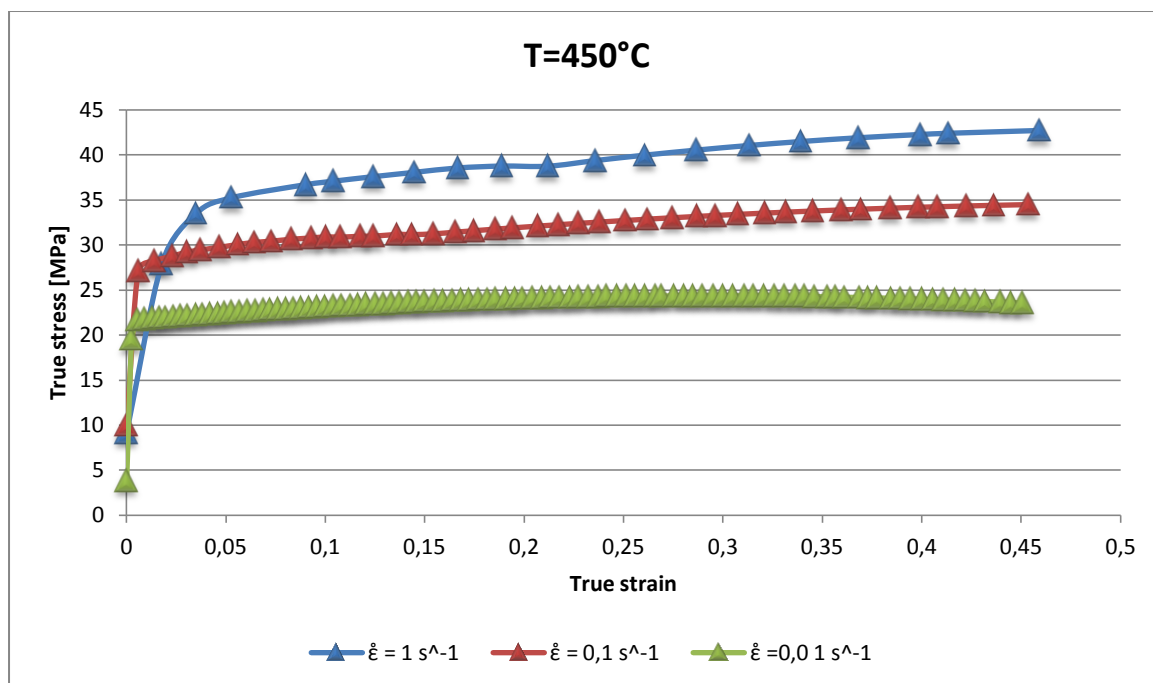


Figura 40 - Curve true stress-true strain per provini testati alla temperatura di 450°C con differenti valori della velocità di deformazione $\dot{\epsilon}$

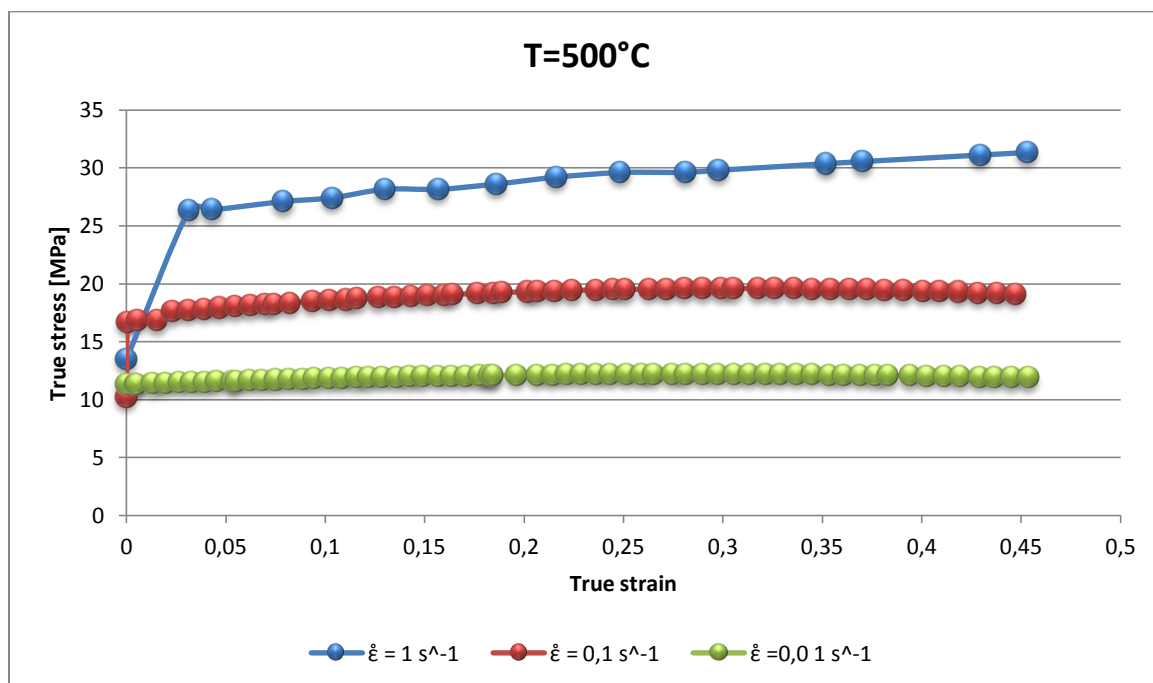


Figura 41 - Curve true stress-true strain per provini testati alla temperatura di 500°C con differenti valori della velocità di deformazione $\dot{\epsilon}$

Si sono inoltre effettuate le prove di trazione anche alle temperature di 100°C e 200°C alla sola velocità di deformazione di $0,1 \text{ s}^{-1}$, essendo tali prove di scarso interesse per gli obiettivi della tesi.

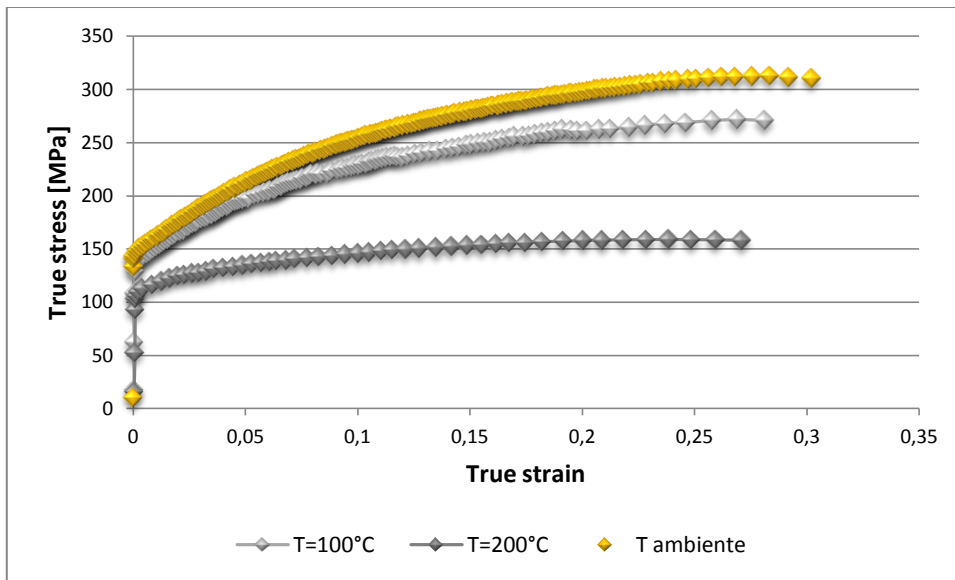


Figura 42 - Curve di flusso alle basse temperature

3.2 - Calcolo del coefficiente di sensibilità alla velocità di deformazione

Si è dunque calcolato il coefficiente di sensibilità alla velocità di deformazione per le diverse temperature di prova adottate.

Per la sua determinazione si è fatto uso della definizione plottando in un grafico doppio logaritmico coppie di valori presi dalle curve true stress-true strain delle prove effettuate a diverse velocità di deformazione e a temperatura costante (figure 43, 44 e 45). Il valore m si ottiene dalla media dei coefficienti angolari delle rette di regressione lineare risultanti tra i punti a differente velocità di deformazione.

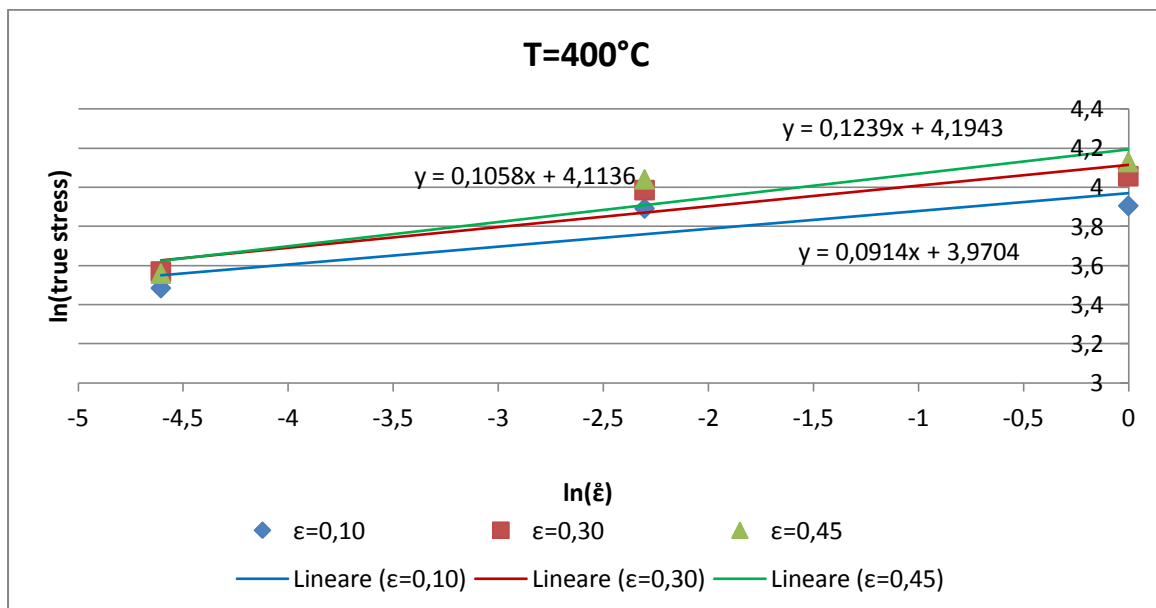


Figura 43 - Valori del coefficiente m ricavato dalle prove a $T=400^{\circ}\text{C}$

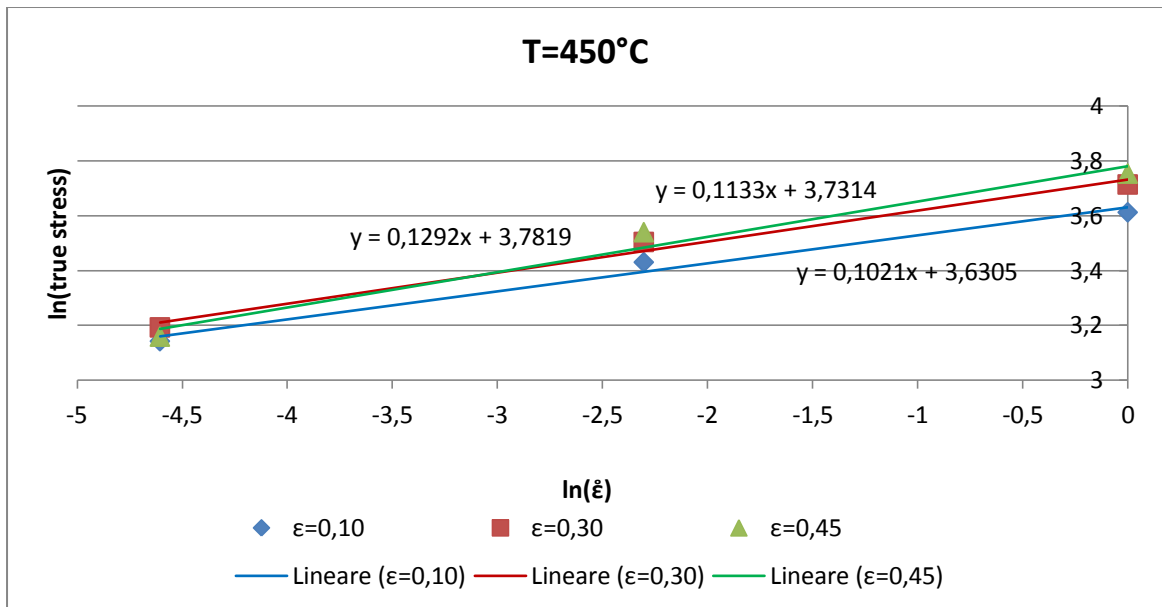


Figura 44 - Valori del coefficiente m ricavato dalle prove a T=450°C

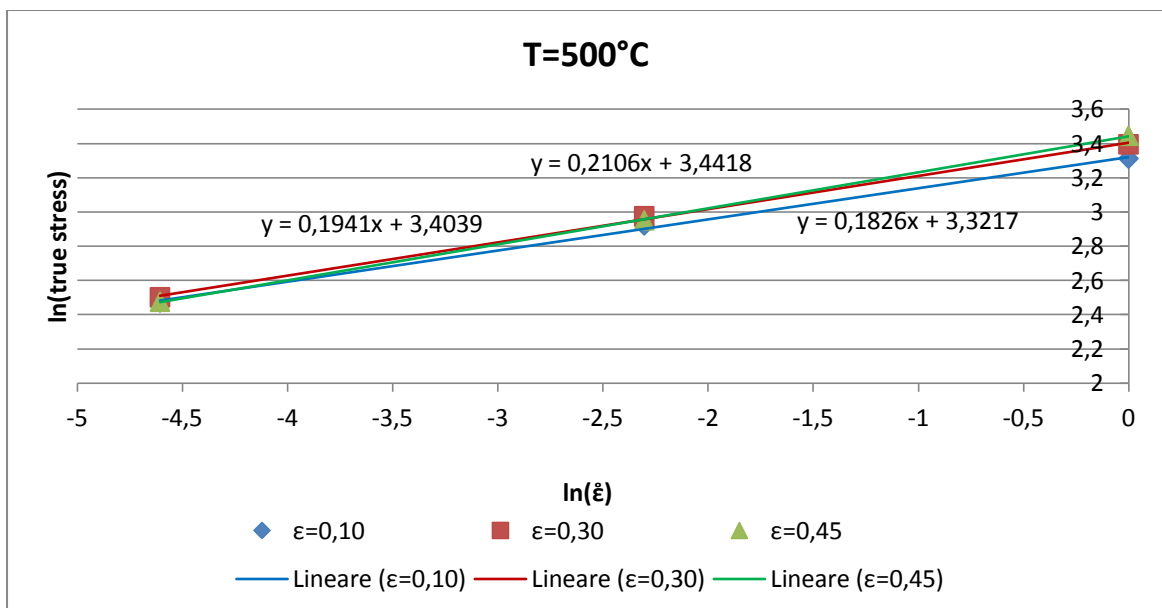


Figura 45 - Valori del coefficiente m ricavato dalle prove a T=500°C

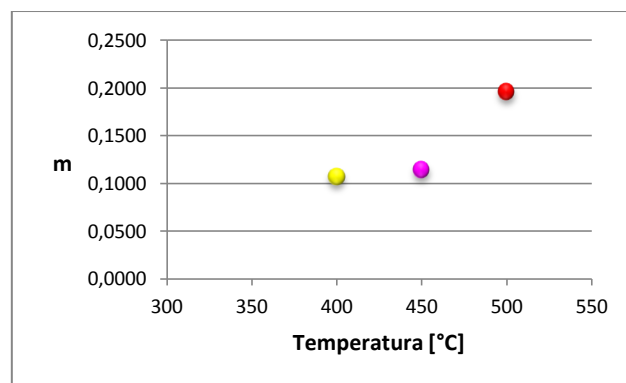


Figura 46 - Andamento della sensibilità alla velocità di deformazione al variare della temperatura

Temperatura [°C]	m
400	0,1070
450	0,1149
500	0,1958

Tabella 3 - Valori della sensibilità alla velocità di deformazione alle diverse temperature di prova

3.3 - Valutazione dell'anisotropia

Le prove di trazione sono state condotte per provini aventi direzione di laminazione parallela ($r=0^\circ$), ortogonale ($r=90^\circ$) ed inclinata di 45° rispetto allo sforzo di trazione.

Nel paragrafo 3.1 si sono riportati i risultati ottenuti per i provini aventi $r=0^\circ$; si tralasciano i risultati sforzo-deformazione per le direzioni di laminazione 45° e 90° poiché non forniscono alcuna informazione aggiuntiva rispetto a quanto presentato per la direzione 0° .

Segue dunque il calcolo dei parametri caratterizzanti l'anisotropia, come descritto nel paragrafo 1.5. Si considerano i valori di R dei diversi provini al raggiungimento di un allungamento del 20%.

	$\dot{\epsilon} = 1 \text{ s}^{-1}$				
	R=0°	R=45°	R=90°	R	ΔR
300°C	0,477	0,392	0,603	0,4662	0,1479
400°C	0,586	0,341	0,491	0,4398	0,1969
450°C	0,597	0,468	0,571	0,5258	0,1161
500°C	0,596	0,561	0,671	0,5969	0,0726

 Tabella 4 - Valori dell'anisotropia normale media e dell'anisotropia planare per provini testati con $\dot{\epsilon} = 1 \text{ s}^{-1}$

	$\dot{\epsilon} = 0,1 \text{ s}^{-1}$				
	R=0°	R=45°	R=90°	R	ΔR
20°C	0,646	0,415	0,638	0,5283	0,2273
100°C	0,747	0,417	0,599	0,5449	0,2560
200°C	0,520	0,416	0,421	0,4433	0,0539
300°C	0,425	0,441	0,542	0,4623	0,0432
400°C	0,501	0,391	0,395	0,4197	0,0566
450°C	0,635	0,496	0,531	0,5395	0,0870
500°C	0,693	0,501	0,800	0,6237	0,2460

 Tabella 5 - Valori dell'anisotropia normale media e dell'anisotropia planare per provini testati con $\dot{\epsilon} = 0,1 \text{ s}^{-1}$

	$\dot{\epsilon} = 0,01 \text{ s}^{-1}$				
	R=0°	R=45°	R=90°	R	ΔR
300°C	0,408	0,409	0,461	0,4220	0,0256
400°C	0,570	0,426	0,414	0,4592	0,0661
450°C	0,592	0,630	0,455	0,5765	-0,1068

 Tabella 6 - Valori dell'anisotropia normale media e dell'anisotropia planare per provini testati con $\dot{\epsilon} = 0,01 \text{ s}^{-1}$

Per le leghe di alluminio i valori tipici dell'anisotropia normale media ricadono all'interno dell'intervallo di 0,6-0,8: si osserva (tabelle precedenti) che i valori che si ottengono sono generalmente minori.

Il diagramma proposto illustra chiaramente i valori che assumono l'anisotropia normale media e l'anisotropia planare in funzione della temperatura di prova e della velocità di deformazione subita dal provino.

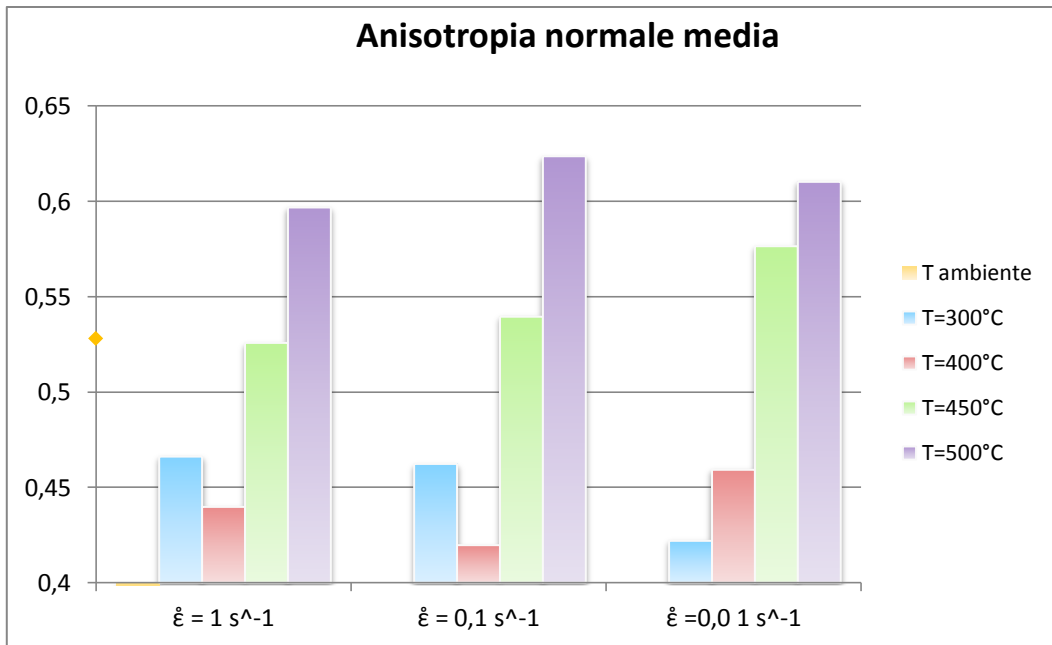


Figura 47 - Valori dell'anisotropia normale media per la lega AA6016 alle diverse temperature e velocità di deformazione di prova

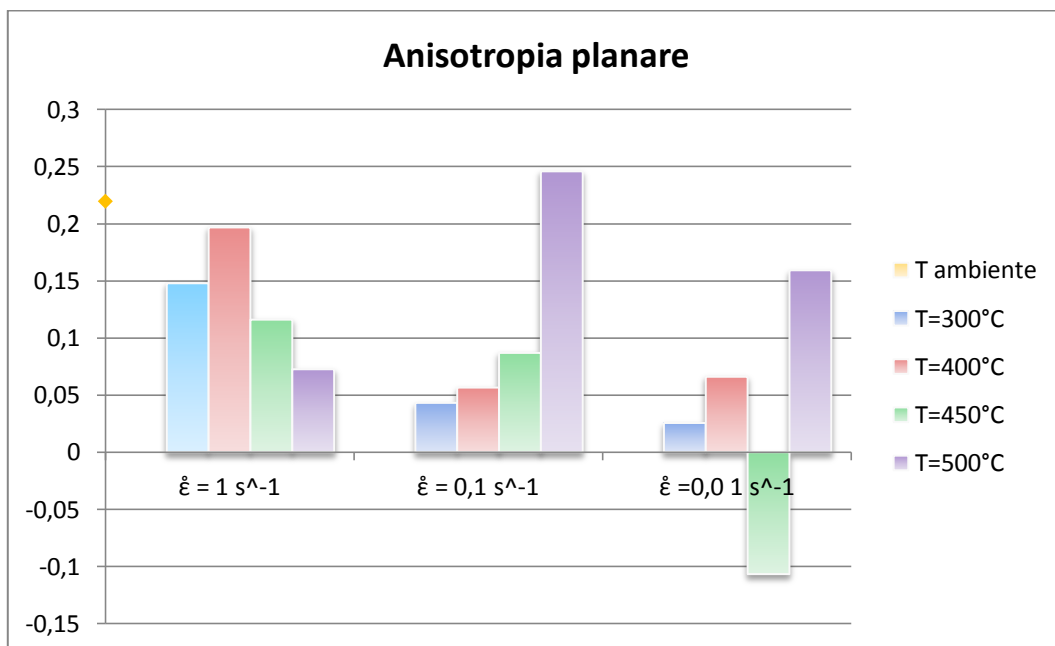


Figura 48 - Valori dell'anisotropia planare per la lega AA6016 alle diverse temperature e velocità di deformazioni

3.4 - Deformazione a frattura

La determinazione della deformazione a frattura del provino richiede il calcolo della sua area a frattura. Fine ultimo di tale calcolo è sviluppare una mappa che evidenzia le migliori condizioni di formabilità.

La strumentazione adottata per eseguire tale calcolo comprende un micrometro digitale per la misura dello spessore ed un calibro digitale per la lunghezza della sezione. Il valore dello spessore è stato definito dal valore medio di cinque punti assunti come indicato dalla figura seguente.



Figura 49 - Posizione dei punti di cui si è misurato lo spessore del campione in esame

Il valore della deformazione a frattura è stato calcolato secondo la formulazione:

$$\epsilon_{frattura} = \ln\left(\frac{A_{iniziale}}{A_{frattura}}\right)$$

Le tabelle 7, 8 e 9 riassumono i dati così determinati. Preme osservare che i valori presentati sono affetti da incertezza a causa della difficoltà della misura provocata dagli strumenti adottati. I valori proposti forniscono quindi un'idea dell'andamento dell'area a frattura ma non sono da prendere come precisi.

Il grafico seguente illustra chiaramente i valori determinati, con relativa banda di incertezza che ne accompagna la misura.

	$\dot{\epsilon} = 1 \text{ s}^{-1}$	
	Area a frattura	ϵ_f
Tamb	9,9401	0,5938
300°C	7,3081	0,9014
400°C	5,8398	1,1257
450°C	4,1044	1,4783
500°C	4,1580	1,4653

Tabella 7 - Valori dell'area e della corrispondente deformazione a frattura ϵ_f per campioni trazionati con $\dot{\epsilon} = 1 \text{ s}^{-1}$

$\dot{\epsilon} = 0,1 \text{ s}^{-1}$		
	Area a frattura	ϵ_f
Tamb	9,9401	0,5938
300°C	8,3780	0,7648
400°C	5,9382	1,1090
450°C	4,7153	1,3396
500°C	2,8273	1,8511

Tabella 8 - Valori dell'area e della corrispondente deformazione a frattura ϵ_f per campioni trazionati con $\dot{\epsilon} = 0,1 \text{ s}^{-1}$

$\dot{\epsilon} = 0,01 \text{ s}^{-1}$		
	Area a frattura	ϵ_f
Tamb	9,9401	0,5938
300°C	9,1973	0,6715
400°C	5,4492	1,1949
450°C	4,2483	1,4439
500°C	3,2602	1,7086

Tabella 9 - Valori dell'area e della corrispondente deformazione a frattura ϵ_f per campioni trazionati con $\dot{\epsilon} = 0,01 \text{ s}^{-1}$

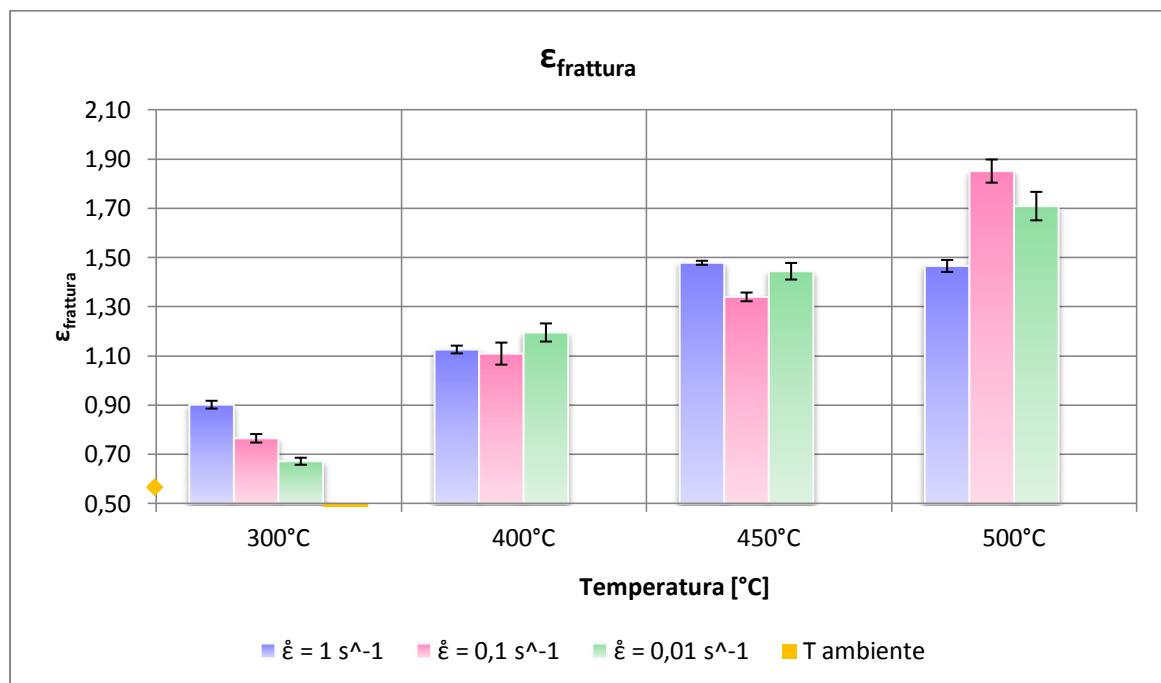


Figura 50 - Deformazione a frattura con relativa banda d'errore

Il grafico mostra, dunque, come all'aumentare della temperatura si abbia un aumento del valore della deformazione a frattura, che accompagna la riduzione dell'area a frattura. Si osserva inoltre come per una stessa temperatura il valore dell' ϵ_f sia simile tra i campioni trazionati a valori diversi di $\dot{\epsilon}$, ma questo è da addurre anche all'incertezza della misura causata dalla morfologia stessa del campione. Si ha infatti che il provino presenta una superficie di rottura molto assottigliata in punta che risulta di difficile misura con gli strumenti a disposizione.

Come anticipato, è possibile raccogliere i valori ottenuti in un grafico tridimensionale in cui la deformazione a frattura è data in funzione sia della temperatura di prova che della velocità di deformazione a cui questa è stata condotta.

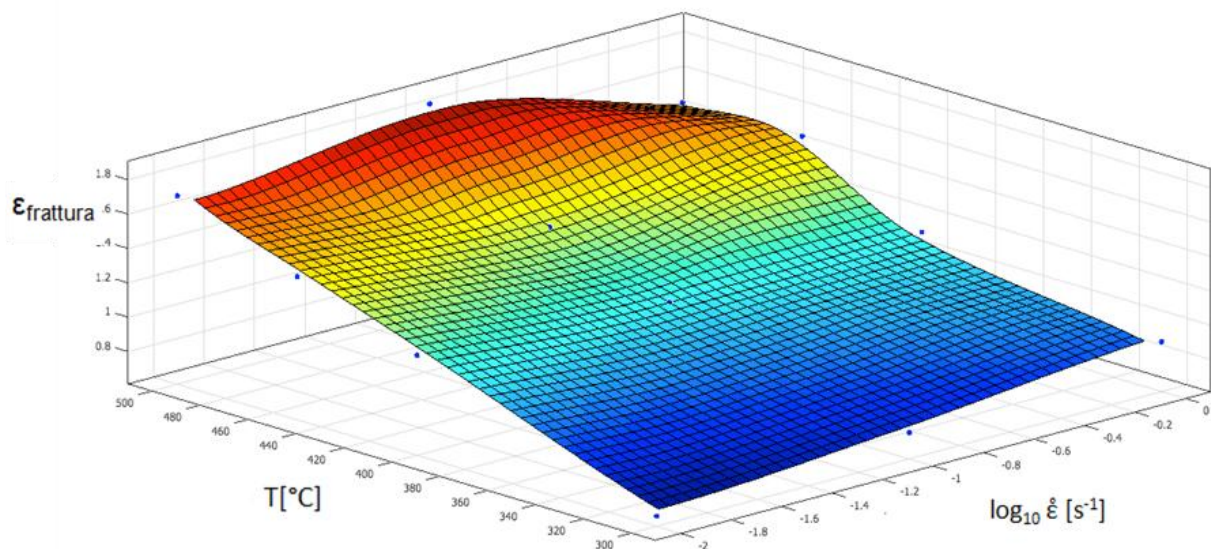


Figura 51 - Andamento della deformazione a frattura ϵ_f in funzione di $\dot{\epsilon}$ e della temperatura

3.5 - Analisi frattografica

L'analisi frattografica è stata condotta mediante l'utilizzo del microscopio elettronico a scansione settando il detector degli elettroni secondari (ETD). Per visualizzare al meglio le superfici di frattura e capirne la conformazione, l'analisi è stata effettuata sulla sezione longitudinale e trasversale.

Nel seguito vengono dunque proposti i risultati ottenuti per i campioni aventi direzione di laminazione 90° . Tale fatto comunque non incide sulla modalità di rottura.

Sezione longitudinale

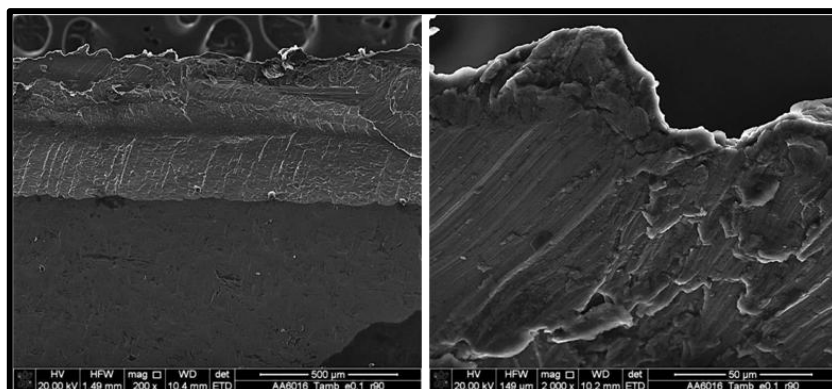


Figura 52 - Sezione longitudinale dell'area di frattura di una prova di trazione eseguita a temperatura ambiente (ingrandimenti 200x e 2000x)

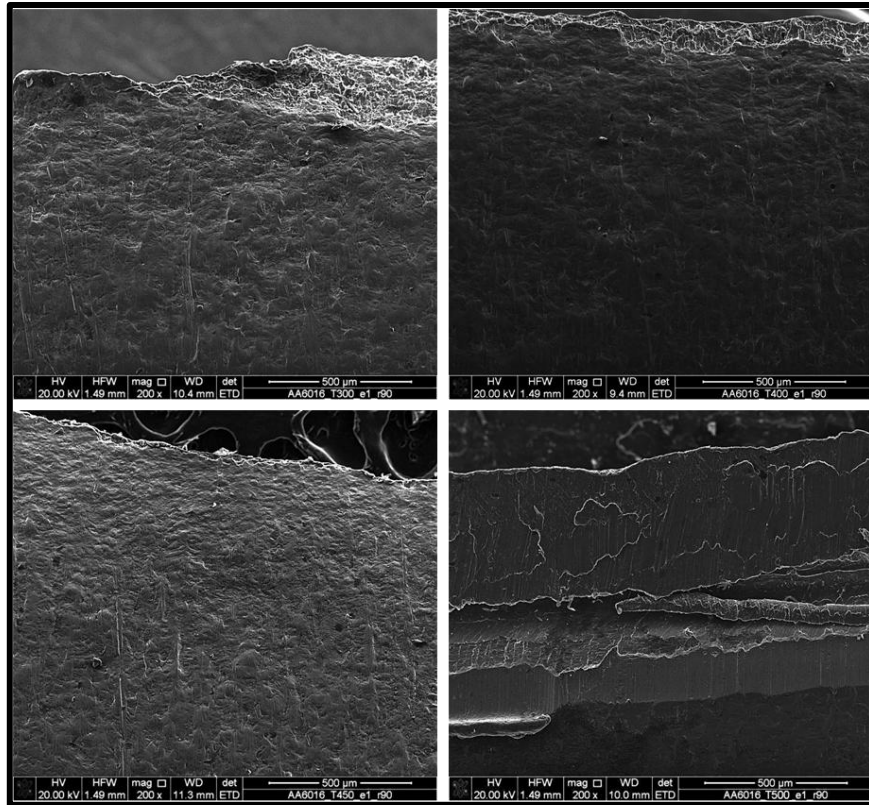


Figura 53 - Immagini dell'area a frattura (sezione longitudinale) per campione sottoposti ad una prova di trazione con $\dot{\epsilon}=1s^{-1}$ alle temperature di 300°C, 400°C, 450°C e 500°C (ingrandimento 200x)

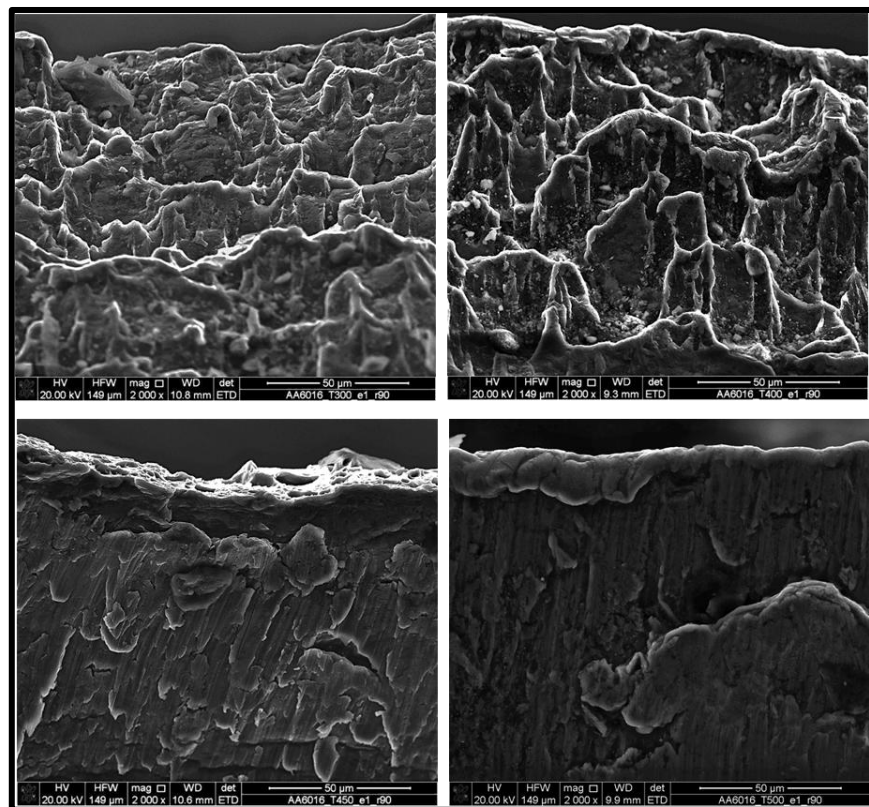


Figura 54 - Immagini dell'area a frattura (sezione longitudinale) per campione sottoposti ad una prova di trazione con $\dot{\epsilon}=1s^{-1}$ alle temperature di 300°C, 400°C, 450°C e 500°C (ingrandimento 2000x)

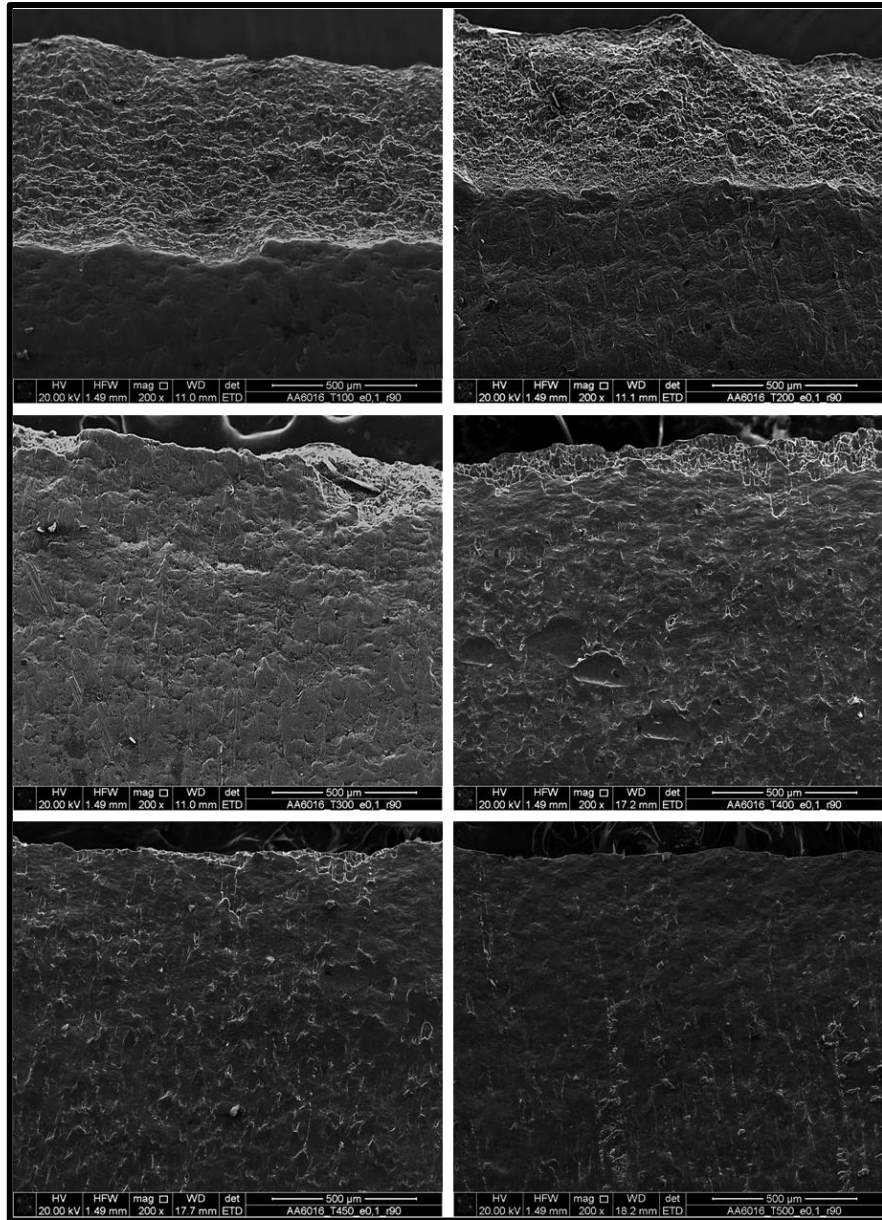


Figura 55 - Immagini dell'area a frattura (sezione longitudinale) per campione sottoposti ad una prova di trazione con $\epsilon=0,1s-1$ alle temperature di 100°C, 200°C, 300°C, 400°C, 450°C e 500°C (ingrandimento 200x)

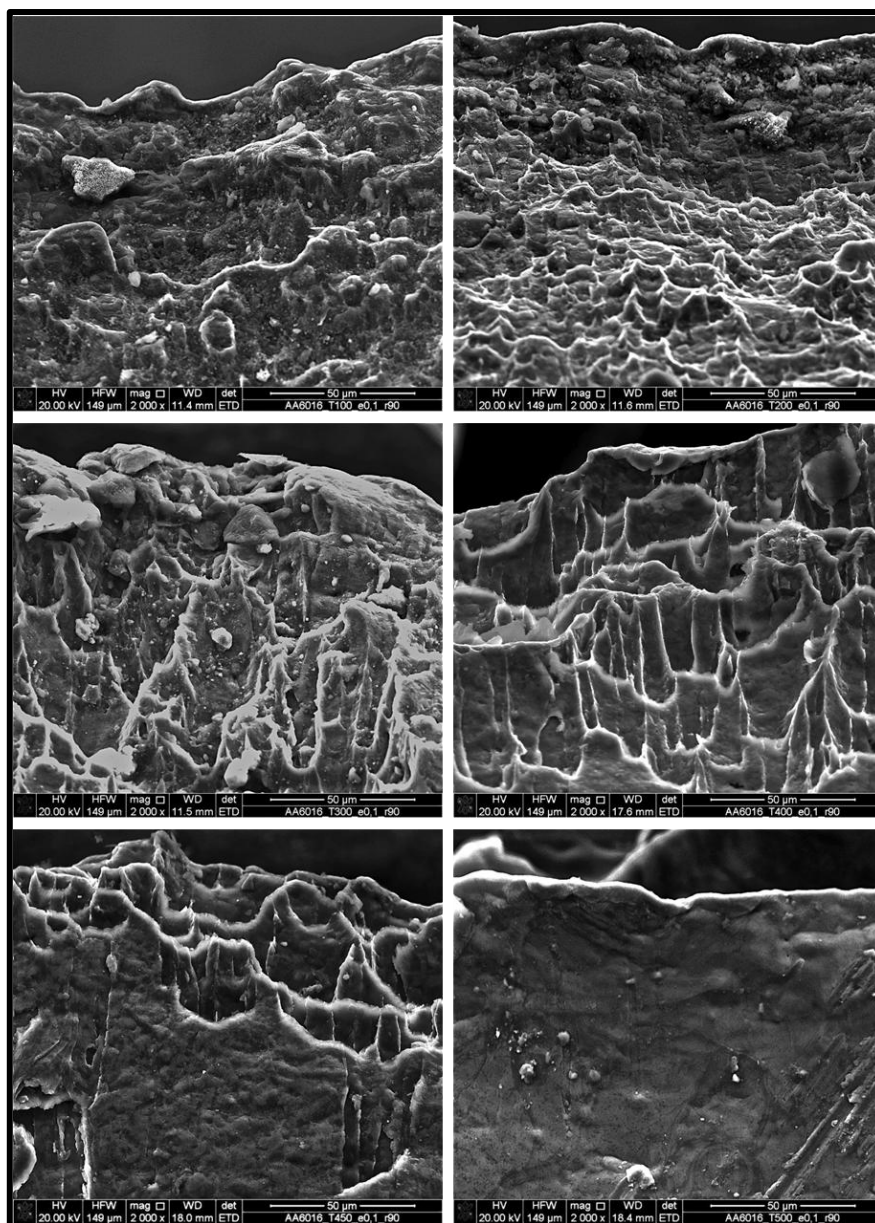


Figura 56 - Immagini dell'area a frattura (sezione longitudinale) per campione sottoposti ad una prova di trazione con $\epsilon=0,1s^{-1}$ alle temperature di 100°C, 200°C, 300°C, 400°C, 450°C e 500°C (ingrandimento 2000x)

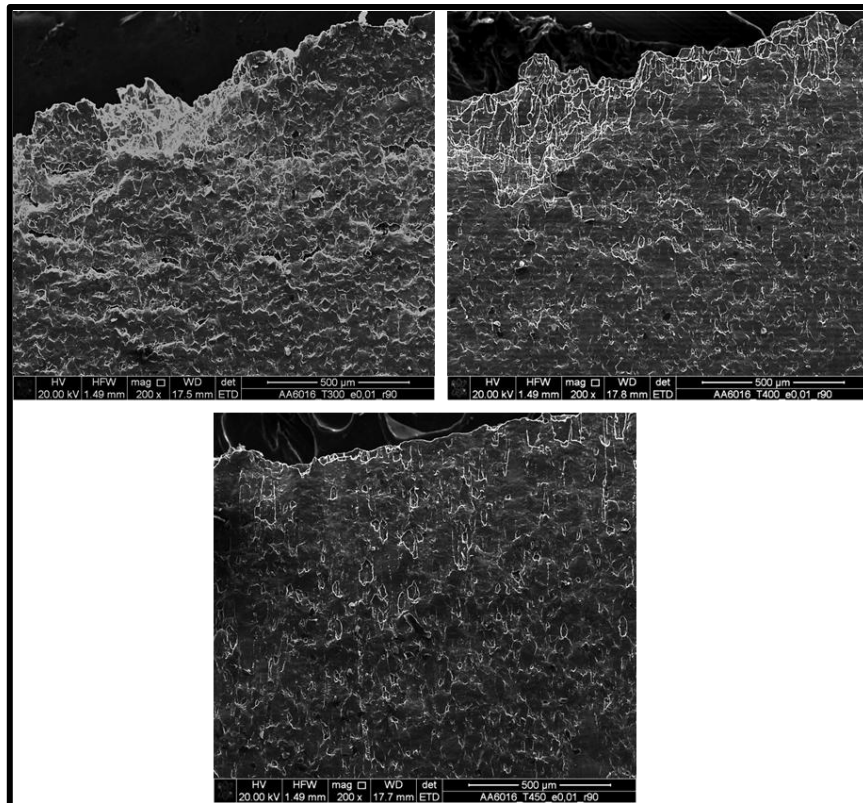


Figura 57 - Immagini dell'area a frattura (sezione longitudinale) per campione sottoposti ad una prova di trazione con $\epsilon=0,01s-1$ alle temperature di 300°C, 400°C e 450°C (ingrandimento 200x)

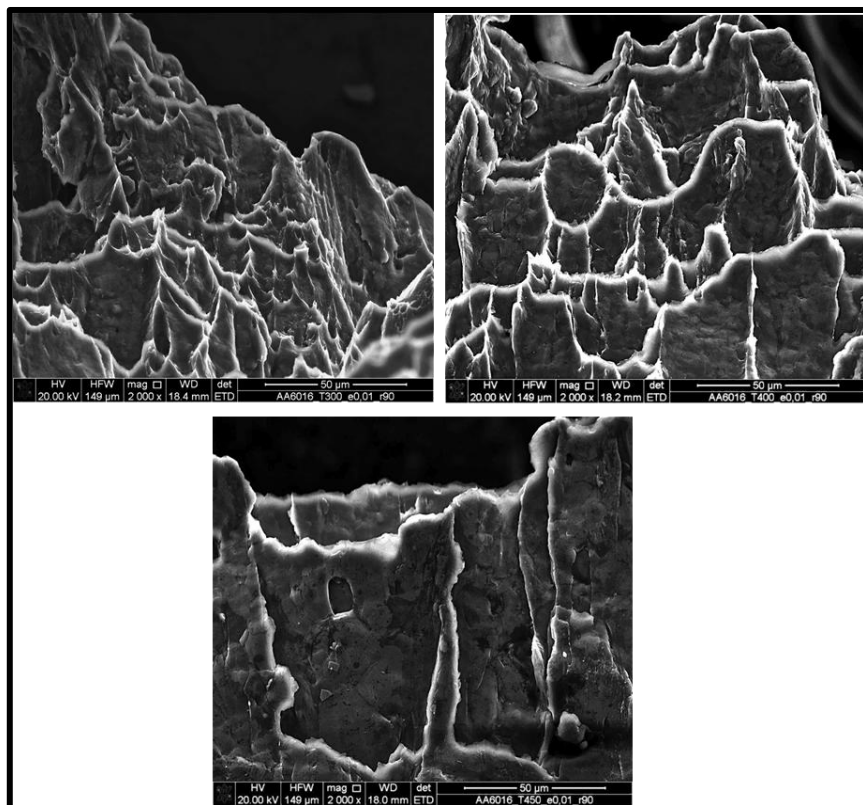


Figura 58 - Immagini dell'area a frattura (sezione longitudinale) per campione sottoposti ad una prova di trazione con $\epsilon=0,01s-1$ alle temperature di 300°C, 400°C e 450°C (ingrandimento 2000x)

Sezione trasversale

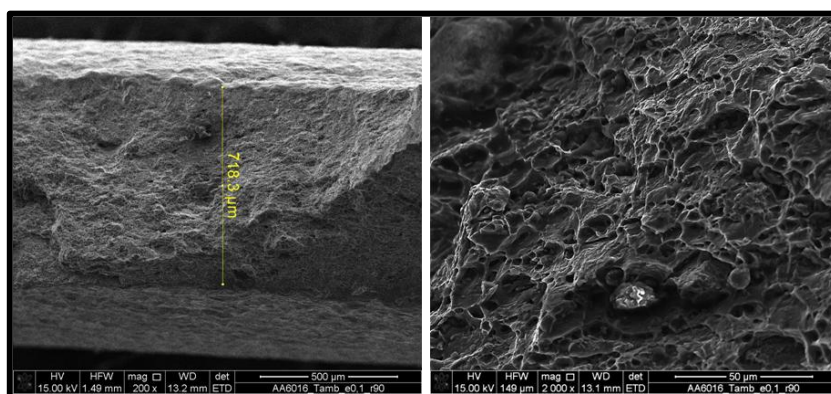


Figura 59 - Sezione trasversale dell'area di frattura di una prova di trazione eseguita temperatura ambiente (ingrandimenti 200x e 2000x)

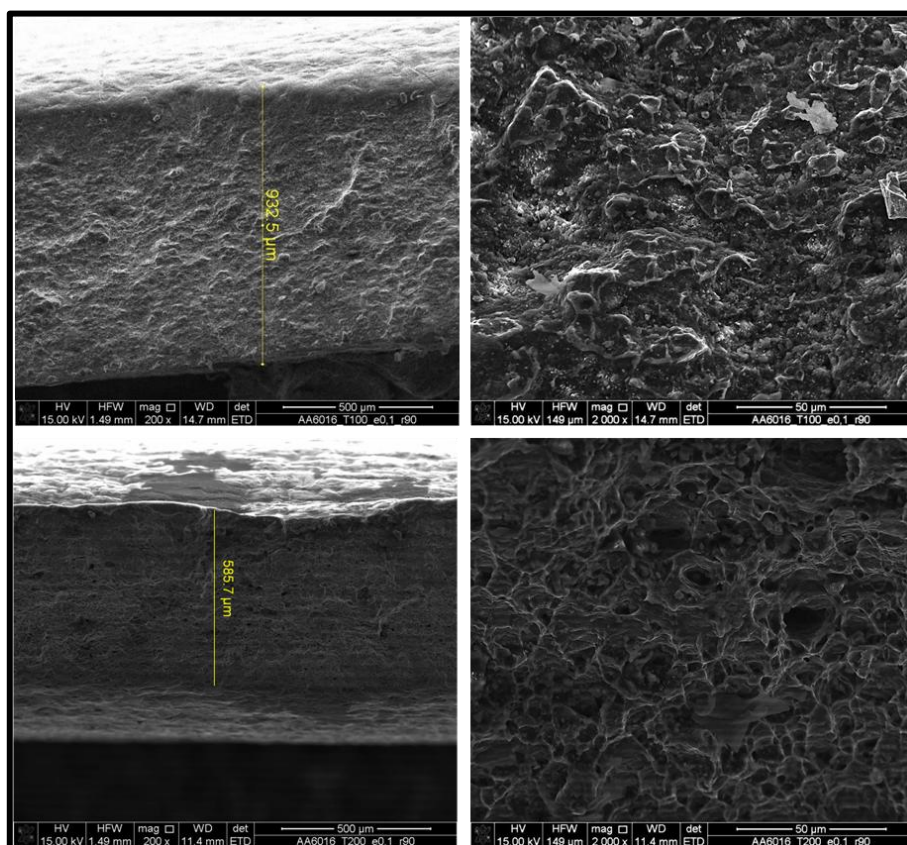


Figura 60 -- Immagini dell'area a frattura (sezione trasversale) per campione sottoposti ad una prova di trazione con $\epsilon=0,1s-1$ alle temperature di 100°C e 200°C (ingrandimenti: 200x e 2000x)

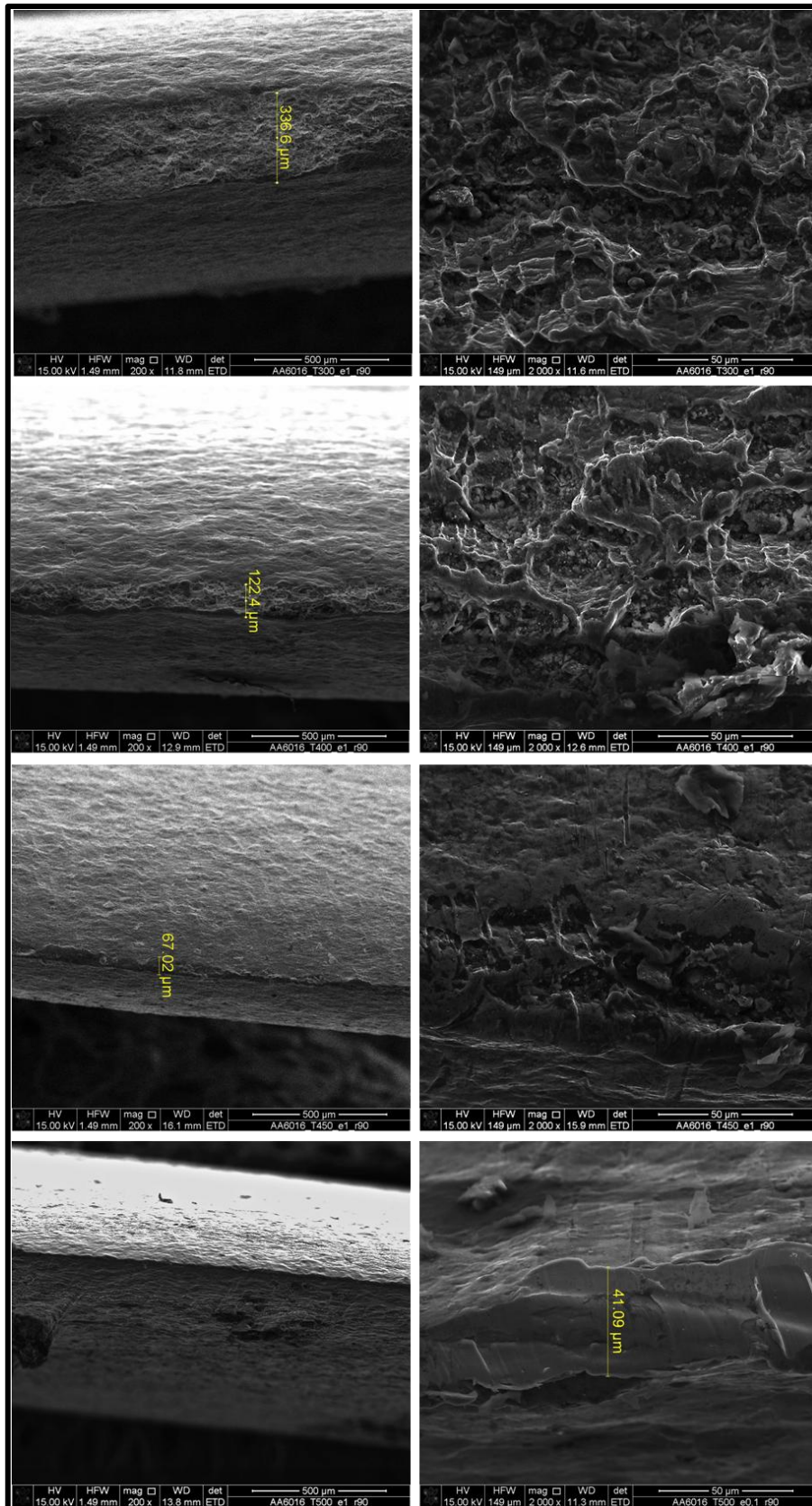


Figura 61 - Immagini dell'area a frattura (sezione trasversale) per campione sottoposti ad una prova di trazione con $\dot{\epsilon}=1s^{-1}$ alle temperature di 300°C, 400°C, 450°C e 500°C (ingrandimenti: 200x e 2000x)

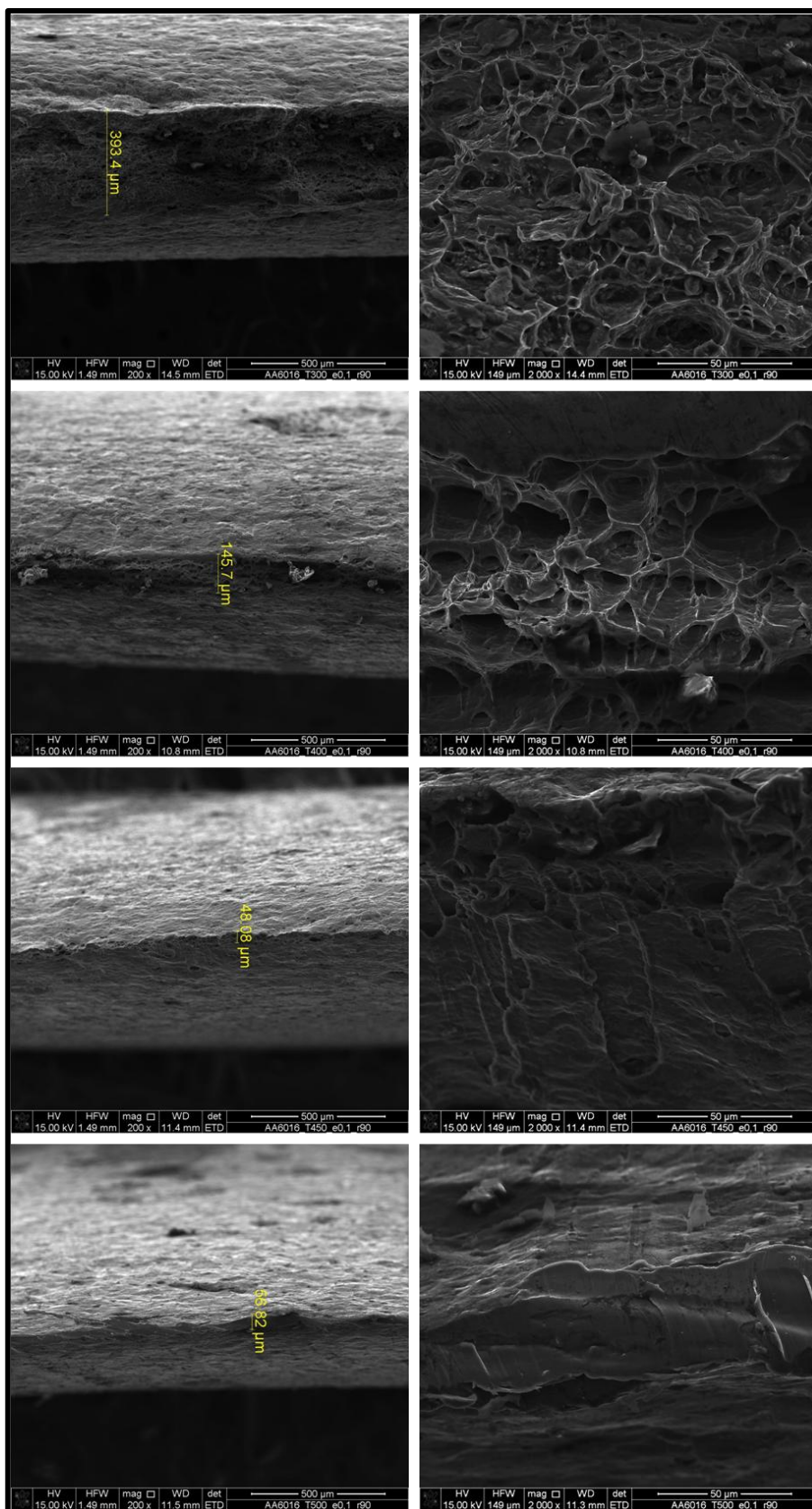


Figura 62 - Immagini dell'area a frattura (sezione trasversale) per campione sottoposti ad una prova di trazione con $\epsilon=0,1s^{-1}$ alle temperature di 300°C, 400°C, 450°C e 500°C (ingrandimenti: 200x e 2000x)

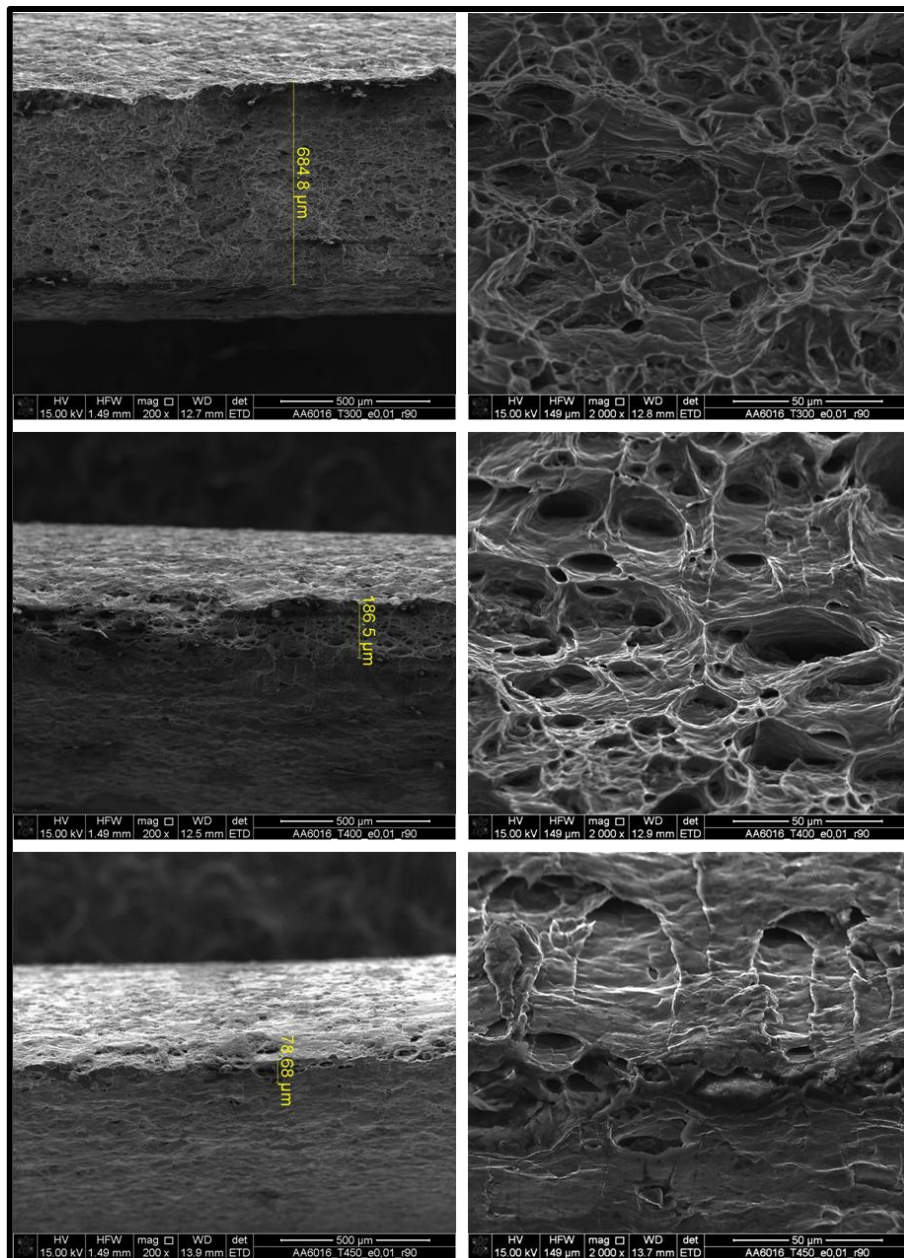


Figura 63 - Immagini dell'area a frattura (sezione trasversale) per campione sottoposti ad una prova di trazione con $\epsilon=0,01s-1$ alle temperature di 300°C, 400°C e 450°C (ingrandimenti: 200x e 2000x)

Un'attenta analisi delle frattografie riportate permette di definire il meccanismo di frattura che interviene nei campioni durante la prova di trazione alle alte temperature.

Le superfici di frattura in direzione trasversale in tutti i casi proposti, ad eccezione delle prove condotte a 500°C, presentano, macroscopicamente, un aspetto fibroso. Tale aspetto è dovuto alla presenza di microcavità chiamate dimples.

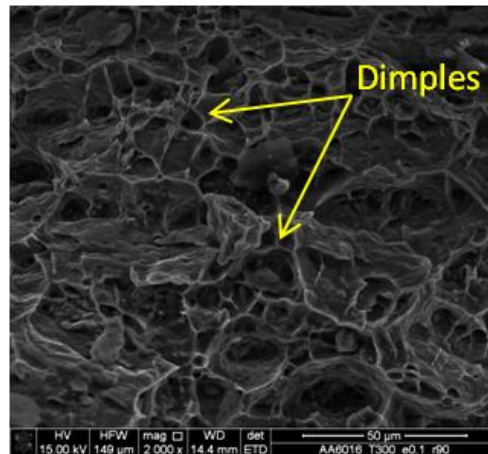


Figura 64 - Esempi di dimples individuabili sulla sezione trasversale del campione

L'esistenza di tali dimples cataloga la rottura come rottura di tipo duttile.

Generalmente, nella frattura duttile è possibile riconoscere tre stadi distinti che caratterizzano la cavitazione:

- nucleazione di microvuoti in corrispondenza delle particelle di seconda fase dovuta alla decoesione o alla rottura della particella
- accrescimento dei microvuoti attorno alla particella per deformazione plastica della matrice
- coalescenza dei microvuoti adiacenti e successiva frattura

Nel caso considerato di materiale sottoposto a test di trazione, le fasi di crescita e coalescenza sono facilmente analizzabili. Come ampiamente visto in precedenza, durante il test di trazione si verifica una condizione di instabilità quando si esaurisce la capacità di incrudimento del materiale: questo determina la formazione della strizione. La strizione determina una concentrazione di stress ed induce un complesso stato di tensione triassiale a causa della differente deformazione imposta rispetto alle zone adiacenti (figura 65-a). Gli alti valori della tensione raggiunti possono generare frattura delle seconde fasi o distacco delle stesse dalla matrice. All'aumentare della deformazione le cavità sferoidali si allungano molto più velocemente della matrice (determinando i dimples) e si allargano dal centro della strizione verso l'esterno con una velocità di crescita in direzione perpendicolare allo sforzo di trazione proporzionale alla presenza di particelle di seconda fase (figura 65-c). Quando lo spessore del materiale compreso tra la lacerazione interna e l'esterno della strizione raggiunge un valore critico, si crea il caratteristico piano di taglio a 45° rispetto all'asse di trazione ed il materiale cede (figura 65-d, e)

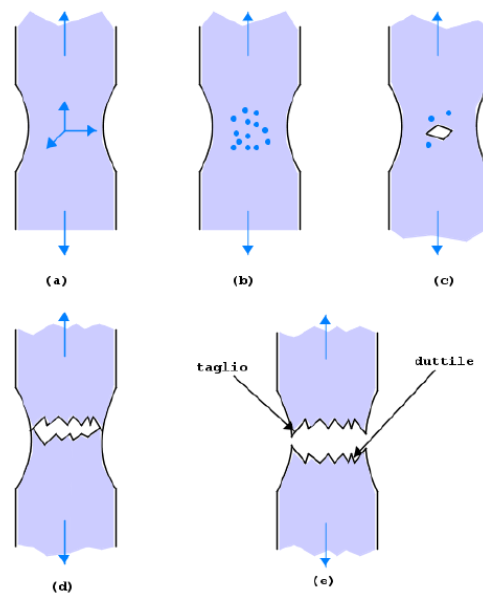


Figura 65 - Stadi caratterizzanti la frattura duttile [12]

Confrontando le frattografie riportate nelle 61, 62 e 63 si può osservare come, per una stessa velocità di deformazione, si abbia un aumento delle dimensioni dei dimples. Una temperatura più elevata comporta, infatti, una maggior duttilità del materiale e ridotte concentrazioni di tensione. La crescita delle cavità è quindi maggiore in quanto è favorita prima che il materiale ceda. Si ha cioè la presenza di pochi siti di nucleazione distanziati tra loro e quindi i microvuoti crescono divenendo ampi prima della coalescenza provocando quindi sulla superficie di frattura la presenza di grandi dimples.

L'immagine seguente mostra chiaramente come all'aumentare della temperatura (da sinistra verso destra) le dimensioni dei dimples sulla superficie di frattura aumentino.

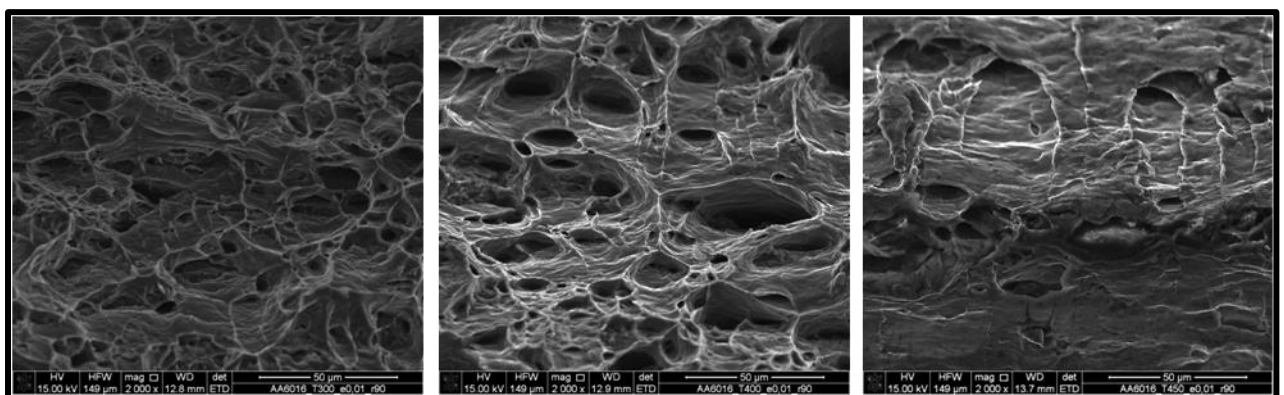


Figura 66 - Immagini dell'area a frattura (sezione trasversale) per campione sottoposti ad una prova di trazione con $\epsilon=0,01s^{-1}$ alle temperature di 300°C, 400°C e 450°C (ingrandimenti: 2000x)

Considerando nuovamente le figure 61, 62 e 63 è possibile inoltre osservare come la cavitazione aumenti al diminuire della velocità di deformazione: infatti quanto più la prova è lenta, tanto più aumenta la duttilità del materiale. Di conseguenza le microcavità aumentano di dimensione

prima che il materiale ceda (ovvero prima che le cricche si uniscano in direzione perpendicolare alla direzione di applicazione dello sforzo).

La figura sottostante chiarisce quanto detto: muovendosi da sinistra verso destra si ha una diminuzione della velocità di deformazione (da $1s^{-1}$ fino a $0,01s^{-1}$) ed un aumento nella dimensione dei dimples.

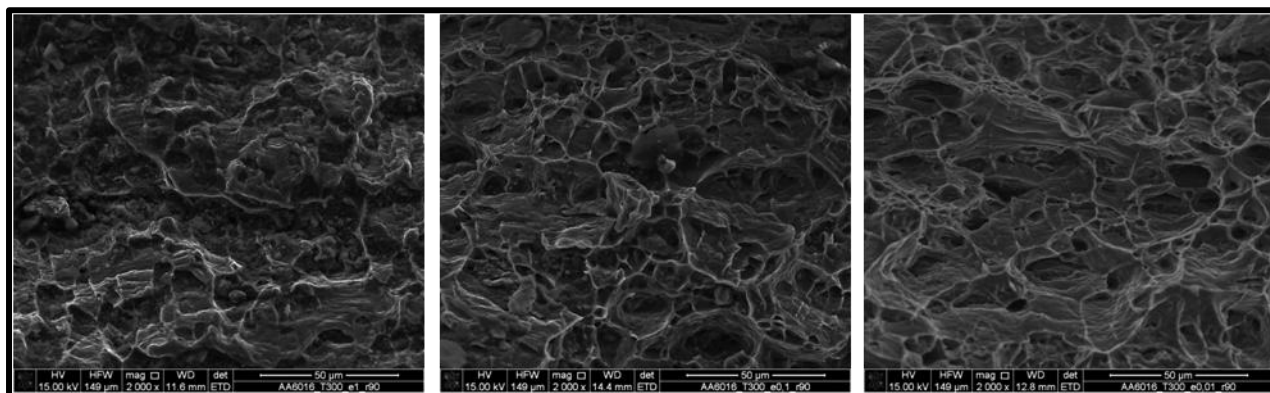


Figura 67 - Immagini dell'area a frattura (sezione trasversale) per campioni sottoposti ad una prova di trazione alla temperatura di 300°C per diverse velocità di deformazione ($1; 0,1$ e $0,01s^{-1}$)

Per quanto riguarda le frattografie relative ai test di trazioni condotti a 500°C è immediato osservare l'assenza di dimples. La superficie di frattura in questo caso mostra un aspetto più netto.

Prendendo in considerazione le frattografie effettuate sulla sezione longitudinale dei campioni, si può osservare come le superfici appaiono frastagliate alle temperature di prove minori, per assumere un aspetto più definito a 500°C.

3.6 - Analisi micrografica

L'analisi micrografica è stata effettuata mediante il microscopio ottico. I campioni sono stati inglobati, quindi levigati e lucidati. Scopo dell'analisi micrografica è visionare la dimensione dei grani si è quindi si è attaccato chimicamente il provino con l'attacco di Graff e Sergent.

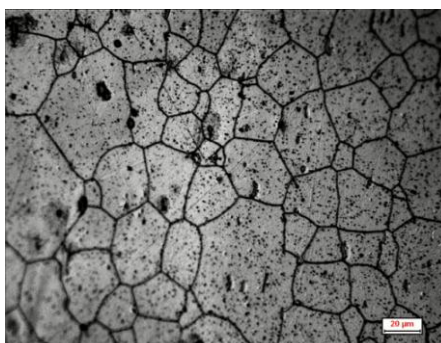


Figura 68 - Micrografia del materiale base AA6016-T4

Le micrografie che seguono sono state effettuate sulla superficie di frattura di campioni trazionati alle diverse temperature ed alle diverse velocità di deformazione.

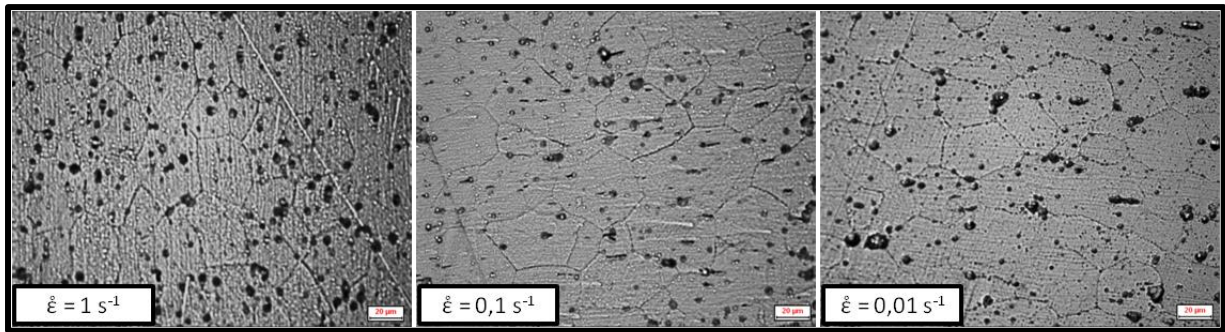


Figura 69 - Micrografie effettuate su campioni trazionati a T=300°C

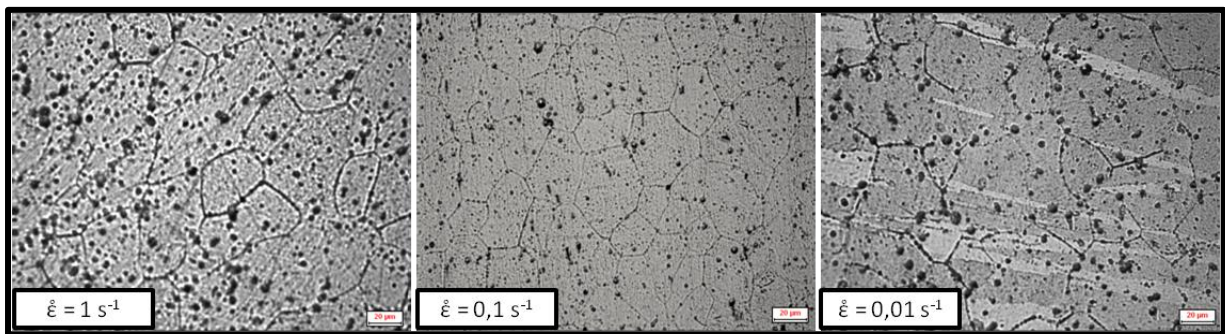


Figura 70 - Micrografie effettuate su campioni trazionati a T=400°C

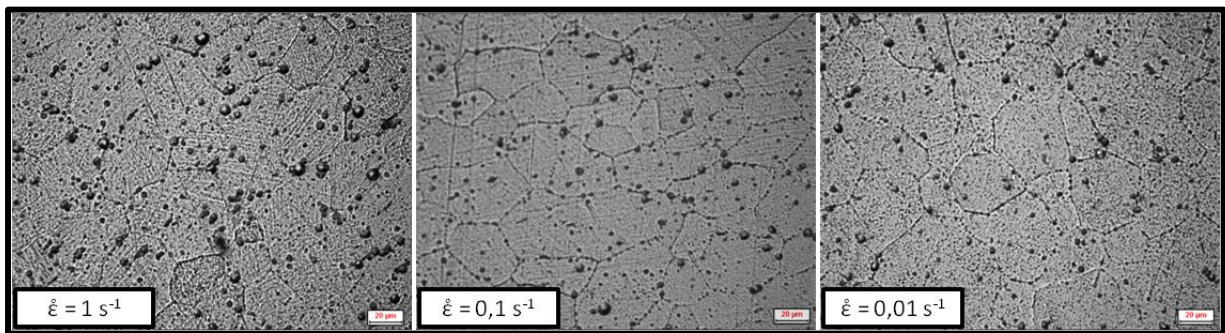


Figura 71 - Micrografie effettuate su campioni trazionati a T=450°C

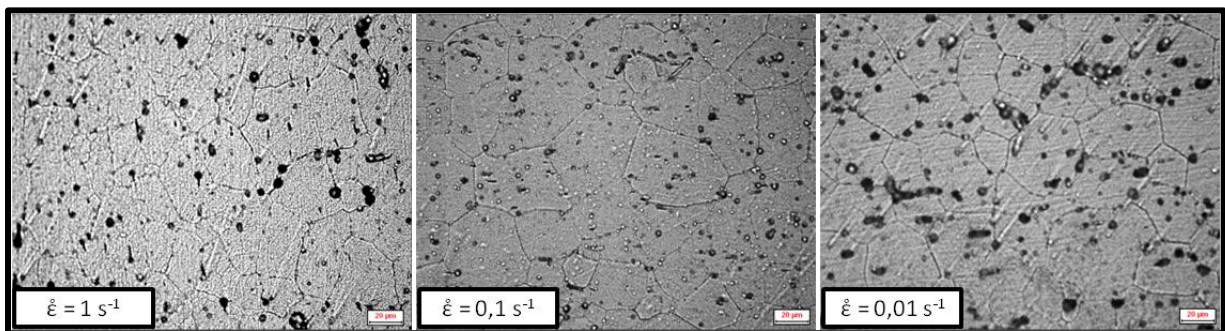


Figura 72 - Micrografie effettuate su campioni trazionati a T=500°C

Le micrografie non mostrano un sostanziale aumento della dimensione della grana cristallina: si è proceduto con la stima della dimensione media della grana pervenendo ai risultati riassunti in tabella ed il cui andamento è mostrato in figura 73.

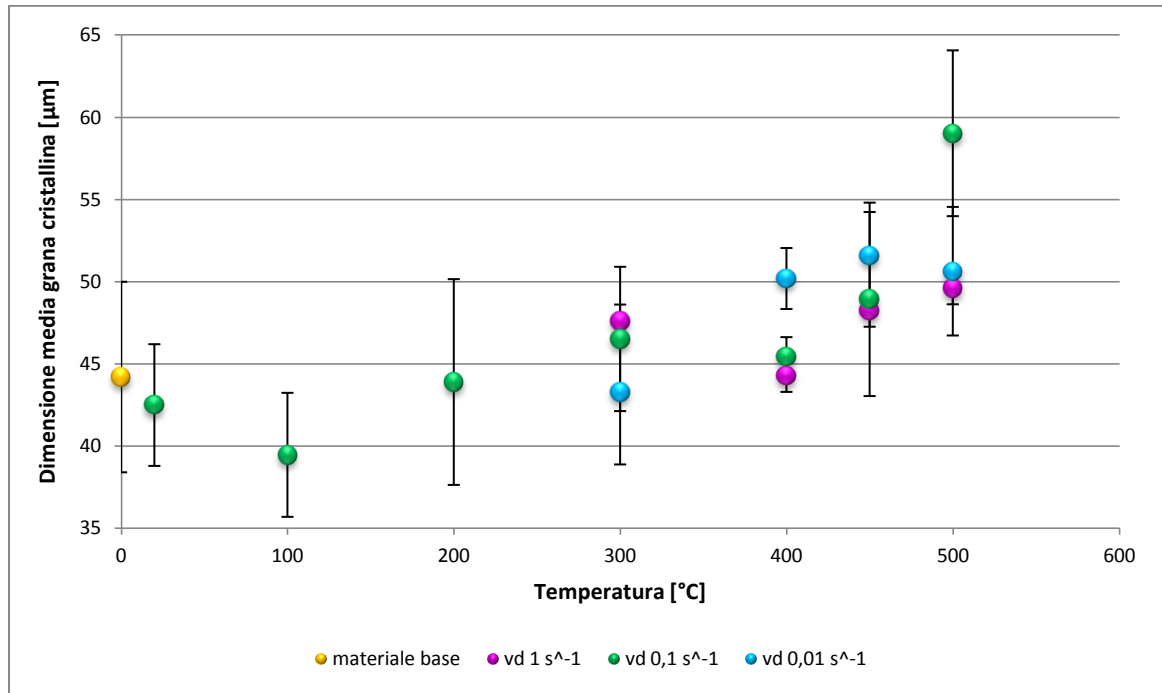


Figura 73 - Andamento della dimensione dei grani al crescere della temperatura

	$\dot{\epsilon} = 1 \text{ s}^{-1}$
	Dimensione media grani [µm]
Tal quale	44,190
300°C	47,602
400°C	44,285
450°C	48,252
500°C	49,619

Tabella 10 - Dimensione media grani per campioni trazionati a $\dot{\epsilon} = 1 \text{ s}^{-1}$

	$\dot{\epsilon} = 0,1 \text{ s}^{-1}$
	Dimensione media grani [µm]
Tal quale	44,190
20°C	42,486
100°C	39,454
200°C	43,887
300°C	46,508
400°C	45,419
450°C	48,919
500°C	59,029

Tabella 11 - Dimensione media grani per campioni trazionati a $\dot{\epsilon} = 0,1 \text{ s}^{-1}$

$\dot{\epsilon} = 0,01 \text{ s}^{-1}$	
Dimensione media grani [μm]	
Tal quale	44,190
300°C	43,289
400°C	50,188
450°C	51,578
500°C	50,633

 Tabella 12 – Dimensione media grani per campioni trazionati a $\dot{\epsilon} = 0,01\text{s}^{-1}$

Si può dunque concludere che si verifica una tendenza all'ingrossamento della grana cristallina all'aumentare della temperatura di entità non rilevante. Questo fatto si era già evidenziato per i campioni sottoposti a solo trattamento termico nel capitolo 1.

3.7 - Microdurezze Vickers

Si presentano ora i risultati derivanti dalle prove di microdurezza Vickers secondo quanto delineato nel paragrafo dedicato alla procedura sperimentale.

$\dot{\epsilon} = 1 \text{ s}^{-1}$		
	Microdurezza HV	Incertezza di misura
Tal quale	111,33	3,9590
300°C	78,34	2,9904
400°C	80,74	2,2644
450°C	84,64	3,1471
500°C	84,41	5,1107

 Tabella 13 - Microdurezza Vickers per campioni trazionati con $\dot{\epsilon} = 1 \text{ s}^{-1}$

$\dot{\epsilon} = 0,1 \text{ s}^{-1}$		
	Microdurezza HV	Incertezza di misura
Tal quale	111,33	3,9590
20°C	109,00	2,3450
100°C	108,80	3,9362
200°C	109,86	1,7030
300°C	90,82	3,6633
400°C	81,65	2,0179
450°C	86,91	3,5190
500°C	93,88	3,4597

 Tabella 14 - Microdurezza Vickers per campioni trazionati con $\dot{\epsilon} = 0,1 \text{ s}^{-1}$

	$\dot{\epsilon} = 0,01 \text{ s}^{-1}$	
	Microdurezza HV	Incertezza di misura
Tal quale	111,33	3,9590
300°C	87,29	3,1991
400°C	72,31	3,4754
450°C	77,69	3,8108

Tabella 15 - Microdurezza Vickers per campioni trazionati con $\dot{\epsilon} = 0,01 \text{ s}^{-1}$

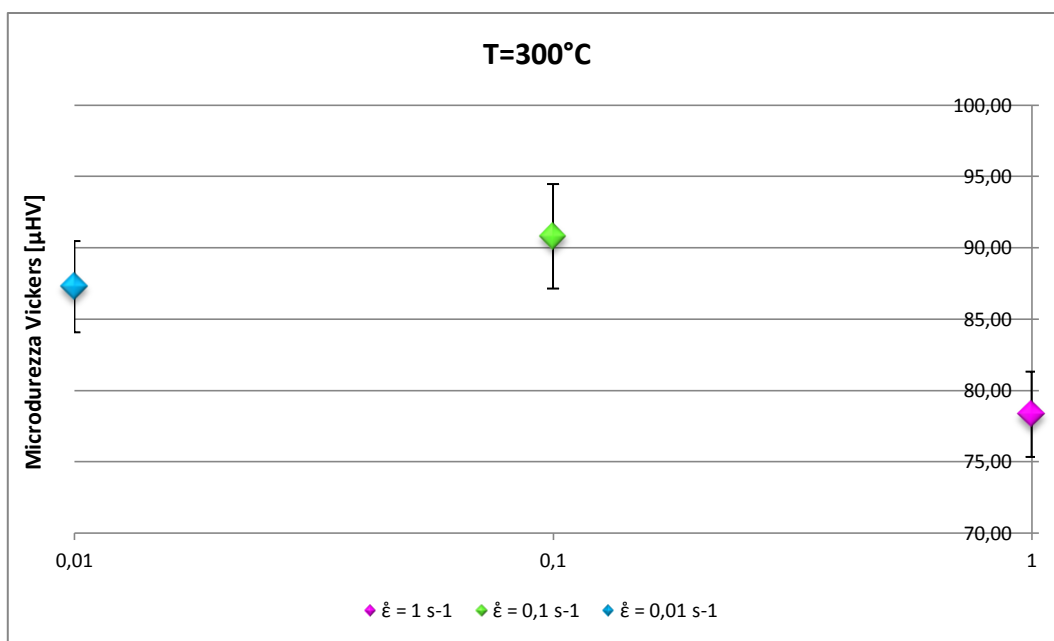


Figura 74 - Microdurezze Vickers per campioni trazionati a T=300°C

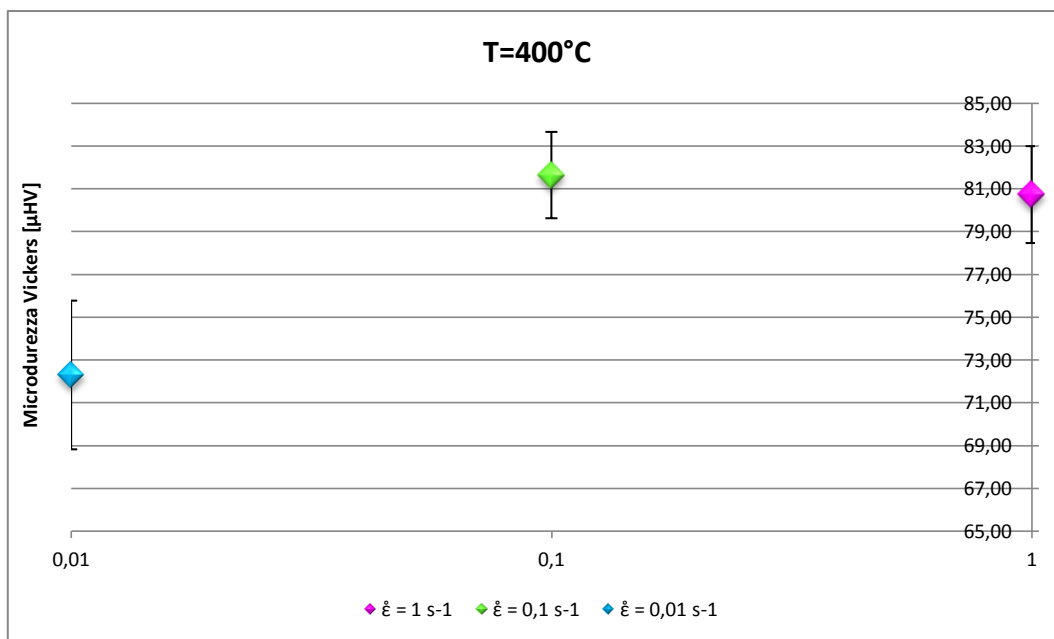


Figura 75 - Microdurezze Vickers per campioni trazionati a T=400°C

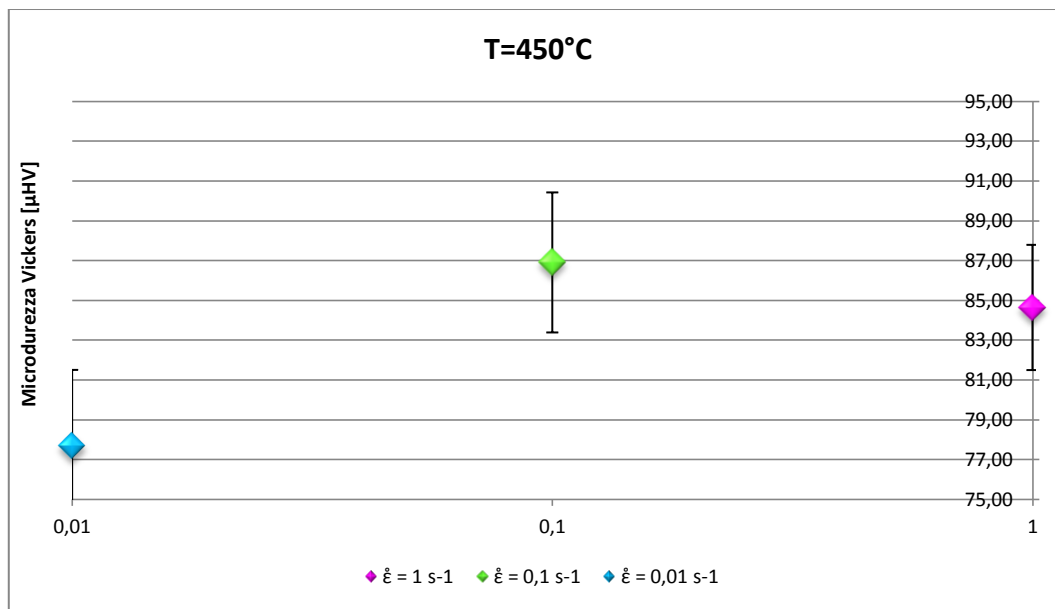


Figura 76 - Microdurezze Vickers per campioni trazionati a T=450°C

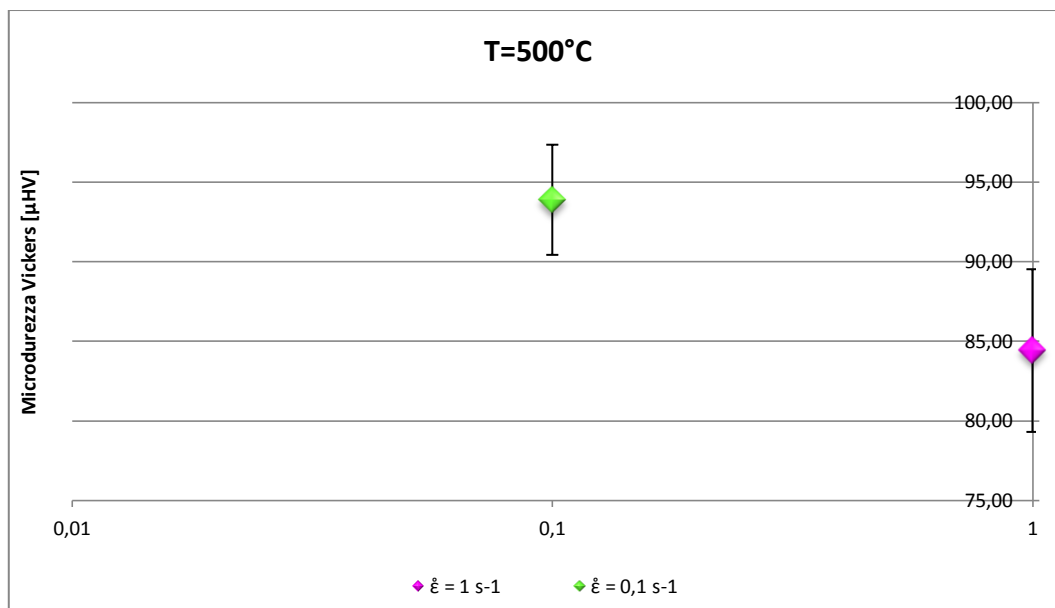


Figura 77 - Microdurezze Vickers per campioni trazionati a T=500°C

Da un'analisi dei valori di microdurezza determinati, si può affermare che si verifica una sostanziale riduzione della durezza confrontando il valore osservato nel materiale tal quale rispetto a quanto ricavato per i campioni di materiale testato alle elevate temperature.

Contemporaneamente si osserva che alla stessa temperatura i valori di microdurezza determinati risultano essere, a meno delle incertezze legate alla misura, sostanzialmente gli stessi, indipendentemente dalla velocità della deformazione subita.

MODELLAZIONE DEL COMPORTAMENTO DEL MATERIALE

1 - I modelli

Attualmente sono disponibili software di simulazione affidabili e versatili per i processi di formatura del metallo, tali da divenire d'interesse per le aziende. Per prevedere con accuratezza e precisione gli eventi a cui sono soggetti prodotti e processi, l'uso di modelli capaci di valutare la risposta del materiale alla deformazione plastica è uno dei prerequisiti più critici.

Molti modelli sono stati oggetto di analisi ed è possibile classificarli secondo:

- scala scelta nella descrizione del fenomeno.

A tal riguardo i modelli ricoprono dalla scala atomica alla macroscopica, come illustra la figura 1. Mentre i modelli su scala atomica sono ancora in via di sviluppo, i modelli policristallini (solitamente $1-10^3 \mu\text{m}$) sono stati oggetto di ampie attività di ricerca in campo scientifico ed industriale e la loro applicazione nel progetto di intere catene di processo di processi manifatturieri sta divenendo sempre più diffusa.

Tuttavia, i modelli del continuo, che descrivono il comportamento del materiale su scala macroscopica, sono maggiormente utilizzati, specialmente in ambito industriale, grazie alla loro formulazione semplice, adatta all'implementazione in codici FEM. D'altro canto, essendo su scala macroscopica, non possono prendere in considerazione gli effetti relativi alla microstruttura sul comportamento del materiale

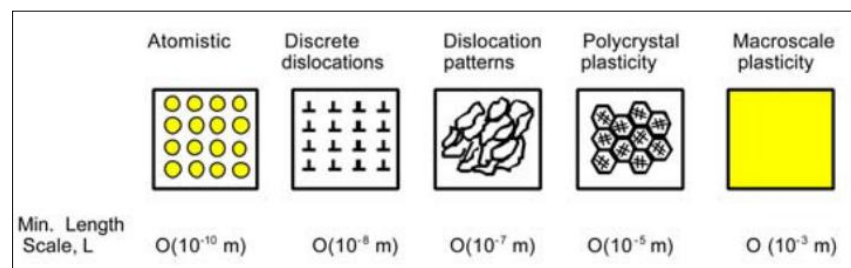


Figura 1 - Scala del fenomeno descritto [1]

- origine e natura della formulazione.

Si tratta quindi di distinguere i modelli tra modelli physical-based che sfruttano teorie scientifiche per predire il comportamento del materiale e tra modelli empirici, che si basano su osservazioni sperimentali condotte in laboratorio.

- aspetti del comportamento del materiale su cui si pone l'attenzione (figura 2).

I modelli orientati al materiale affrontano le caratteristiche intrinseche del materiale, invece che l'interazione del materiale con il processo.

I modelli orientati al processo, invece, sono modelli nei quali la descrizione della reazione del materiale è strettamente connessa alle condizioni di deformazione e di post-deformazione del processo manifatturiero.

Ed infine, i modelli possono essere orientati al prodotto; questi si concentrano sulle proprietà del materiale che devono venir misurate sul componente finale e che sono conseguenza di precedenti deformazioni plastiche nel ciclo manifatturiero.

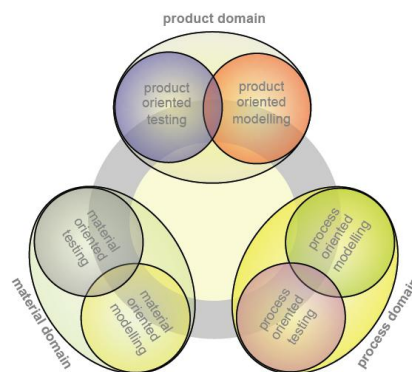


Figura 2 - Tipologie di orientamento possibile per i modelli [1]

Ogni modello possiede proprie esigenze specifiche in termini di dati sperimentali necessari allo sviluppo ed alla convalida. Come nel caso del modello, i test possono venir classificati in relazione agli aspetti del comportamento del materiale a cui sono indirizzati:

- test orientati al materiale.

In questi test la risposta del materiale è solitamente misurata sotto specifiche condizioni di deformazione che non sono rappresentative del reale processo.

- test orientati al processo.

In tal caso, invece, le prove sono caratterizzate dall'uso di un provino di materiale che viene testato in condizioni termo-meccaniche molto vicine a quelle del processo reale.

- test orientati al prodotto.

Si analizzano le proprietà del componente finito e questo limita l'interesse dei progettisti per questo tipo di test.

I modelli per avere successo devono, inoltre, soddisfare certi requisiti che vengono ora analizzati.

I modelli devono avere capacità previsionale, ovvero devono essere in grado di replicare il fenomeno d'interesse. A tal fine devono possedere buona accuratezza (in termini di errore medio), buona consistenza (bassi valori della deviazione standard), caratteristiche di trasferibilità (quanto i dati simulabili sono riportabili nella realtà del processo in analisi) ed infine devono essere versatili (l'applicabilità della struttura del modello in diverse condizioni operative, cambiando, ad esempio, solo i coefficienti).

Secondo requisito sono i test ed i calcoli necessari all'identificazione dei coefficienti. Si richiede quindi la disponibilità di attrezzature idonee o di dati affidabili, si ha infatti che l'uso errato di dati è la principale causa di errori. Il modello è di successo, cioè, se le prove necessarie alla realizzazione di quel modello sono sufficientemente semplici da realizzare, poco costose e non richiedono tempi eccessivi.

I modelli disponibili sono di due categorie: microstrutturali e reologici.

I modelli microstrutturali sono modelli che al variare dei parametri di processo forniscono valori legati all'aspetto microscopico del materiale, quale la dimensione dei grani. Correlano cioè la microstruttura del materiale ai parametri della deformazione prima e durante la deformazione stessa. Sono modelli semplici, ma necessitano di prove lunghe e costose; si richiedono infatti due campagne di prove differenti, meccaniche e metallografiche.

I modelli reologici descrivono il comportamento durante la deformazione in termini del valore della tensione di flusso. Si individuano tre diverse categorie di modelli reologici:

- modelli analitici-empirici
- modelli basati su fenomeni fisici
- modelli empirici-non analitici

I modelli analitici-empirici sono modelli poco versatili, proprio a causa della loro natura empirica: non descrivono infatti un fenomeno, bensì a forma. Un modello appartenente a tale categoria è il modello di Hansel-Spittel, che viene analizzato nel paragrafo 2. Vantaggi principali di questa classe di modelli è la semplicità di determinazione dei coefficienti necessari (questi vengono determinati sulla base di un'operazione di fitting con i dati sperimentali), la facilità di implementazione nei software FEM, la richiesta non eccessiva di test (si richiedono solo parametri macroscopici)

I modelli basati su fenomeni fisici forniscono la tensione di flusso come funzione delle variabili interne. Tale categoria di modello possiede una eccellente capacità previsionale, una buona versatilità. Da contro, richiede un'estesa campagna prove (comprese analisi metallografiche), non è di facile implementazione nei FEM e richiede una dettagliata conoscenza scientifica, che ne preclude l'utilizzo da parte delle industrie.

I modelli empirici non analitici, infine, sfruttano le reti neurali, ovvero un sistema matematico che tenta di replicare il funzionamento del cervello umano. Si immagina, ad esempio, di voler descrivere la tensione di flusso in funzione di ϵ , $\dot{\epsilon}$ e T . Il cervello umano impara dalle situazioni in cui opera e, la successiva volta in cui si trova in una condizione analoga, reagisce sulla base di quanto ha appreso.

Le reti neurali lavorano sulla base dello stesso principio: si espone il sistema rete neurale alle risposte della tensione di flusso in funzione dei parametri di processo, in modo che possa imparare la correlazione esistente. Terminata tale prima fase, denominata fase di training, il sistema è in grado di lavorare in autonomia.

2 - Il modello di Hansel-Spittel

Il modello Hansel-Spittel è un modello empirico, la cui formulazione più generale è data dalla formulazione seguente:

$$\sigma = A \exp(m_1 T) T^{m_2} \epsilon^{m_3} \exp\left(\frac{m_4}{\epsilon}\right) (1 + \epsilon)^{m_5} \exp(m_7 \epsilon) \dot{\epsilon}^{m_6} \dot{\epsilon}^{m_8 T}$$

Generalmente è, però, possibile far uso della formulazione ridotta:

$$\sigma = A \exp(m_1 T) \epsilon^{m_2} \exp\left(\frac{m_4}{\epsilon}\right) \dot{\epsilon}^{m_3}$$

Si tratta quindi di determinare i diversi parametri che intervengono nell'espressione precedente, ovvero A , m_1 , m_2 , m_3 ed m_4 .

A tal fine si sono considerati i risultati delle prove di trazione a caldo (di cui si è discusso nel capitolo 3) relativi alle temperature di 400°C, 450°C e 500°C per tutte le velocità di deformazione adottate, quindi $1s^{-1}$, $0,1s^{-1}$ e $0,01s^{-1}$. In particolare si sono considerate le prove su campioni aventi $r=0^\circ$ in quanto solo per questi campioni sono disponibili le curve dei test di trazione a 500°C per uno strain rate di $0,01s^{-1}$.

Si sono scelti dei valori iniziali di tentativo per i parametri citati e quindi, si è attuato un procedimento iterativo teso a minimizzare la somma degli scarti tra la tensione reale (ovvero quella ottenuta per via sperimentale) e la tensione calcolata secondo l'espressione precedente.

Si sono così calcolati i coefficienti che minimizzano la somma degli scarti, tali valori sono riassunti nella tabella seguente.

A	m1	m2	m3	m4
2598,7645	-0,0090	0,0505	0,1295	0,0002

Tabella 1 - Coefficienti di Hansel-Spittel

I grafici seguenti illustrano chiaramente l'efficacia della modellazione secondo Hansel-Spittel. Si può osservare che in genere si ha coerenza tra le due curve, eccetto per la curva proposta in figura 3, dove per la prova alla temperatura di 400°C si individua uno scarto fino al 55% tra il valore ricavato sperimentalmente e quello calcolato secondo il modello Hansel-Spittel.

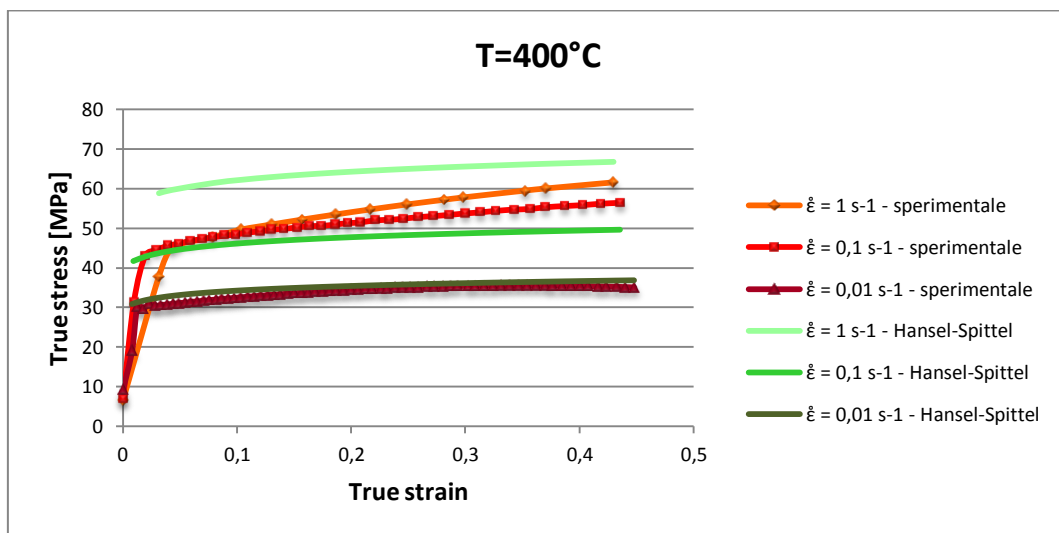


Figura 3 - Confronto tra le curve previste secondo il modello di Hansel-Spittel e le curve true stress-true strain per provini deformati a T=400°C per i diversi valori di $\dot{\epsilon}$ (1; 0,1 e 0,01 s⁻¹)

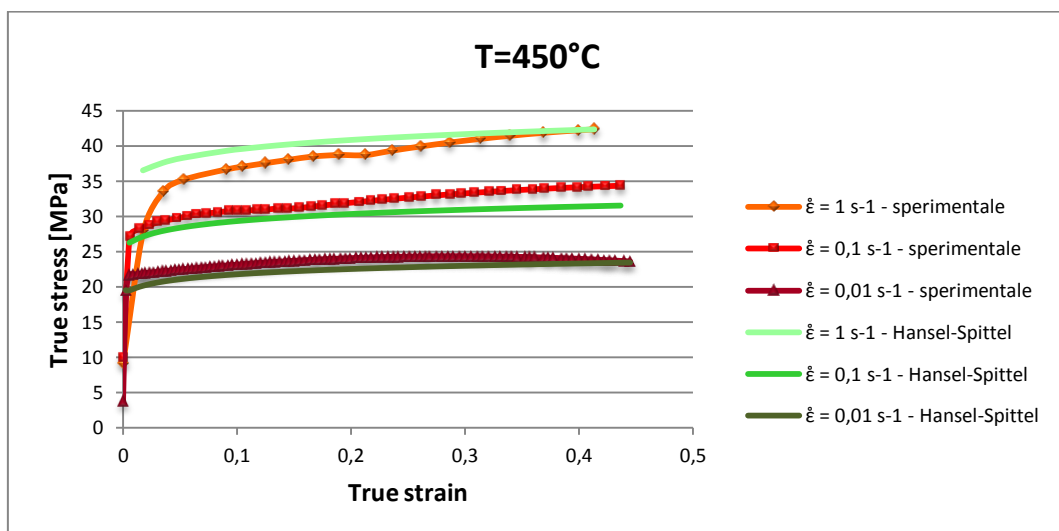


Figura 4 - Confronto tra le curve previste secondo il modello di Hansel-Spittel e le curve true stress-true strain per provini deformati a T=450°C per i diversi valori di $\dot{\epsilon}$ (1; 0,1 e 0,01 s⁻¹)

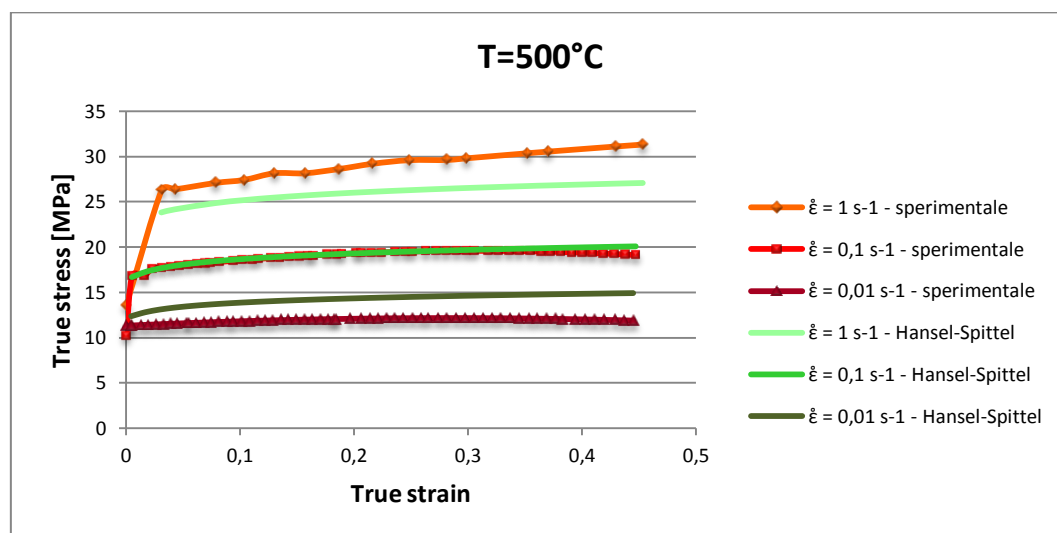


Figura 5 - Confronto tra le curve previste secondo il modello di Hansel-Spittel e le curve true stress-true strain per provini deformati a T=500°C per i diversi valori di $\dot{\epsilon}$ (1; 0,1 e 0,01 s⁻¹)

La tabella seguente mostra lo scostamento massimo e lo scostamento percentuale che si verifica nelle diverse curve delle figure 3, 4 e 5.

		scostamento massimo percentuale %
$\dot{\epsilon} = 1 \text{ s}^{-1}$		
400°C		55,79
450°C		30,82
500°C		13,58
$\dot{\epsilon} = 0,1 \text{ s}^{-1}$		
400°C		33,54
450°C		8,29
500°C		5,05
$\dot{\epsilon} = 0,01 \text{ s}^{-1}$		
400°C		6,45
450°C		10,39
500°C		25,12

Tabella 2 - Scarto massimo tra i valori di tensione sperimentali e quelli determinati secondo Hansel-Spittel

Si osserva dunque come per alcune prove lo scarto tra le due curve sia notevole. Per giudicare meglio tale scostamento, dato che i valori proposti in tabella 2 sono gli scostamenti massimi, si propongono nella tabella seguente i valori degli scarti tra tensione reale e tensione calcolate a diversi valori della deformazione. Si presentano tali valori solo per le curve che presentano un elevato scarto massimo in tabella 2, dunque le prove a 400 e 450°C per velocità di deformazione pari a 1s⁻¹, a 400°C per 0,1s⁻¹ e 500°C per 0,01s⁻¹.

Si osserva quindi che per le prove condotte a 450°C con 1s⁻¹ e 400°C con 0,1s⁻¹ gli scostamenti massimi non rispecchiano la totalità della prova, mentre per le altre due prove si possono rilevare degli scostamenti percentuali evidenti a diversi valori della deformazione.

ϵ	0,1	0,15	0,2	0,25	0,3	0,35	0,4	0,45
$\dot{\epsilon} = 1 \text{ s}^{-1} \text{ T}=400^\circ\text{C}$								
Scarto	12,58	11,34	9,81	9,00	7,80	6,63	6,26	5,20
Scarto %	25,35	21,74	17,94	16,08	13,51	11,14	10,43	8,45
$\dot{\epsilon} = 1 \text{ s}^{-1} \text{ T}=450^\circ\text{C}$								
Scarto	2,52	2,18	2,02	1,85	0,77	0,50	0,06	0,00
Scarto %	6,79	5,72	5,21	4,71	1,87	1,19	0,15	0,00
$\dot{\epsilon} = 0,1 \text{ s}^{-1} \text{ T}=400^\circ\text{C}$								
Scarto	2,38	3,19	3,72	4,54	5,13	5,82	6,50	6,89
Scarto %	4,92	6,35	7,23	8,60	9,53	10,61	11,63	12,20
$\dot{\epsilon} = 0,01 \text{ s}^{-1} \text{ T}=500^\circ\text{C}$								
Scarto	2,02	2,12	2,21	2,30	2,41	2,56	2,79	2,99
Scarto %	17,06	17,64	18,24	18,88	19,98	21,06	23,15	25,12

Tabella 3 - Scarti tra il valore della tensione fornito dalle prove sperimentali e quello calcolato secondo Hansel-Spittel a diversi valori della deformazione

Per confermare l'attendibilità di tale modello si sono scelte due temperature di prova, ovvero 420°C e 470°C e si sono calcolate le curve di flusso mediante il modello definito. I grafici che seguono mostrano dove si posizionano le curve relative a tali condizioni di prova rispetto alle curve sopra.

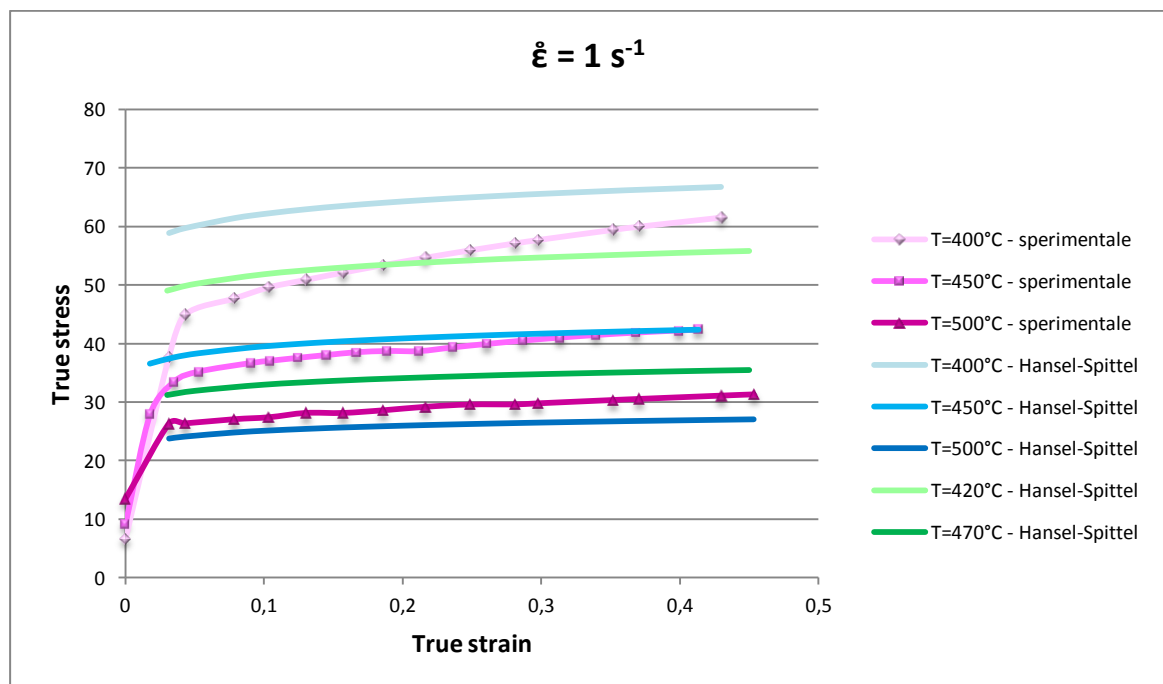


Figura 6 - Andamento delle curve di flusso previste dal modello di Hansel-Spittel per le temperature di 420°C e 470°C per con $\dot{\epsilon} = 1 \text{ s}^{-1}$

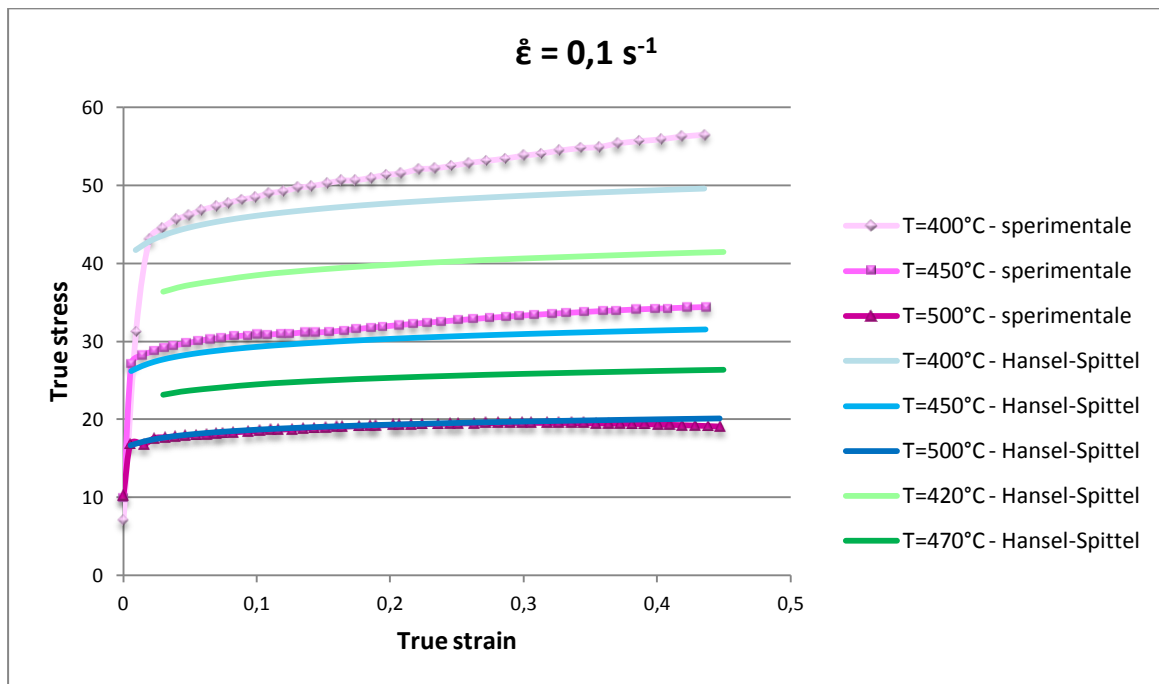


Figura 7 - Andamento delle curve di flusso previste dal modello di Hansel-Spittel per le temperature di 420°C e 470°C per con $\dot{\epsilon} = 0,1 \text{ s}^{-1}$

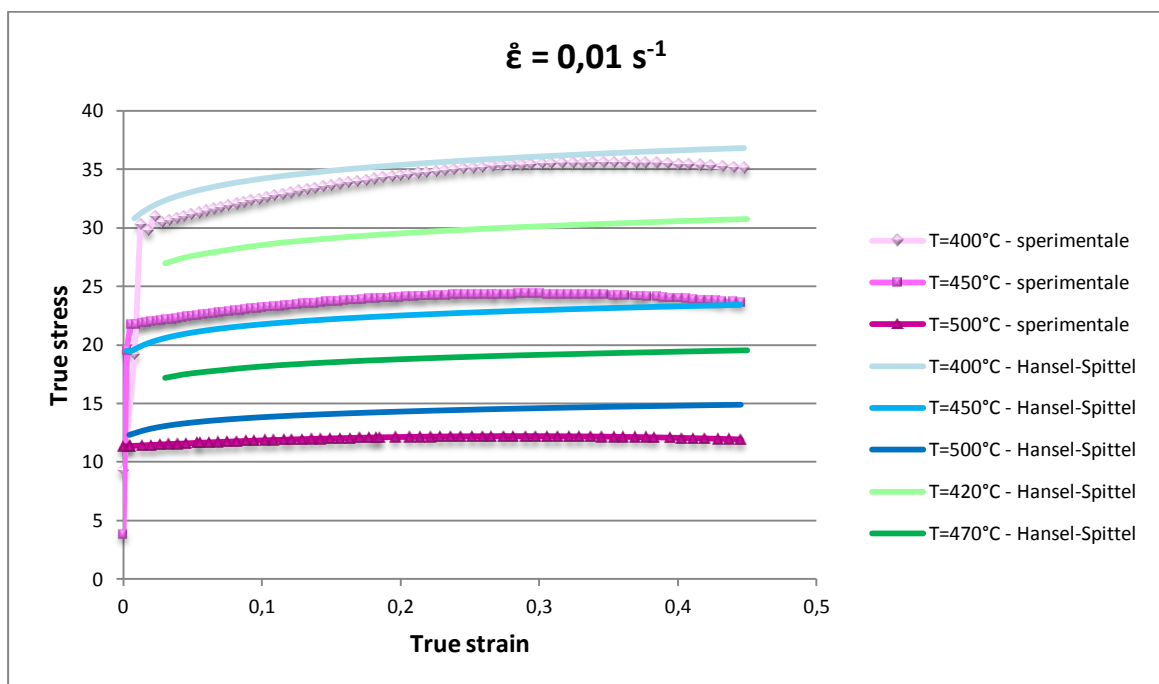


Figura 8 - Andamento delle curve di flusso previste dal modello di Hansel-Spittel per le temperature di 420°C e 470°C per con $\dot{\epsilon} = 0,01 \text{ s}^{-1}$

Si osserva quindi come le due curve calcolate mediante il modello di Hansel-Spittel per le temperature di 420°C e 470°C vadano a posizionarsi correttamente tra le curve relative, rispettivamente a 400°C-450°C e 450°C-500°C, garantendo così l'efficacia del modello nella previsione della tensione di flusso.

Si può quindi affermare che alle alte temperature, attorno alle quali si sono calcolati i parametri del modello, il modello garantisce una buona capacità previsionale in termini di tensione di flusso. Si analizza ora come si comporta invece alle basse temperature.

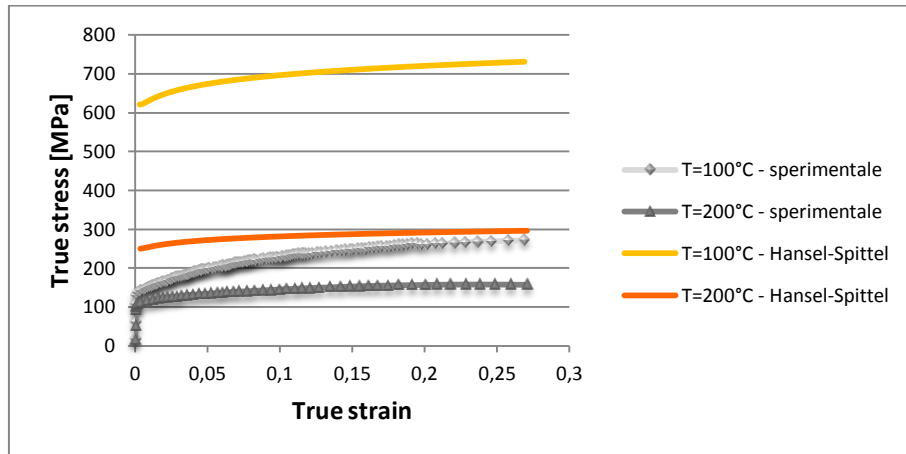


Figura 9 - Confronto tra curve sperimentali e curve previste dal modello Hansel-Spittel alle basse temperature

Si osserva chiaramente come il modello perda la propria capacità previsionale, specialmente nel caso di prove condotte a 100°C. Questo trova spiegazione nel fatto che i parametri sono calcolati per condizioni molto distanti da quelle qui proposte. Questo è dimostrato anche dalle curve relative a prove a 300°C per le quali si osserva una migliore approssimazione nella figura seguente (per le curve relative a una velocità di deformazione di $1s^{-1}$ e $0,01s^{-1}$).

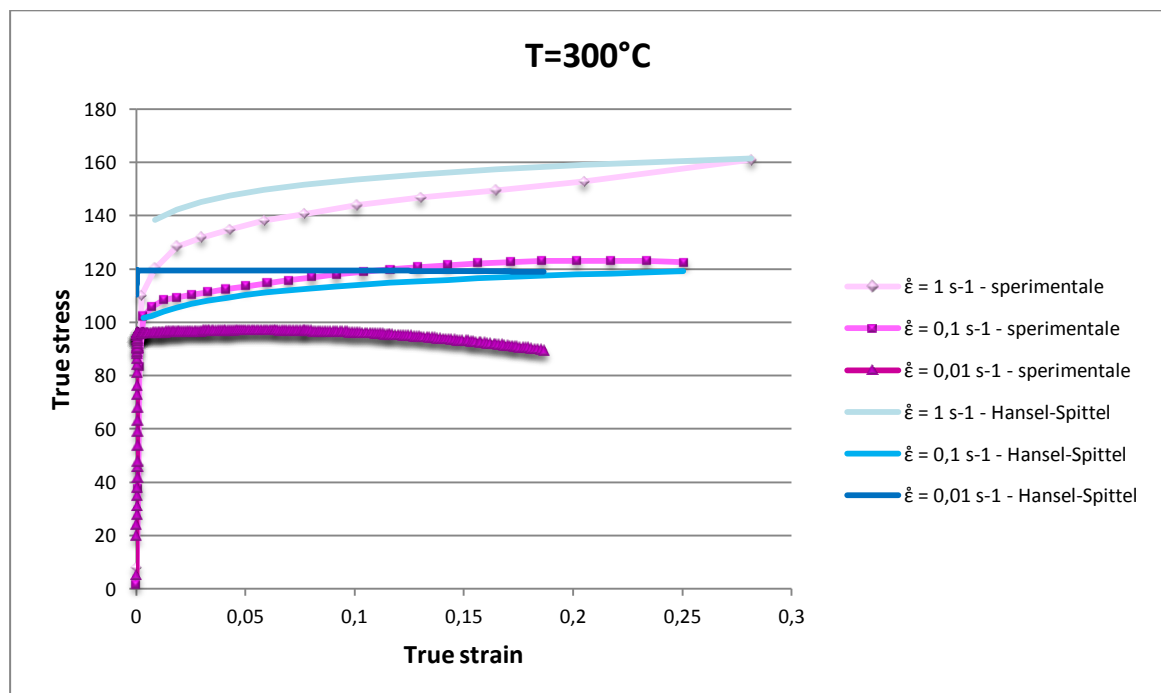


Figura 10 - Confronto tra le curve di flusso sperimentali e quelle previste dal modello Hansel-Spittel per prove condotte a 300°C

Il modello di Hansel-Spittel è implementato in numerosi codici molto utilizzati in ambito industriale. Di conseguenza, i parametri calcolati e riportati in tabella 1 possono venir inseriti in sede di simulazioni FEM per la particolare lega AA6016, invece di utilizzare i parametri disponibili nel database del programma stesso, garantendo così maggior affidabilità.

3 - Il modello di Arrhenius

Si introduce ora il modello Arrhenius, modello che è invece fenomenologico. La trattazione teorica di tale modello è stata desunta da articoli presenti in letteratura [2, 3].

Questo modello viene ampiamente adottato al fine di descrivere la relazione tra la tensione di flusso, lo strain rate e la temperatura, specialmente nel caso di elevate temperature.

Gli effetti della temperatura e della velocità di deformazione sul comportamento a deformazione del materiale possono venir caratterizzati mediante il parametro di Zener-Hollomon in un'equazione esponenziale. Si ha:

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

dove Q è l'energia di attivazione per la deformazione a caldo (kJ/mol), R è la costante universale dei gas (8,314 J/molK), T la temperatura di prova espressa in kelvin e $\dot{\epsilon}$ la velocità di deformazione (s^{-1}).

L'equazione di Arrhenius, che descrive la relazione tra la tensione di flusso ed il parametro Z, si può esprimere secondo diverse formulazioni. Nel caso di bassi valori della tensione di ha:

$$Z = F(\sigma) = A_1 \sigma^{n_1}$$

Per valori più alti della tensione la precedente diventa:

$$Z = F(\sigma) = A_2 \exp(\beta\sigma)$$

E nel caso più generale si fa uso della seguente equazione iperbolica sinusoidale, che è adatta ad ampi campi di livelli di tensione e deformazione:

$$Z = F(\sigma) = A_3 [\sinh(\alpha\sigma)]^{n_2}$$

I parametri A_i , n_i , α e β sono determinati sperimentalmente in modo indipendente dalla temperatura.

Da tali formulazioni, introducendo nelle diverse espressioni Z come proposto da Zener-Hollomon, si ottengono le equazioni seguenti:

$$\dot{\epsilon} = A_1 \sigma^{n_1} \exp\left[-\frac{Q}{RT}\right]$$

$$\dot{\epsilon} = A_2 \exp(\beta\sigma) \exp\left[-\frac{Q}{RT}\right]$$

$$\dot{\epsilon} = A_3 [\sinh(\alpha\sigma)]^{n_2} \exp\left[-\frac{Q}{RT}\right]$$

Tale equazione iperbolica sinusoidale è adatta a tutti i livelli di tensione ed è adottata per caratterizzare il normale comportamento alla deformazione a caldo.

3.1 - Identificazione delle costanti del materiale

L'equazione precedente richiede la determinazione di quattro costanti, ovvero A_3 , α , n_2 e Q .

La tensione di flusso cambia con l'aumentare della deformazione, specialmente alle alte velocità di deformazione. Le costanti vengono connesse alla deformazione e quindi è necessario determinarle per diversi valori della deformazione.

Per l'individuazione delle costanti, come nel modello di Hansel-Spittel, si è scelto di adoperare i risultati delle prove di trazione condotte alle alte temperature (400, 450 e 500°C) ed a tutte le velocità di deformazione (1, 0,1 e 0,01 s⁻¹). Per quanto riguarda i valori della deformazione per cui calcolare in modo puntuale i quattro parametri si è optato per i valori delle deformazioni riassunti nella tabella:

ϵ	0,03	0,05	0,10	0,15	0,20	0,30	0,35	0,40	0,45
------------	------	------	------	------	------	------	------	------	------

Tabella 4 - Valori della deformazione per cui si sono calcolati i parametri

A scopo esplicativo, nella descrizione che segue si riportano i risultati e le curve relativi ad una deformazione di 0,20. Il procedimento si ripete analogo per gli altri valori della deformazione.

Si considerano quindi i seguenti valori della tensione ricavati dalle prove di trazione alle diverse temperature ed alle diverse velocità di deformazione.

Tprova=400°C		Tprova=450°C		Tprova=500°C	
ϵ reale	σ reale	ϵ reale	σ reale	ϵ reale	σ reale
$\dot{\epsilon} = 1s^{-1}$					
0,216	54,702	0,189	38,746	0,186	28,627
$\dot{\epsilon} = 0,1s^{-1}$					
0,197	51,350	0,194	31,895	0,202	19,314
$\dot{\epsilon} = 0,01s^{-1}$					
0,199	34,477	0,199	24,077	0,196	12,113

Tabella 5 - Valori derivanti dalle prove di trazione sperimentali per $\epsilon=0,20$

Introducendo il logaritmo naturale nelle equazioni esponenziali di $\dot{\epsilon}$ precedenti riferite, è possibile individuare le espressioni necessarie alla determinazione dei diversi parametri.

Si ha infatti:

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A_1 + n_1 \ln \sigma - \frac{Q}{RT}$$

Il parametro n_1 è determinato allora secondo:

$$n_1 = \frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \ln \sigma} \Big|_{T, \epsilon}$$

che rappresenta l'inverso dell'indice di sensitività alla deformazione che, si ricorda, essere definito come:

$$m = \frac{\partial \ln \sigma}{\partial \ln \dot{\epsilon}} \Big|_{T, \epsilon}$$

Per determinare quindi m , la tensione di flusso e lo strain rate vengono plottate per i diversi valori della temperatura in un grafico del tipo ln-ln (figura 11). La sensitività alla velocità di deformazione è data dal valore medio delle pendenze delle curve. Nel caso in analisi, ovvero per un valore della deformazione di 0,20, il coefficiente m risulta essere pari a 0,1291. Il valore di n_1 cercato è quindi 7,74593.

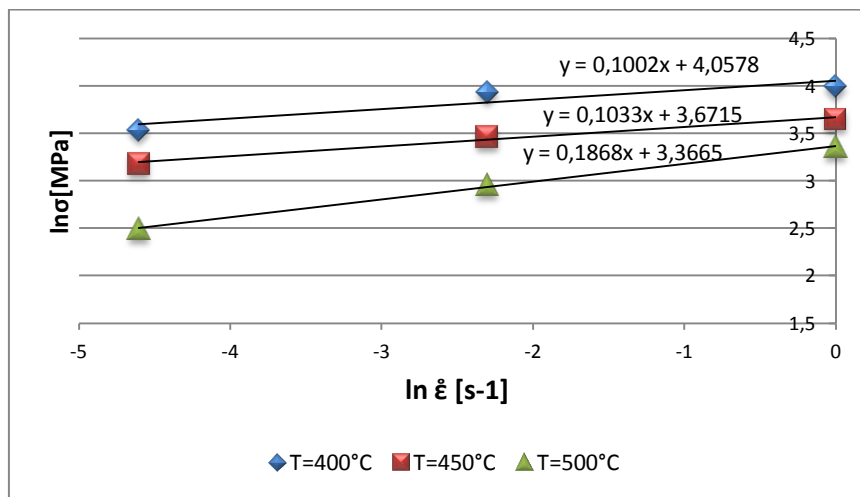


Figura 11 - Relazione lineare tra $\ln \sigma$ e $\ln \dot{\epsilon}$

Ottenuto il valore di n_1 , è necessario, ai fine del calcolo di α , determinare β .

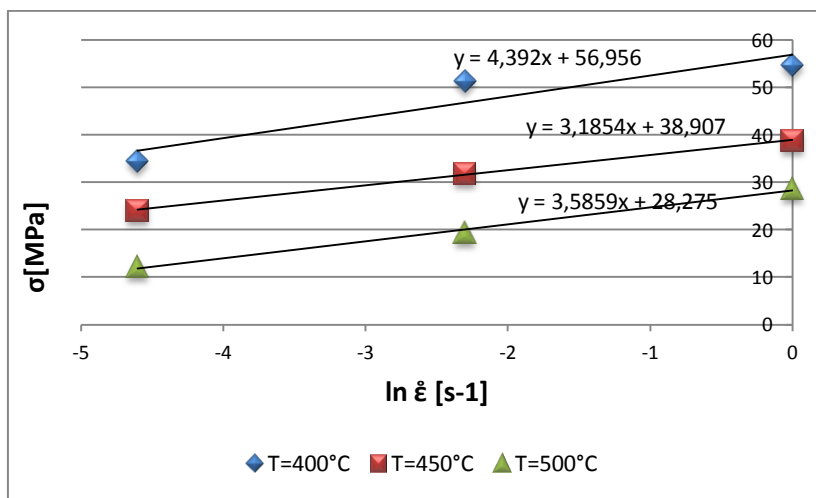


Figura 12 - Relazione lineare tra σ e $\ln \dot{\epsilon}$

Il parametro β deriva dall'inverso del valore medio delle pendenze delle curve del grafico in figura 12, in cui si plottano $\ln\dot{\epsilon}$ - σ . Si ricava quindi un valore di β pari a 0,26873.

Si ha infatti:

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A_1 + \beta \sigma - \frac{Q}{RT}$$

Da cui:

$$\beta = \left. \frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \sigma} \right|_{T, \epsilon}$$

Il parametro α è dato dal rapporto tra β ed n_1 , quindi risulta essere 0,03469.

Determinato il coefficiente α ed utilizzando la regressione lineare mediante il metodo dei minimi quadrati, si plotta la relazione $\ln\dot{\epsilon}$ - $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$. La pendenza delle curve è l'inverso di n_2 , il cui valore medio risulta essere 5,72737.

Infatti, ponendo il logaritmo naturale nell'ultima formulazione proposta per $\dot{\epsilon}$ si ottiene:

$$\ln \dot{\epsilon} = n_2 \ln[\sinh(\alpha\sigma)] - \frac{Q}{RT} + \ln A_3$$

per cui si ricava:

$$n_2 = \left. \frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial [\sinh(\alpha\sigma)]} \right|_{T, \epsilon}$$

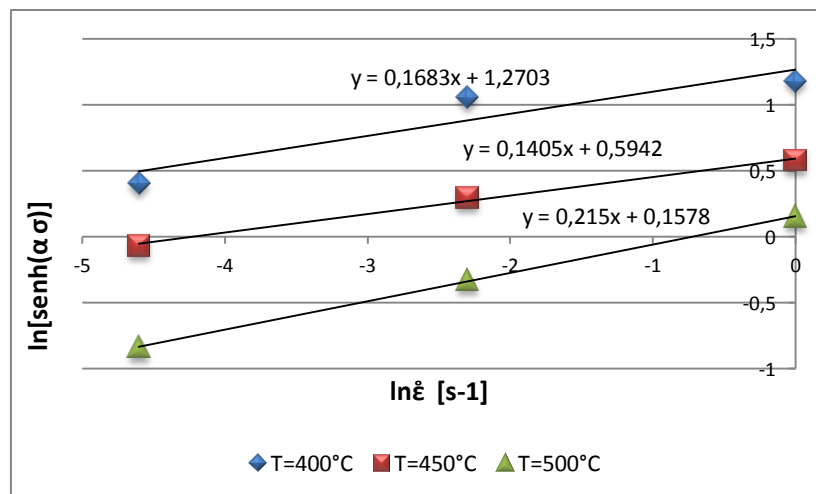


Figura 13 - Relazione lineare tra $\ln\dot{\epsilon}$ e $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$

La determinazione del coefficiente Q , invece, si basa sulla relazione di linearità che intercorre, supponendo la velocità di deformazione costante, tra $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ e T^{-1} , come illustra il grafico di figura 14. La pendenza di tali rette è definita v , che è pari a $Q/(n_2R)$. Di conseguenza si può calcolare il valore medio di v e da questo risalire al valore medio di Q ovvero 301,8071 kJ/mol.

Tale risultato deriva dalla seguente equazione:

$$\ln[\sinh(\alpha\sigma)] = \frac{\ln\dot{\epsilon}}{n_2} + \frac{Q}{n_2 R T} - \frac{\ln A_3}{n_2}$$

Per cui si ottiene:

$$Q = \frac{n_2 R \partial \ln[\sinh(\alpha\sigma)]}{\partial (1/T)} \Big|_{T, \epsilon}$$

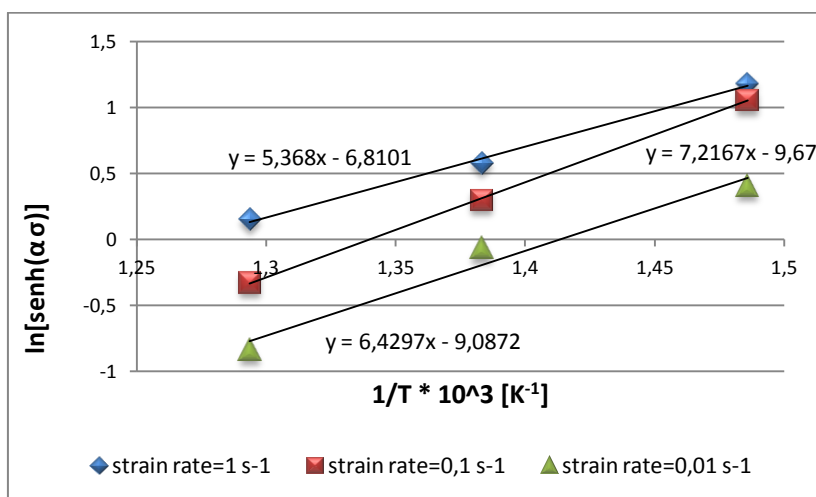


Figura 14 - Relazione lineare tra T-1 e ln[sinh(ασ)]

Ultimo parametro da determinare è A_3 . Osservando che alle diverse temperature le curve di fitting $\ln\dot{\epsilon}$ - $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ presentano una relazione lineare (figura 11), si ha che la pendenza è pari a, come visto, $1/n_2$ e l'intercetta è A_3 . Si ottiene quindi un valore del $\ln A_3$ pari a 46,6046.

Tale procedimento si ripete analogo per i valori di deformazione scelti, presentati in tabella 4. Eseguendo i calcoli, si ottengono i diversi valori dei coefficienti di cui la tabella che segue fornisce il riepilogo.

ϵ	α [Mpa ⁻¹]	n_2	Q [kJ/mol]	$\ln A_3$ [s ⁻¹]
0,03	0,0435	7,1056	322,3162	49,7830
0,05	0,0396	6,2854	306,3168	47,2976
0,1	0,0372	5,9371	303,0439	46,7291
0,15	0,0360	5,8162	301,7798	46,5220
0,2	0,0347	5,7274	301,8071	46,6046
0,3	0,0336	5,4575	295,7951	45,4130
0,35	0,0331	5,2056	286,6332	43,8258
0,45	0,0326	4,7900	271,2690	41,0866

Tabella 6 - Coefficienti determinati in relazione ai diversi valori di deformazione considerati

Per controllare la correttezza del metodo si confrontano, come fatto per il modello di Hansel-Spittel, le curve sperimentali con quelle ottenute mediante il modello. Si tratta cioè di calcolare per ogni valore della deformazione contenuto in tabella 6 il corrispondente valore della tensione e confrontare le curve che così si ottengono con quelle ricavate sperimentalmente secondo quanto visto al capitolo 3.

La tensione di flusso è funzione del parametro di Zener-Hollomon e dei coefficienti sopra calcolati secondo

$$\sigma = \frac{1}{\alpha} \ln \left\{ \left(\frac{Z}{A_3} \right)^{1/n_2} + \left[\left(\frac{Z}{A_3} \right)^{2/n_2} + 1 \right]^{1/2} \right\}$$

Sono dunque proposte tali curve di confronto; vengono date in funzione della velocità di deformazione. Le curve in scala di rosa sono relative alle curve ricavate sperimentalmente, quelle in scala di blu a quelle secondo il modello di Arrhenius.

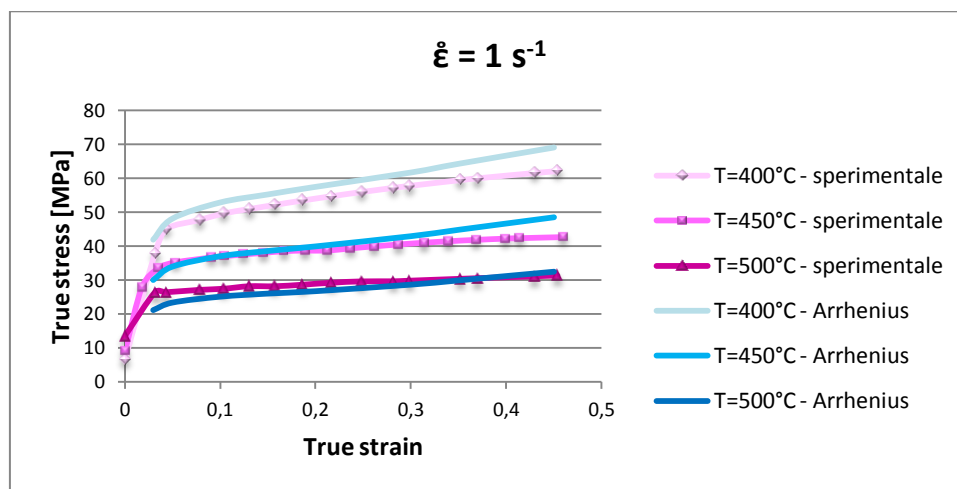


Figura 15 - Confronto tra le curve sperimentali e quelle previste secondo il modello di Arrhenius mediante uso puntuale dei parametri ($\dot{\epsilon}=1s^{-1}$)

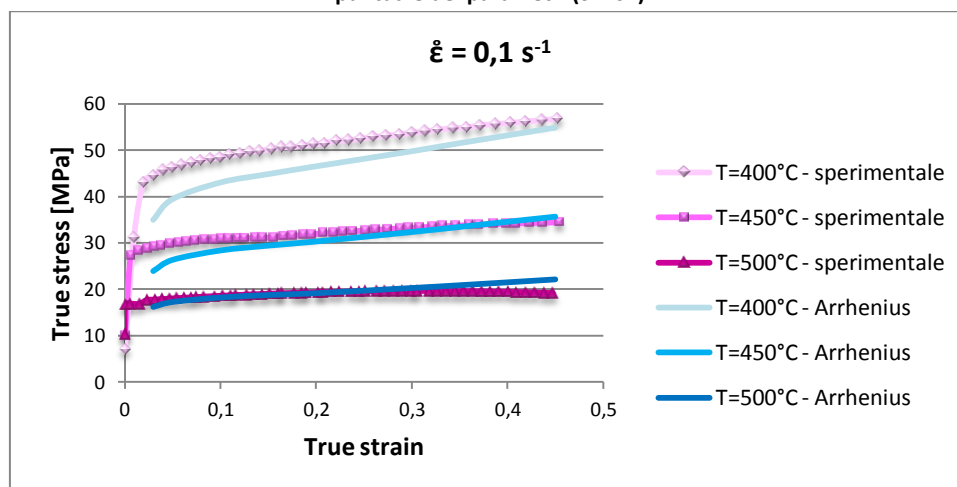


Figura 16 - Confronto tra le curve sperimentali e quelle previste secondo il modello di Arrhenius mediante uso puntuale dei parametri ($\dot{\epsilon}=0,1s^{-1}$)

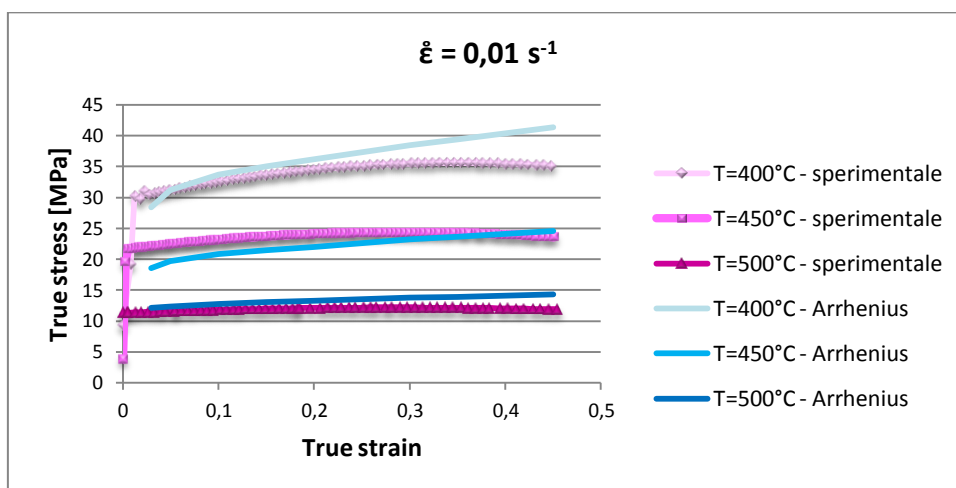


Figura 17 - Confronto tra le curve sperimentali e quelle previste secondo il modello di Arrhenius mediante uso puntuale dei parametri ($\dot{\epsilon}=0,01\text{s}^{-1}$)

Si osserva come le due curve sono sostanzialmente sovrapposte garantendo quindi la correttezza dei parametri calcolati.

3.2 - Determinazione delle curve di flusso secondo Arrhenius

Valutate quindi le costanti del materiale per diversi valori della deformazione, si introducono delle polinomiali per tali parametri in funzione della deformazione. Si sono effettuati diversi tentativi relativamente al grado della polinomiale. Si sono ottenuti buoni risultati adottando polinomiali di terzo grado per α , di quarto per n_2 e di quinto grado per Q e A_3 .

Le polinomiali adottate sono riassunte nella tabella seguente e quindi rappresentate nei grafici di figure 18, 19, 20 e 21.

	Polinomiali
α	$y = -0,3549x^3 + 0,3359x^2 - 0,1081x + 0,0454$
n_2	$y = 838,75x^4 - 881,2x^3 + 310,83x^2 - 45,149x + 8,0765$
Q	$y = -74618x^5 + 104046x^4 - 54456x^3 + 12802x^2 - 1331,1x + 350,39$
$\ln A_3$	$y = -11350x^5 + 16088x^4 - 8543,5x^3 + 2025,7x^2 - 211,35x + 54,265$

Tabella 7 - Polinomiali di vario grado per il calcolo dei parametri

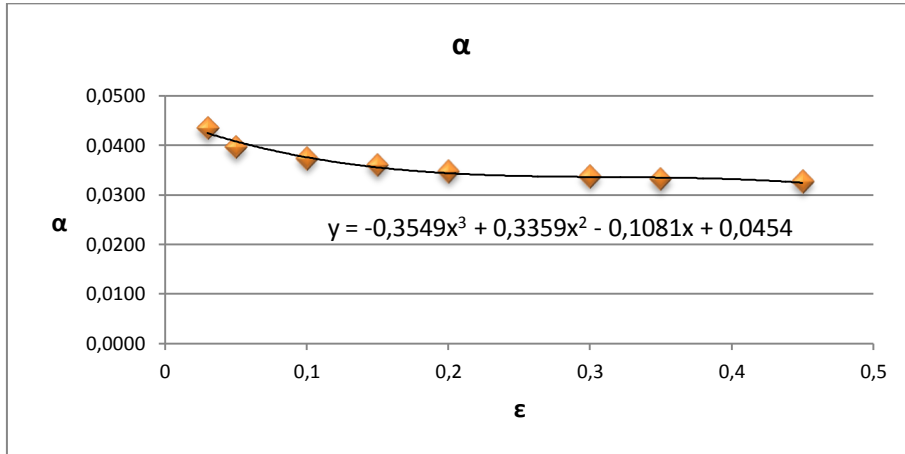


Figura 18 - Polinomiale di terzo grado di α

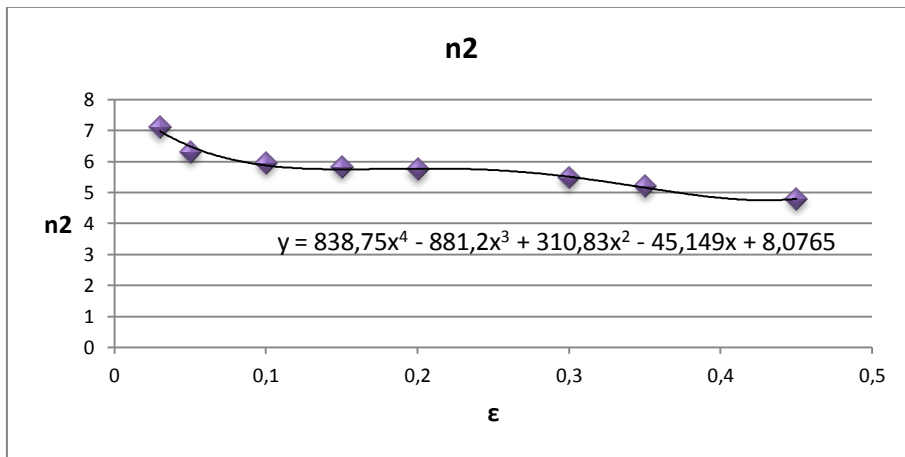


Figura 19 - Polinomiale di quarto grado di n₂

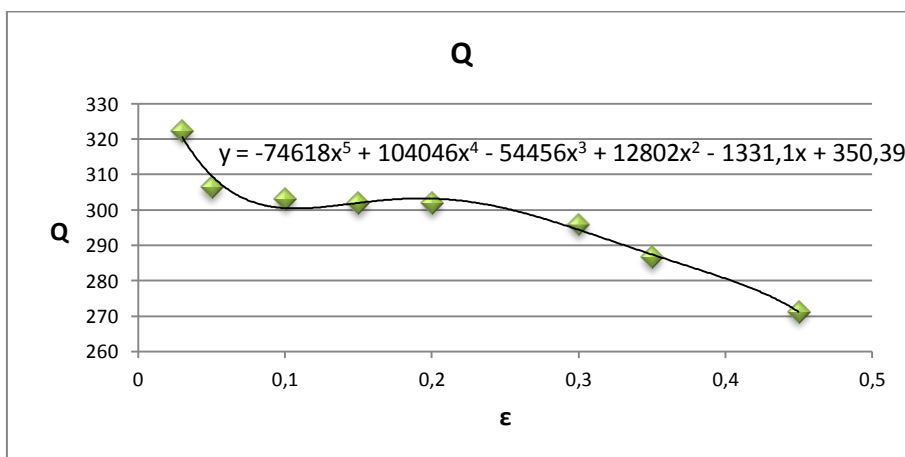


Figura 20 - Polinomiale di quinto grado per Q

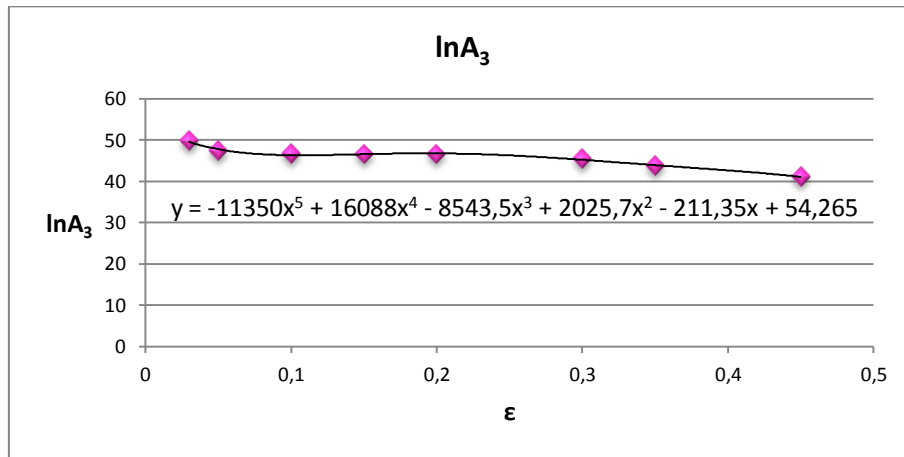


Figura 21 - Polinomio di quinto grado per $\ln A_3$

Le figure precedenti illustrano dunque le diverse equazioni polinomiali necessarie al calcolo dei parametri (nelle equazioni presenti sui grafici la x indica la deformazione ϵ).

Passo successivo per confermare l'attendibilità del modello è stato operare un confronto tra le curve true stress-true strain sperimentali e le curve calcolate secondo il modello di Arrhenius, ovvero curve per cui la tensione di flusso è calcolato secondo:

$$\sigma = \frac{1}{\alpha} \ln \left\{ \left(\frac{Z}{A_3} \right)^{1/n_2} + \left[\left(\frac{Z}{A_3} \right)^{2/n_2} + 1 \right]^{1/2} \right\}$$

Dove si ricorda:

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

I coefficienti A_3 , α , n_2 e Q vengono calcolati per ogni valore della deformazione mediante le polinomiali prima definite.

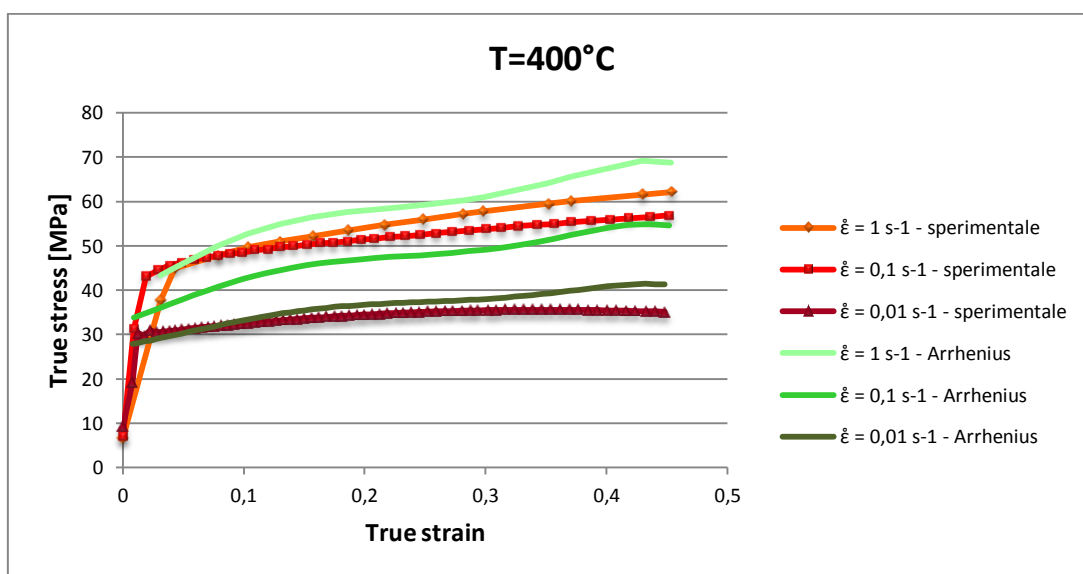


Figura 22 - Confronto tra le curve previste secondo il modello di Arrhenius e le curve true stress-true strain per provini deformati a $T=400^\circ\text{C}$ per i diversi valori di $\dot{\epsilon}$ (1; 0,1 e $0,01 \text{ s}^{-1}$)

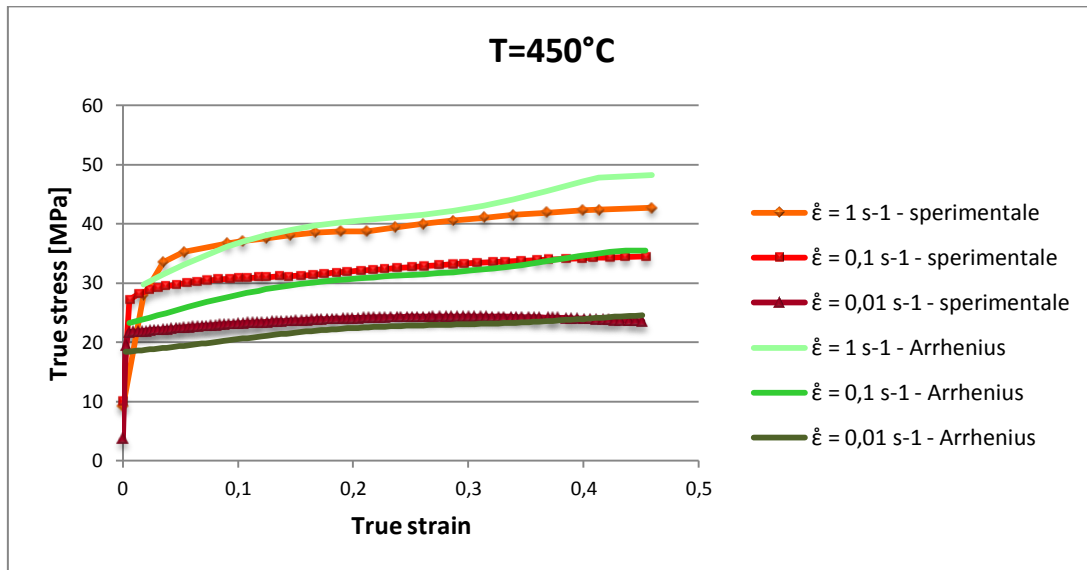


Figura 23 - Confronto tra le curve previste secondo il modello di Arrhenius e le curve true stress-true strain per provini deformati a $T=450^{\circ}\text{C}$ per i diversi valori di $\dot{\epsilon}$ (1; 0,1 e $0,01\text{ s}^{-1}$)

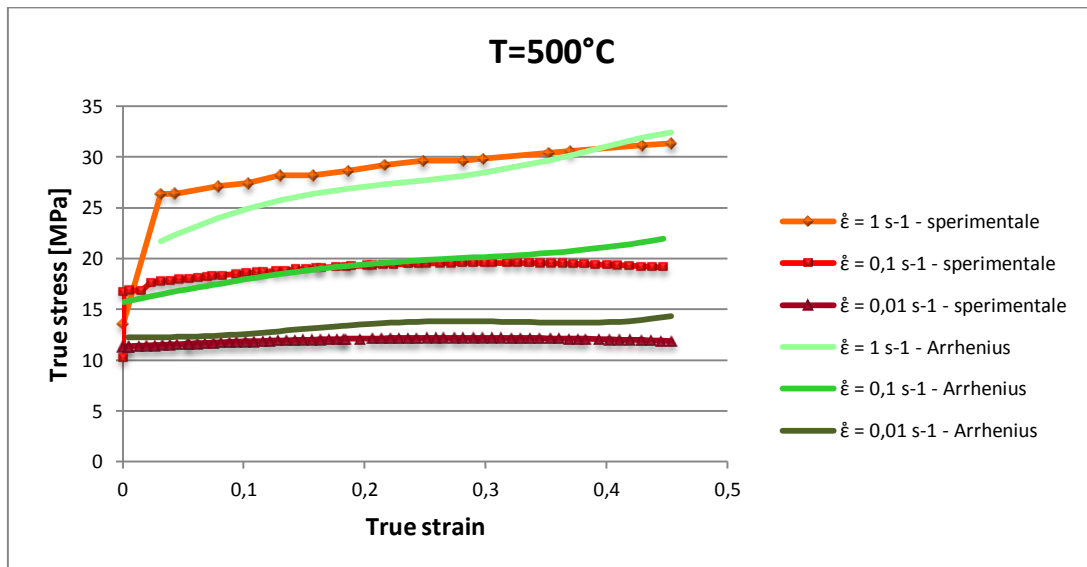


Figura 24 - Confronto tra le curve previste secondo il modello di Arrhenius e le curve true stress-true strain per provini deformati a $T=500^{\circ}\text{C}$ per i diversi valori di $\dot{\epsilon}$ (1; 0,1 e $0,01\text{ s}^{-1}$)

Da un'analisi dei grafici sopra proposte si può concludere che la tensione di flusso determinata mediante le equazioni costitutive previste dal modello (verde) siano coerenti con i risultati derivanti dalle prove sperimentali (rosso).

Le tabelle che seguono riportano i valori degli scostamenti che si osservano tra le curve sperimentali e quelle calcolate.

Innanzitutto, un confronto della tabella 8 con la relativa tabella per il modello di Hansel-Spittel mostra che in questo caso gli scarti massimi sono nettamente inferiori.

scostamento massimo percentuale %	
$\dot{\epsilon} = 1 \text{ s}^{-1}$	
400°C	14,81
450°C	13,07
500°C	17,64
$\dot{\epsilon} = 0,1 \text{ s}^{-1}$	
400°C	8,96
450°C	8,96
500°C	14,71
$\dot{\epsilon} = 0,01 \text{ s}^{-1}$	
400°C	17,62
450°C	4,10
500°C	20,81

Tabella 8 - Scarto massimo tra i valori di tensione sperimentali e quelli determinati secondo Arrhenius

La tabella 9 propone quindi gli scarti ai diversi valori della deformazione per tutte le prove condotte a velocità di deformazione 1 s^{-1} , a 500°C per $0, 1 \text{ s}^{-1}$ e a 400 e 500 per $0,01 \text{ s}^{-1}$, al fine di dare un giudizio ottimale all'entità di tali scostamenti tra reale e calcolato.

ϵ	0,1	0,15	0,2	0,25	0,3	0,35	0,4	0,45
$\dot{\epsilon} = 1 \text{ s}^{-1} \text{ T}=400^\circ\text{C}$								
Scarto	3,05	4,35	4,18	3,21	3,13	4,71	7,61	6,71
Scarto %	6,14	8,33	7,83	5,74	5,43	7,91	12,36	10,81
$\dot{\epsilon} = 1 \text{ s}^{-1} \text{ T}=450^\circ\text{C}$								
Scarto	-0,09	0,92	1,48	1,61	2,00	2,62	4,89	5,58
Scarto %	0,24	2,43	3,82	4,02	4,87	6,32	11,57	13,07
$\dot{\epsilon} = 1 \text{ s}^{-1} \text{ T}=500^\circ\text{C}$								
Scarto	2,50	1,82	1,76	1,92	1,38	0,75	0,80	1,07
Scarto %	9,12	6,46	6,16	6,48	4,64	2,45	2,58	3,41
$\dot{\epsilon} = 0,1 \text{ s}^{-1} \text{ T}=500^\circ\text{C}$								
Scarto	0,61	0,19	0,15	0,35	0,57	0,93	1,74	2,81
Scarto %	3,28	1,02	0,79	1,77	2,89	4,74	9,00	14,71
$\dot{\epsilon} = 0,01 \text{ s}^{-1} \text{ T}=400^\circ\text{C}$								
Scarto	0,98	1,83	2,21	2,25	2,57	3,73	5,36	6,17
Scarto %	2,98	5,44	6,42	6,40	7,24	9,86	15,12	17,58
$\dot{\epsilon} = 0,01 \text{ s}^{-1} \text{ T}=500^\circ\text{C}$								
Scarto	0,75	1,05	1,45	1,61	1,62	1,55	1,69	2,47
Scarto %	6,33	8,79	11,92	13,19	13,26	12,80	14,04	20,81

Tabella 9 - Scarti tra il valore della tensione fornito dalle prove sperimentali e quello calcolato secondo Arrhenius a diversi valori della deformazione

Si può quindi osservare come gli scarti siano sostanzialmente inferiori al 10%, ai valori minori di ϵ per aumentare al crescere del valore della deformazione considerata, tuttavia senza raggiungere valori maggiori al 15-20%.

Analogamente a quanto fatto per il modello di Hansel-Spittel precedentemente trattato, si modellano dunque le curve per processi condotti alle temperature di 420°C e di 470°C, per tutte le velocità di processo viste. Si può osservare come tali curve vadano a posizionarsi coerentemente all'interno del grafico.

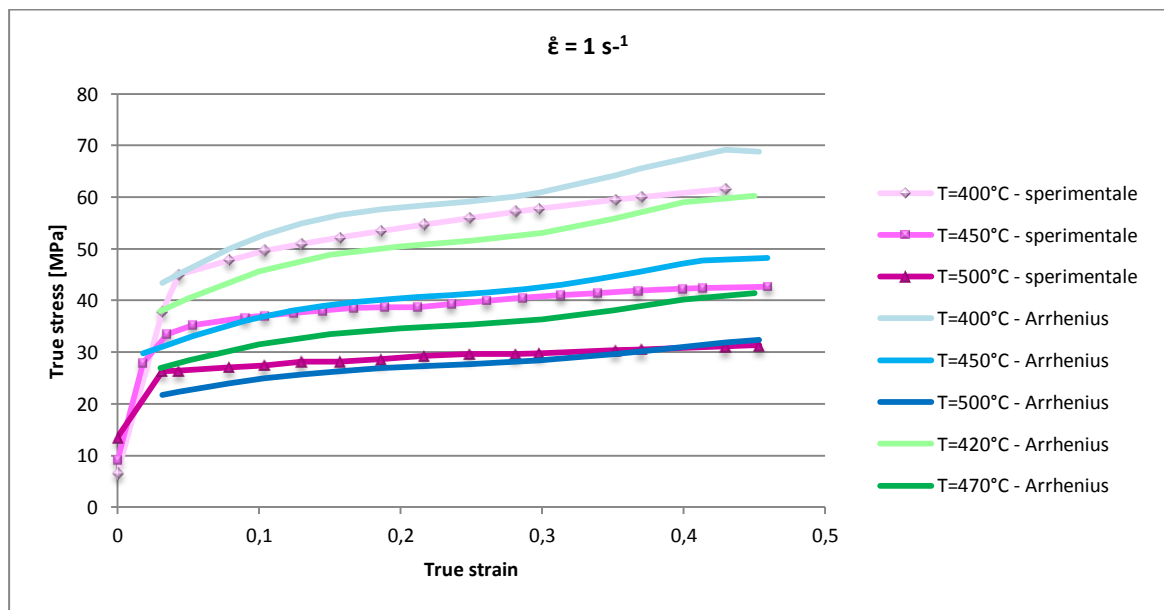


Figura 25 - Andamento delle curve di flusso previste dal modello di Arrhenius per le temperature di 420°C e 470°C per con $\dot{\epsilon} = 1 \text{ s}^{-1}$

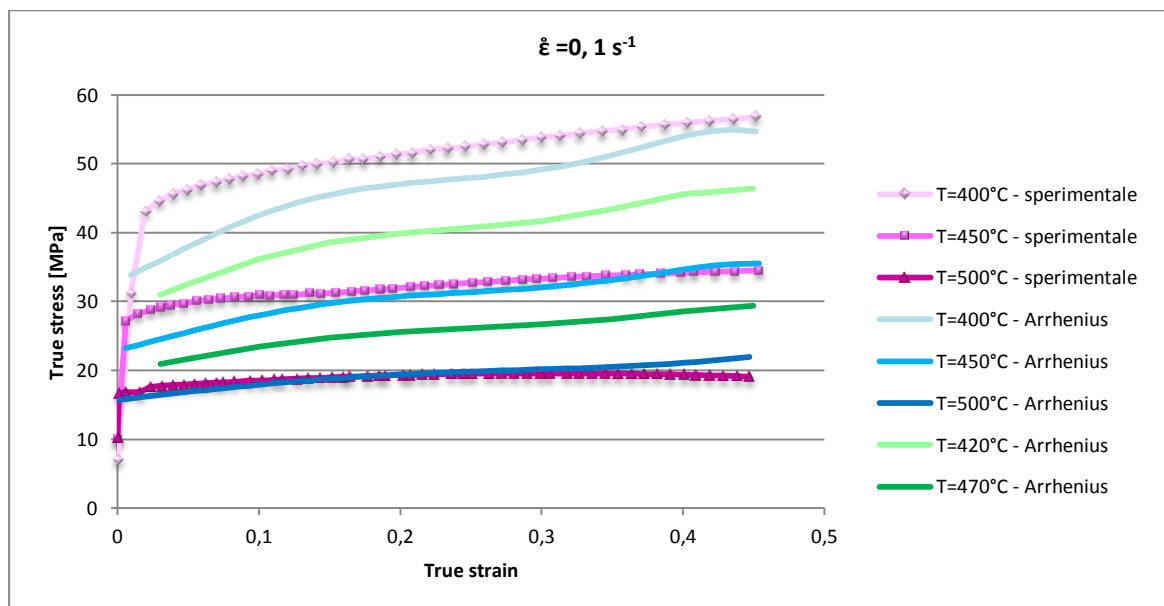


Figura 26 - Andamento delle curve di flusso previste dal modello di Arrhenius per le temperature di 420°C e 470°C per con $\dot{\epsilon} = 0,1 \text{ s}^{-1}$

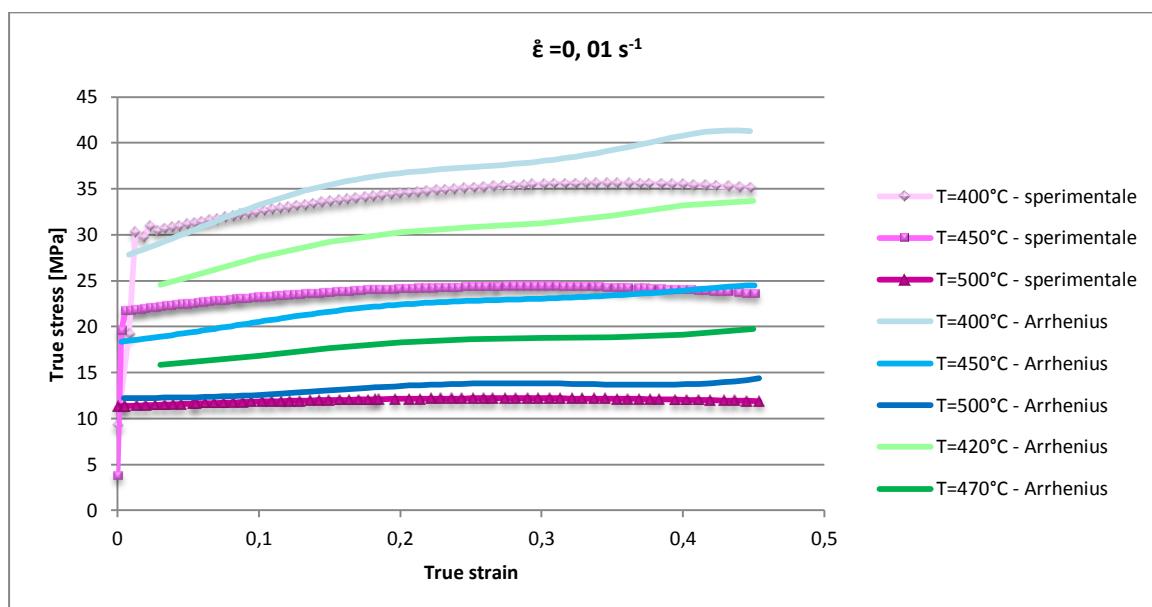


Figura 27 - Andamento delle curve di flusso previste dal modello di Arrhenius per le temperature di 420°C e 470°C per con $\dot{\epsilon} = 0,01 \text{ s}^{-1}$

Le figure seguenti illustrano l'andamento delle curve di flusso sperimentali per le prove condotte a 100°C e a 200°C confrontate a quelle modellate secondo Arrhenius. Si osserva che le curve calcolate seguono l'andamento delle curve sperimentali: tale risultato non è certo essere attendibile in quanto il modello dipende dalla costante Q, ovvero dall'energia di attivazione termica che, si è visto, dipendete dalla temperatura e dai meccanismi di deformazione. Questi sono diversi tra le prove a caldo e a freddo: di conseguenza tale buon risultato potrebbe essere di natura casuale, proprio per il fatto che il fenomeno che regola la tensione di flusso nelle prove a 100 e a 200°C è diverso da quello alle alte temperature, per le quali i parametri sono stati calcolati (polinomiale di Q, figura 20).

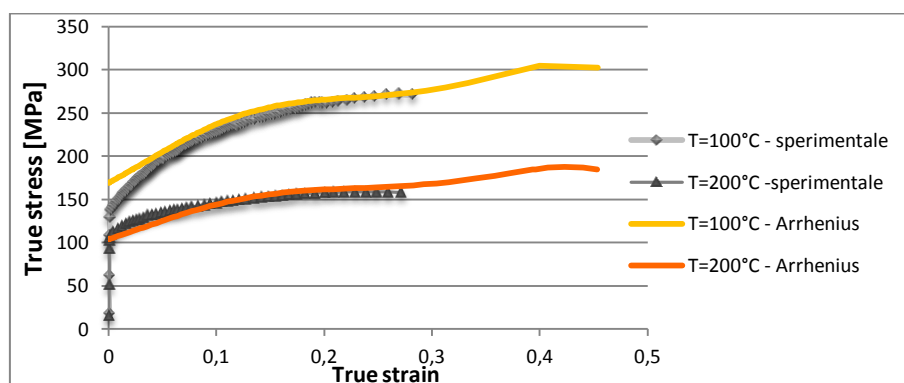


Figura 28 - Confronto tra le curve previste secondo il modello di Arrhenius e le curve true stress-true strain per provini deformati alle temperature di 100 e 200°C con $\dot{\epsilon} = 0,1 \text{ s}^{-1}$

Ulteriore verifica dell'applicabilità del modello riguarda l'estrapolazione delle curve in termini di velocità di deformazione. Si ricorda infatti che i parametri sulla base dei quali sono state costruite le polinomiali, vengono calcolati sulla base delle prove di trazione effettuate sperimentalmente per velocità di deformazione di 1, 0,1 e 0,01 s⁻¹. A titolo di esempio, viene mostrato l'andamento delle curve di flusso per prove condotte a 10s⁻¹ e a 0,001s⁻¹, rispetto a prove di cui l'attendibilità del modello è stata precedentemente convalidata, effettuate a 1, 0,1 e 0,01s⁻¹.

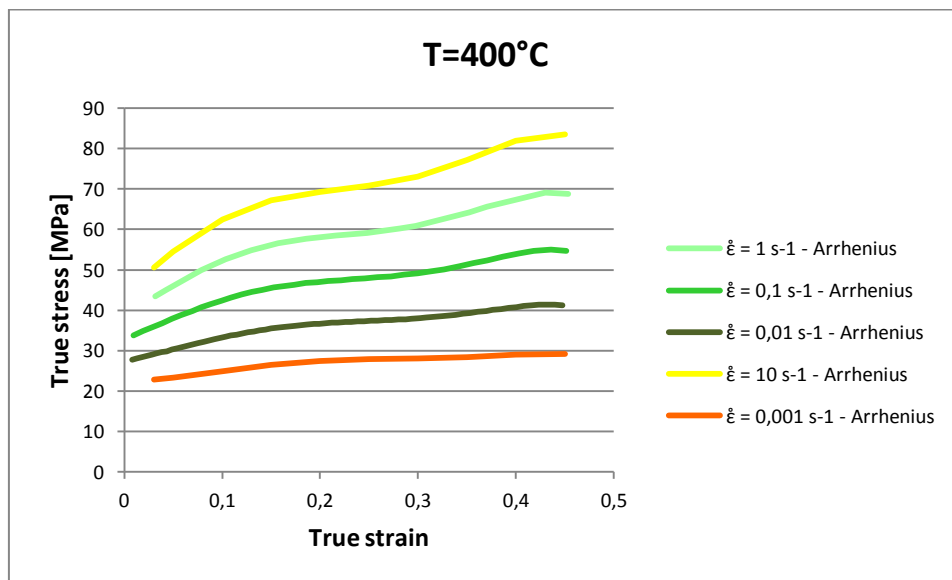


Figura 29 - Andamento delle curve di flusso previste dal modello di Arrhenius per $\dot{\epsilon} = 10 \text{ s}^{-1}$ e $\dot{\epsilon} = 0,001 \text{ s}^{-1}$ a T=400°C

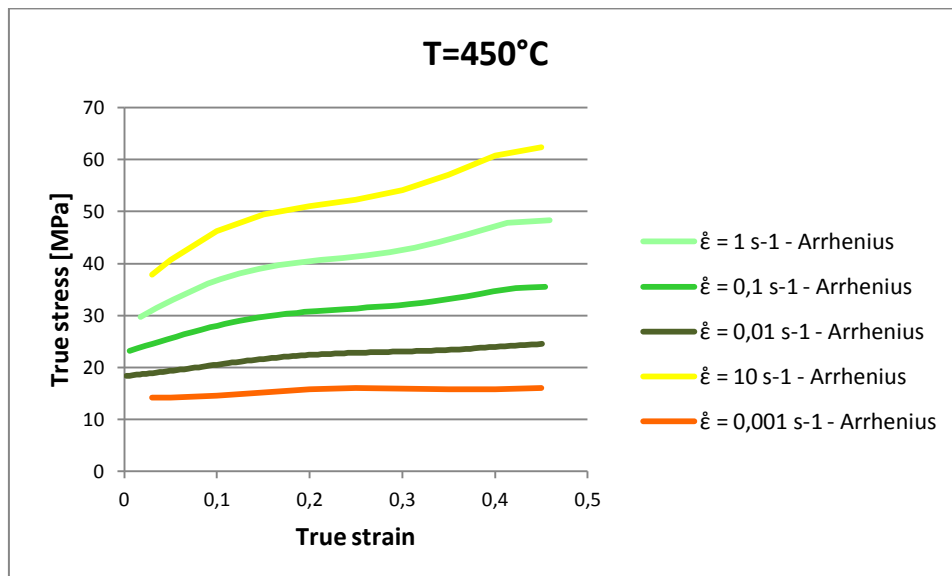


Figura 30 - Andamento delle curve di flusso previste dal modello di Arrhenius per $\dot{\epsilon} = 10 \text{ s}^{-1}$ e $\dot{\epsilon} = 0,001 \text{ s}^{-1}$ a T=450°C

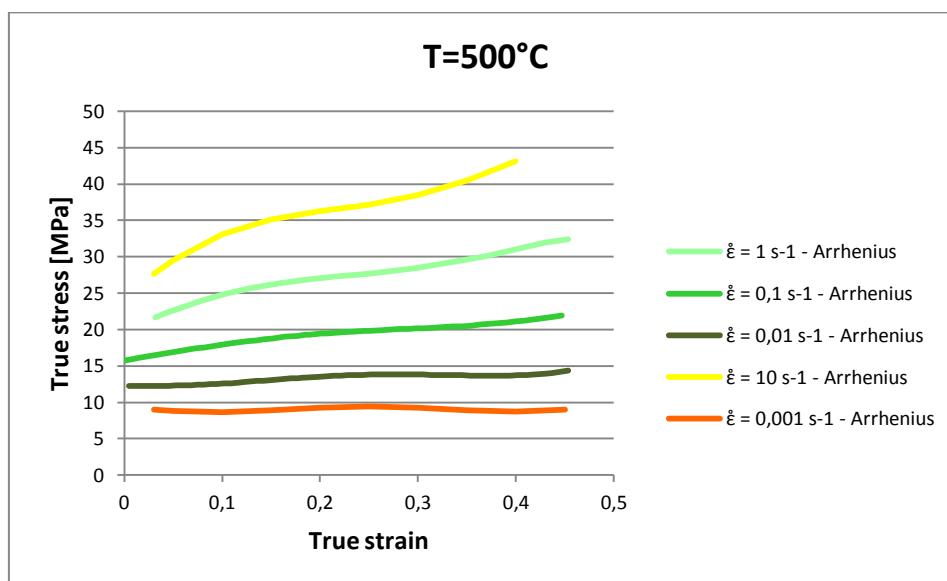


Figura 31 - Andamento delle curve di flusso previste dal modello di Arrhenius per $\dot{\epsilon} = 10 \text{ s}^{-1}$ e $\dot{\epsilon} = 0,001 \text{ s}^{-1}$ a $T=500^\circ\text{C}$

Sulla base delle medesime considerazioni effettuate nell'analisi delle curve di figura 23, 24 e 25, si può osservare che le curve di flusso relative alle velocità di deformazione 10s^{-1} e $0,001\text{s}^{-1}$ vanno a posizionarsi correttamente nell'area del grafico in relazione alle curve note.

4 - Confronto tra i modelli di Hansel-Spittel e di Arrhenius

I grafici che seguono mostrano un confronto tra le capacità di fitting dei due modelli precedentemente analizzati.

Si può dunque osservare che non esiste una differenza abissale tra la capacità previsionale dei due modelli: il modello di Arrhenius, comunque, risulta descrivere in modo più realistico il comportamento del materiale.

In particolare, entrambi i modelli presentano curve più attendibili per le velocità di deformazioni minori e per temperature maggiori, basta osservare le curve a 400°C rispetto alle successive. I modelli presentano un ottimo fitting per le temperature di 450°C e 500°C , in particolar modo in corrispondenze delle minori velocità di deformazione.

Per caratterizzare quantitativamente l'entità degli scostamenti tra le diverse curve di fitting proposte si rimanda alle tabelle 2, 3 per il modello di Hansel-Spittel e alle tabelle 8, 9 per il modello di Arrhenius.

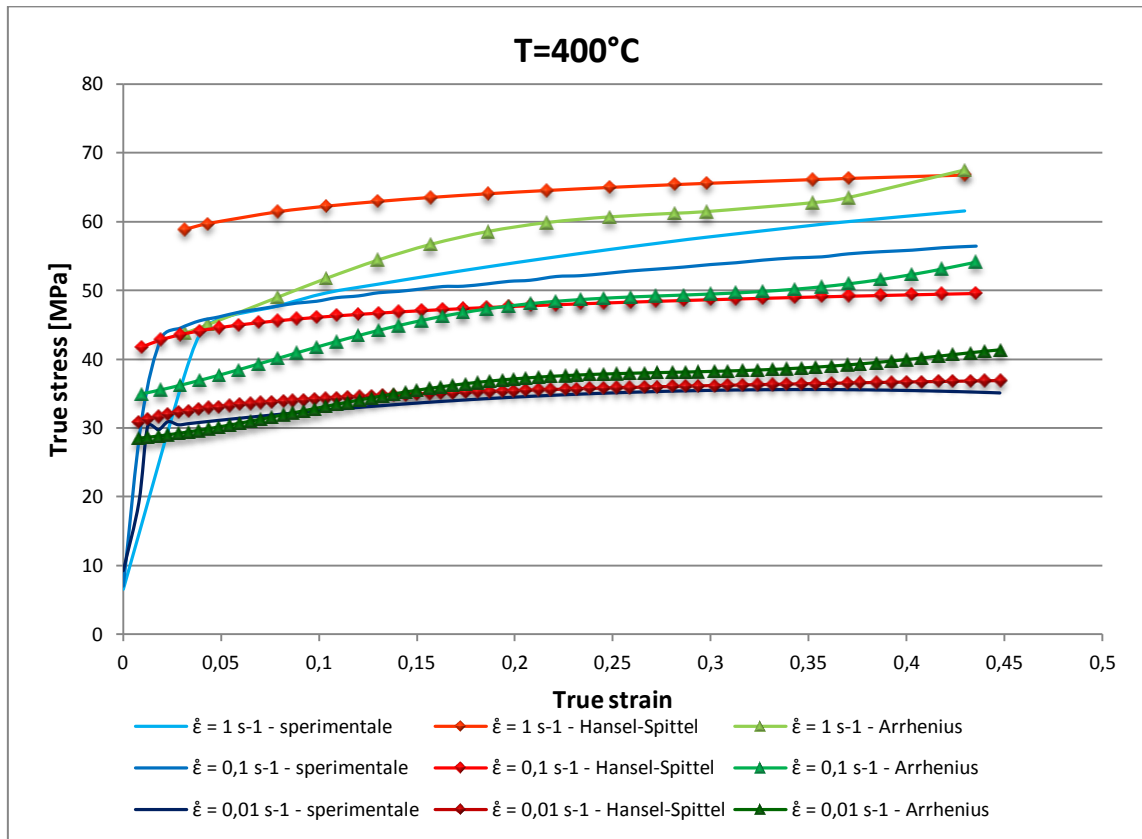


Figura 32 - Confronto tra le curve previste dai due modelli rispetto alla curva sperimentale per prove caratterizzate da T=400°C

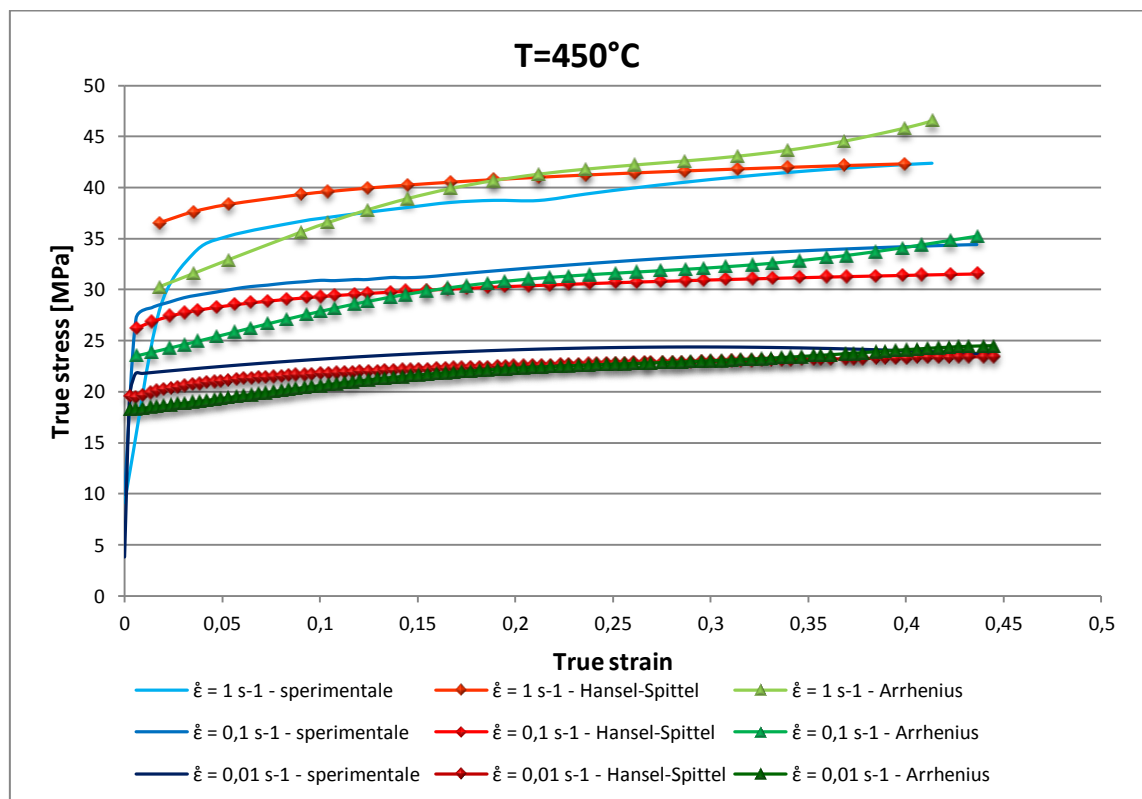


Figura 33 - Confronto tra le curve previste dai due modelli rispetto alla curva sperimentale per prove caratterizzate da T=450°C

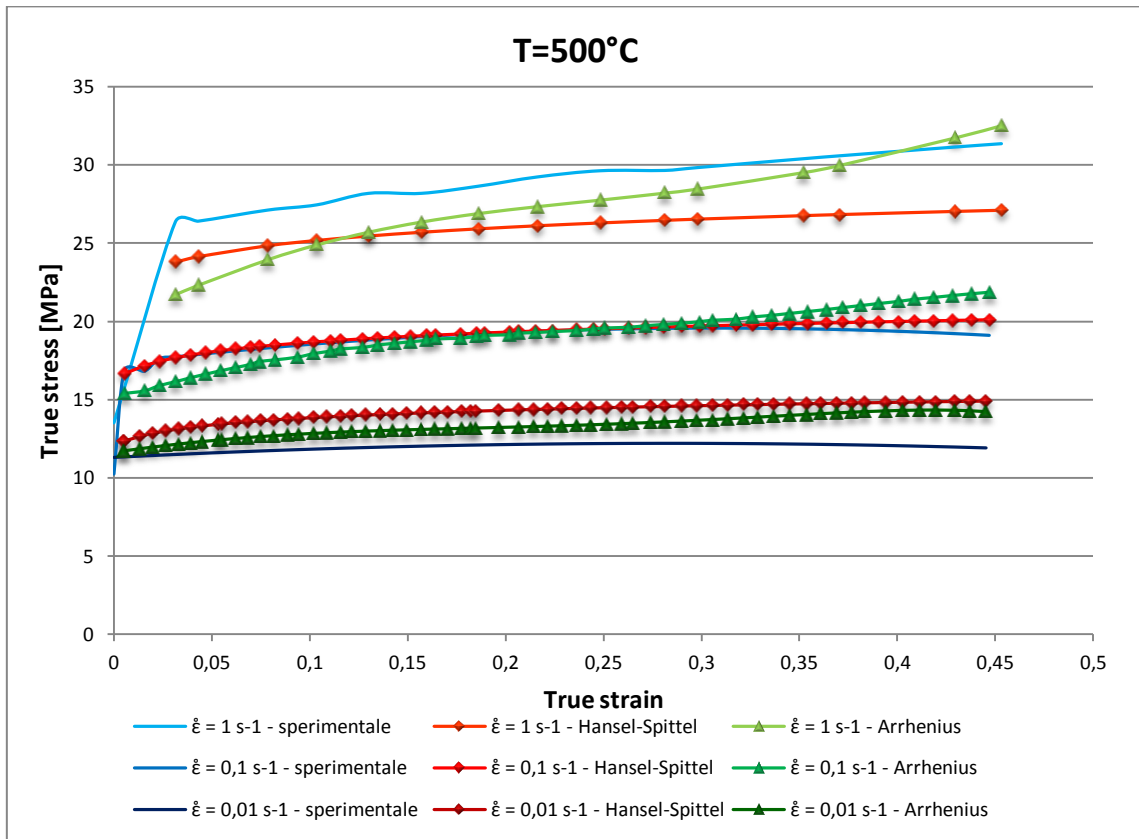


Figura 34 - Confronto tra le curve previste dai due modelli rispetto alla curva sperimentale per prove caratterizzate da T=500°C

IL TRATTAMENTO TERMICO DI BONIFICA

1 - Il trattamento termico di bonifica

Nel capitolo 1 si è visto come le leghe di alluminio si suddividano in due categorie, in relazione alla capacità che possiedono o meno di essere trattabili termicamente. La lega AA6016 è una lega trattabile termicamente; risulta dunque opportuno dedicare un capitolo alle possibilità che tale proprietà della lega offre.

Il trattamento termico si riferisce a tutte quelle operazioni di raffreddamento e di riscaldamento che sono eseguite con l'intento di cambiare proprietà meccaniche, struttura metallurgica o lo stato di stress residuo di un prodotto metallico.

I principali trattamenti termici dell'alluminio e delle leghe di alluminio comprendono:

- ricottura
- distensione
- solubilizzazione
- indurimento per precipitazione

Nell'ambito delle leghe di alluminio solitamente con trattamento termico si indicano le specifiche operazioni impiegate al fine di incrementare la durezza e la resistenza delle leghe suscettibili all'indurimento per precipitazione di fase. Tale particolare trattamento termico chiamato bonifica, consiste in due fasi: una prima fase di solubilizzazione e quindi una fase di invecchiamento (naturale o artificiale).

1.1 - Interazione tra precipitati e dislocazioni

Prima di entrare nel merito del trattamento termico, è opportuno analizzare l'interazione tra i precipitati di seconda fase presenti nella matrice e le dislocazioni che si muovono sotto l'azione di una sollecitazione esterna.

Su scala macroscopica, la deformazione plastica corrisponde al movimento all'interno del reticolo stesso di un gran numero di atomi in risposta ad una sollecitazione applicata. Durante questo processo i legami interatomici vengono interrotti e ripristinati. Nei solidi cristallini, la deformazione plastica interessa solitamente il movimento delle dislocazioni. Come visto nel capitolo 1, ad alta temperatura le dislocazioni sono più mobili e quindi è possibile avere deformazioni plastiche maggiori con sforzi minori.

Un precipitato rappresenta un ostacolo al movimento della dislocazione: quando una dislocazione incontra quindi un ostacolo si richiede un'energia maggiore per la sua deformazione.

Le particelle di seconda fase possono essere coerenti o incoerenti con la matrice, come mostrato in figura 1.

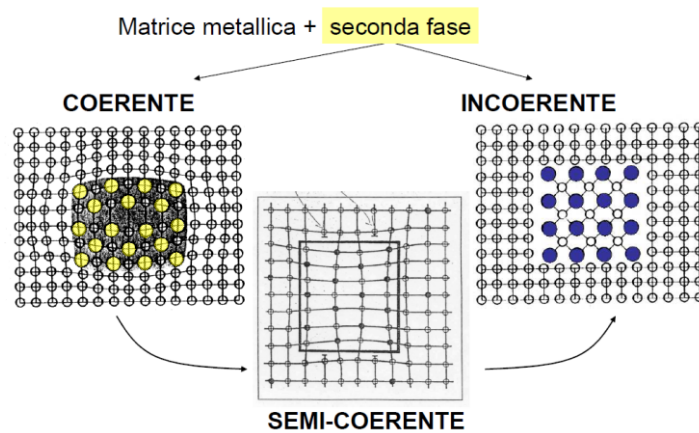


Figura 1 - Matrice e seconda fase [2]

Quando una dislocazione incontra particelle di seconda fase, se queste sono coerenti con la matrice, la dislocazione le oltrepassa:

- tagliandole quando sono piccole e molto vicine tra di loro (figura 2-a)
- flettendosi quando sono più distanziate e di dimensioni maggiori, seguendo quindi il meccanismo di Orowan (figura 2-b)

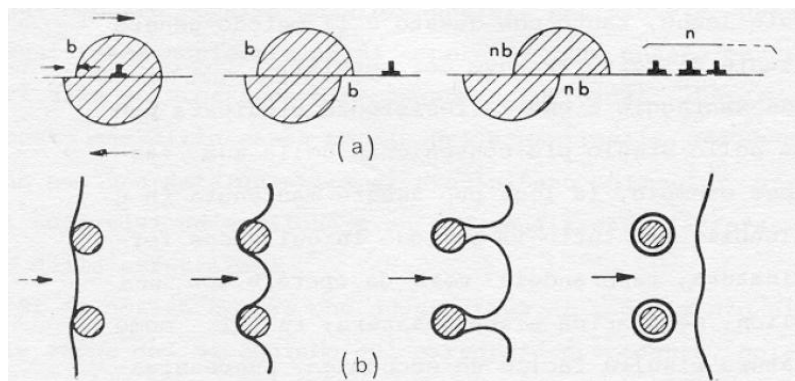


Figura 2 - Interazione precipitati-dislocazioni [2]

Quando le particelle divengono incoerenti con la matrice, vengono oltrepassate soltanto mediante meccanismo di Orowan.

Il grafico seguente illustra i diversi livelli di sforzo che occorrono per deformare il materiale che si presenta nei diversi stati:

- curva S: materiale solubilizzato (precipitati disciolti nella matrice)
- curva C: interazione tra dislocazioni e seconda fase coerente con la matrice. È necessaria una sollecitazione di maggiore entità per forzare il movimento delle dislocazioni attraverso le particelle della seconda fase (taglio delle particelle coerenti)
- curve L: interazione tra dislocazioni e seconda fase incoerente. Si osserva un rapido incrudimento, dovuto alla veloce formazione di dislocazioni della struttura (Frank-Reed) al procedere della deformazione (meccanismo di Orowan)

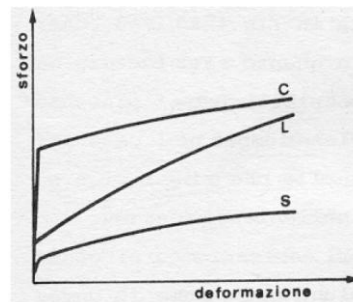


Figura 3 - Curve sforzo-deformazione per i diversi stati del materiale [2]

Si può dunque facilmente concludere che la lega allo stato solubilizzato presenta le migliori condizioni per lo stampaggio.

1.2 - La bonifica

Un essenziale attributo affinché una lega indurisca per precipitazione è che il suo diagramma di fase presenti la curva di solubilità che aumenta con la temperatura (figura 4). Caso tipico è quindi quello delle leghe 6xxx.

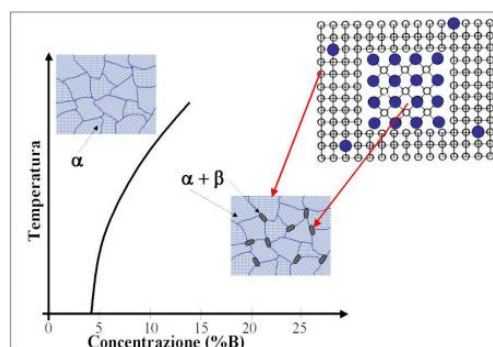


Figura 4 – Rappresentazione delle fasi di un'ipotetica lega [2]

A titolo d'esempio, si analizza il caso della lega alluminio e rame [4]: pur trattandosi di un sistema binario, i principi di funzionamento sono applicabili alle altre heat-treatable alloy.

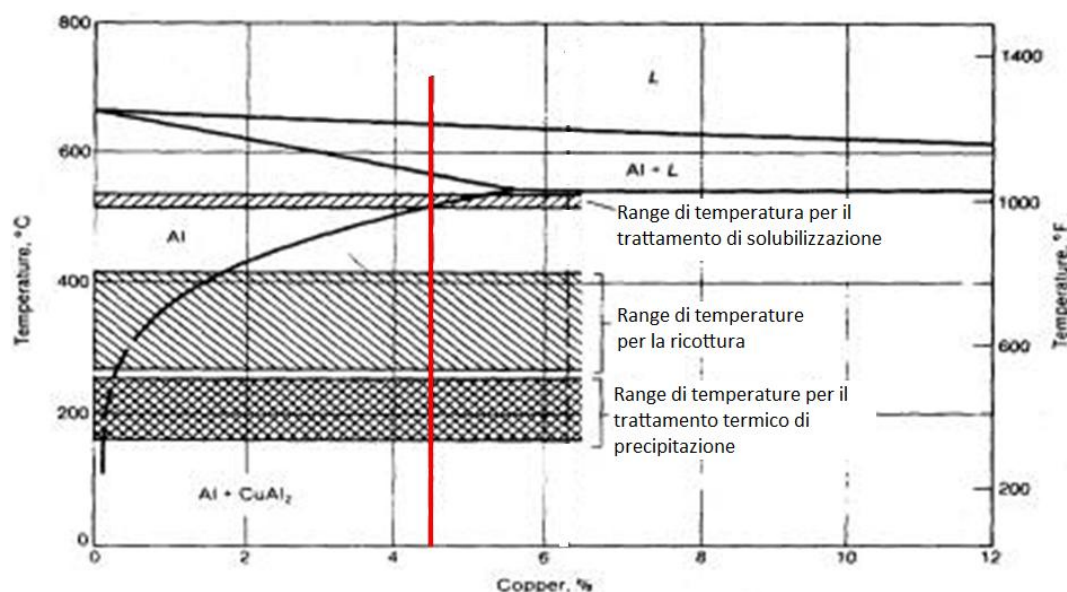


Figura 5 - Diagramma di fase di una lega Al-Cu [4]

Si consideri la lega avente composizione di 4,5% di rame (linea rossa). Il diagramma mostra che non considerando la struttura iniziale, mantenere la lega a 515- 550°C fino al raggiungimento dell'equilibrio porta il rame a disciogliersi completamente nella soluzione solida, questo poiché la concentrazione all'equilibrio sarebbe più grande di quella effettivamente contenuta dalla lega. Così la lega, che inizialmente conteneva due fasi (Al e CuAl_2), è ora convertita in un'unica fase (Al). Inoltre la soluzione solida che si ottiene mantenendo per un tempo sufficientemente lungo ad una temperatura elevata, non è una soluzione satura in quanto la sua concentrazione è minore di quella all'equilibrio. Di conseguenza, se la temperatura viene ridotta al di sotto di 515°C, la soluzione solida diviene supersatura, perciò la quantità di soluto superiore a quella d'equilibrio alle temperature più basse tende a precipitare. La forza che spinge la formazione di precipitato aumenta con il grado di supersaturazione, e di conseguenza con il decrescere della temperatura; la velocità con la quale i precipitati si formano dipende inoltre dalla mobilità degli atomi, che diminuisce al calare della temperatura.

Il trattamento termico di bonifica consiste in due stadi noti come solubilizzazione ed invecchiamento. Per delineare la cinetica di tale trattamento ci si appoggia alle ricerche del Prof. Bonollo [2].

Nella prima fase la lega viene riscaldata ad una temperatura al di sopra della curva di solubilità allo scopo di ottenere una soluzione omogenea. La seconda fase, presente in minor quantità,

dissolve nella più abbondante fase. La lega viene quindi mantenuta a tale temperatura fino a quando si ottiene una soluzione solida monofasica. Tale fase è definita solubilizzazione.

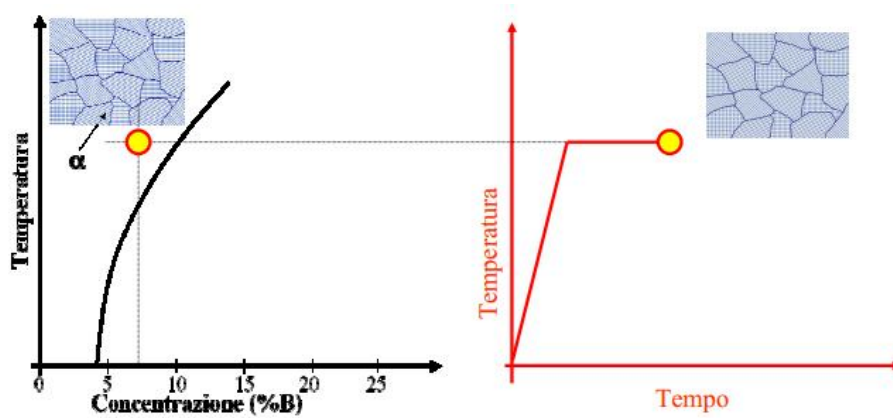


Figura 6 - Trattamento termico di solubilizzazione [2]

La soluzione che si ottiene è sovrassatura: gli elementi di lega tenderebbero perciò a precipitare nella matrice come composti di altra fase. Per poter congelare tale condizione a temperatura ambiente si ricorre ad un rapido raffreddamento, ovvero ad una tempra.

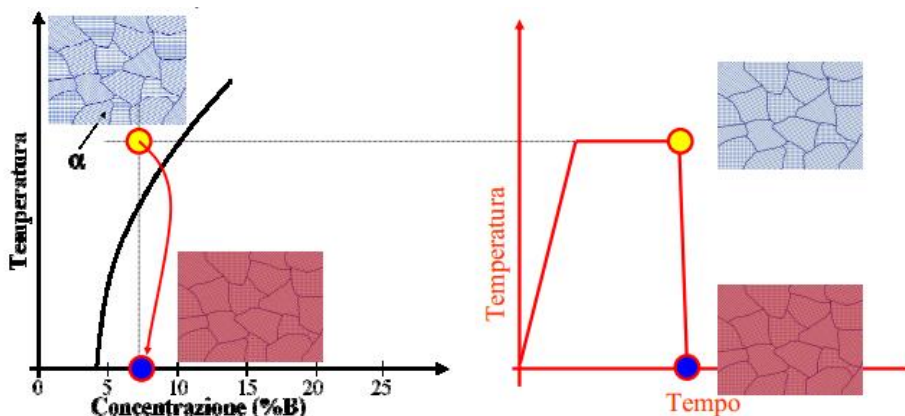


Figura 7 - Tempra di solubilizzazione [2]

Il brusco raffreddamento a temperatura ambiente impedisce dunque il verificarsi di fenomeni diffusivi e quindi la formazione della seconda fase β : la struttura solubilizzata (che è stabile) si trasforma in una soluzione solida sovrassatura (che non è stabile).

La permanenza a temperatura ambiente per un certo tempo (invecchiamento naturale) o ad una temperatura maggiore di quella ambiente ma comunque inferiore a quella di solubilizzazione (invecchiamento artificiale) permette di attivare fenomeni di nucleazione ed accrescimento diffusivo delle particelle della nuova fase in cerca di un assetto più stabile (precipitazione). Tale fase di invecchiamento comporta il rafforzamento della lega.

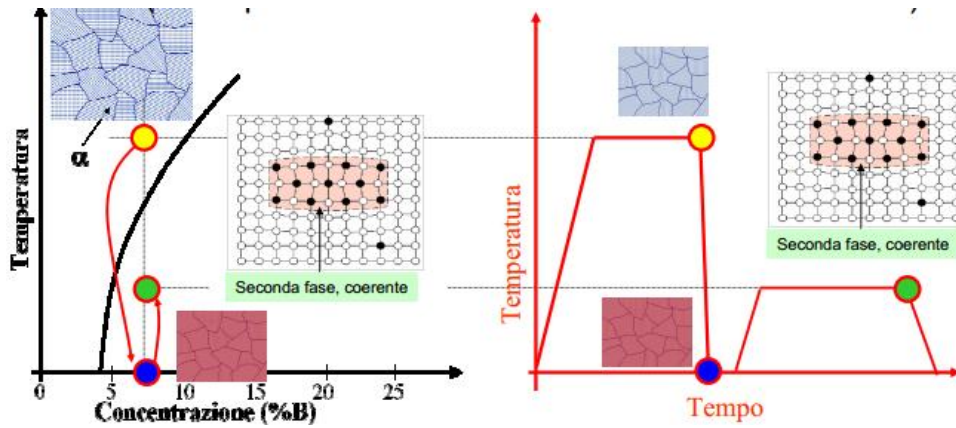


Figura 8 - Indurimento per precipitazione [2]

Il diagramma proposto in figura 9 fornisce una rappresentazione schematica dell'andamento dello sforzo necessario alle dislocazioni per muoversi una volta incontrata una particella di precipitato, in relazione alla durata del trattamento termico di invecchiamento.

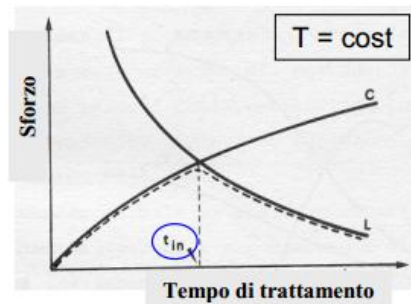


Figura 9 - Dipendenza dello sforzo dal tempo di invecchiamento [2]

La precipitazione infatti è un processo basato sulla diffusione: al crescere del tempo aumentano le dimensioni delle particelle della seconda fase e la distanza tra queste. Sulla base di questo, sull'asse delle ascisse del diagramma di figura 9 risulta equivalente indicare il tempo di permanenza alla temperatura di invecchiamento, il raggio medio delle particelle o la loro distanza reciproca. Analogamente, sulle ordinate si può indicare la durezza, la tensione di snervamento o quella di rottura.

Dunque, con riferimento al grafico di figura 9, poiché per una data temperatura di invecchiamento prolungando la durata t della fase di invecchiamento aumentano le dimensioni delle particelle coerenti e quindi la loro distanza media accade che aumenta lo sforzo necessario alle dislocazioni per superarle tagliandole (curva C). Viceversa, lo sforzo occorrente al meccanismo di Orowan (curva L) diminuisce al crescere della distanza tra le particelle. In realtà, l'incremento dello sforzo segue la linea tratteggiata poiché tra i due processi possibili si segue quello che richiede il minor sforzo.

Esiste un valore massimo del rafforzamento, ottenuto per un certo tempo $t = t_{in}$ di permanenza alla temperatura data. Al variare della temperatura, questo massimo si sposta. Esiste una temperatura per la quale si ha il massimo incremento (Temperatura di invecchiamento). Tale valore deve venir determinato con cura: se risulta troppo basso, infatti, non consente la completa precipitazione delle particelle; se invece è troppo alto, il precipitato diviene grossolano. In entrambi i casi non si raggiunge il massimo rafforzamento.

Se il precipitato diventa incoerente a causa di un eccessivo tempo di permanenza, il risultato diventa assai minore (superinvecchiamento): la precipitazione è infatti un fenomeno basato sulla diffusione, al crescere del tempo aumentano le dimensioni delle particelle.

L'invecchiamento ottimale si realizza cercando la combinazione di temperatura e tempo di invecchiamento (nel caso ovviamente di invecchiamento artificiale) a cui corrisponde il massimo rafforzamento, ottenibile con la maggior dimensione possibile delle particelle coerenti (o semicoerenti) con la matrice; infatti a questa dimensione si ha la più elevata resistenza meccanica al meccanismo di taglio, uguale a quello di Orowan, delle particelle.

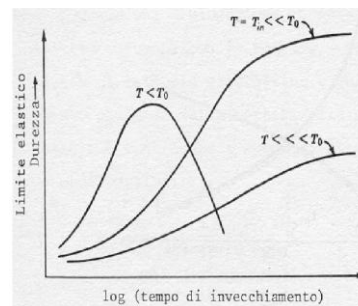


Figura 10 - Effetto della temperatura nel rafforzamento per precipitazione di fase coerente (invecchiamento artificiale) [2]

Anche la morfologia influenza il rafforzamento: ad esempio le particelle a forma di bastoncino rafforzano due volte di più di quelle sferiche. In tali leghe il massimo effetto indurente viene raggiunto a temperatura ambiente, dunque nel caso di invecchiamento naturale.

2 - SHT - Solution Heat Treatment

Nell'introduzione generale del lavoro di tesi, si sono analizzate le ragioni che spingono le case automobilistiche ad investire nell'alluminio per la produzione di un numero sempre maggiore di componenti. Si è anche osservato come la lega d'alluminio, presentando il fondamentale vantaggio della leggerezza, esibisca tuttavia una bassa formabilità alla temperatura ambiente. Per tali ragioni si è introdotta la temperatura come parametro di processo: aumentando la

temperatura di stampaggio diminuisce infatti la resistenza della lega, aumenta la formabilità e diminuisce il ritorno elastico.

Tale comportamento del materiale è stato ampiamente dimostrato e discusso nel capitolo 3, capitolo riguardante le prove di trazione a caldo a cui è stata sottoposta la lega AA6016.

Sempre nel capitolo 3 si determinate le microdurezze del materiale, le quali mostrano una riduzione della durezza sul provino all'aumentare della temperatura. Questo fatto assume connotazioni negative se si sposta l'attenzione dalla fattibilità del processo alle caratteristiche meccaniche del componente finito.

Si propone quindi una tecnologia tesa ad eliminare tale problematica: si introduce un trattamento termico dopo lo stampaggio teso a restaurare la microstruttura ed a migliorare la resistenza del componente.

Il processo dunque viene schematizzato nella figura seguente.

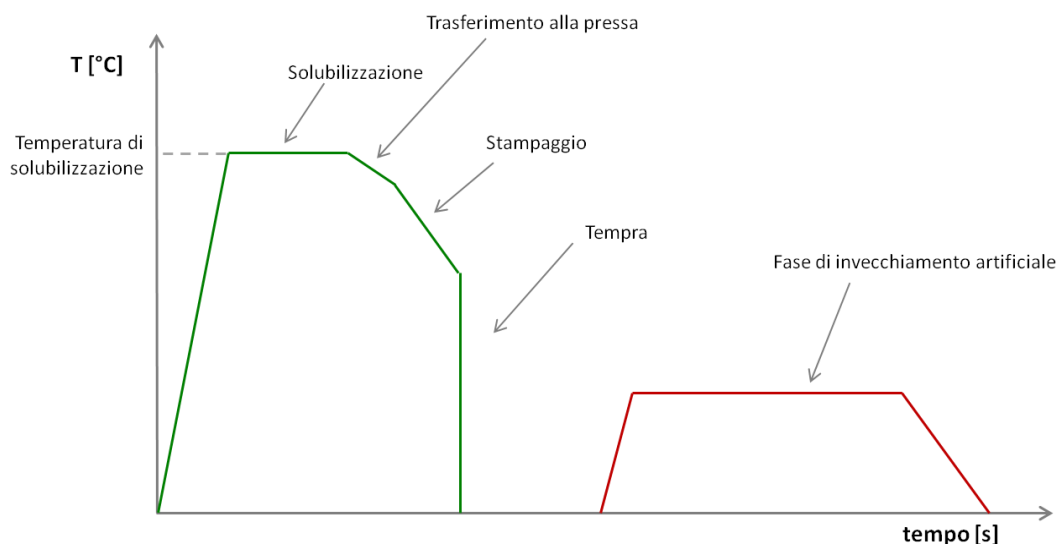


Figura 11 - Schema che rappresenta i trattamenti termici a cui viene sottoposta la lamiera di alluminio

Secondo tale procedura il materiale viene dapprima scaldato alla temperatura di solubilizzazione, tipica per quel materiale, e mantenuto per un tempo sufficiente a permettere a tutti i precipitati di dissolversi all'interno della matrice di alluminio. Successivamente il materiale viene movimentato fino alla pressa, subendo un inevitabile abbassamento di temperatura e quindi viene stampato tra stampi freddi. Operazione successiva è la tempra, che consiste semplicemente nel mantenere il pezzo tra gli stampi freddi in modo da ridurre la temperatura. Tale raffreddamento deve essere quindi estremamente rapido in modo da congelare la microstruttura in condizioni di soluzione solida sovrassatura (bisogna impedire la precipitazione di seconda fase) ed evitare la distorsione termica durante la tempra delle parti formate.

Infine, segue una fase di invecchiamento al fine di migliorare ed ottenere la piena resistenza del componente.

Nel capitolo 2 riguardante lo stato dell'arte tale processo è stato ampiamente discusso in termini di possibili valori di durezza raggiungibili appoggiandosi alle ricerche condotte da Xiaobo Fan, Zhubin He, Shijian Yuan, Kailum Zheng.

3 - Prove di trazione

Nel paragrafo precedente si è analizzato il trattamento termico di solubilizzazione ed invecchiamento, ora si intende qualificare tale trattamento per lega AA6016.

La strumentazione e l'apparecchiatura disponibili, però, non hanno permesso di effettuare le prove nel modo ottimale, ovvero portando il materiale alla temperatura di solubilizzazione e successivamente deformato a temperatura leggermente più bassa a causa della movimentazione (figura 11). I provini infatti, come spiegato nel capitolo 3, vengono portati in temperatura per mezzo di un induttore il quale non è in grado di scaldare il materiale alla temperatura richiesta a causa del fenomeno fisico caratterizzante lo scambio termico per induzione che mal si accompagna alle leghe di alluminio.

Innanzitutto si sono confrontate le curve di flusso derivanti da una prova di trazione condotta a temperatura ambiente (a freddo) per un provino tal quale, quindi AA6016-T4 ed un provino preventivamente sottoposto ad un trattamento termico di solubilizzazione come mostrato in figura 12.

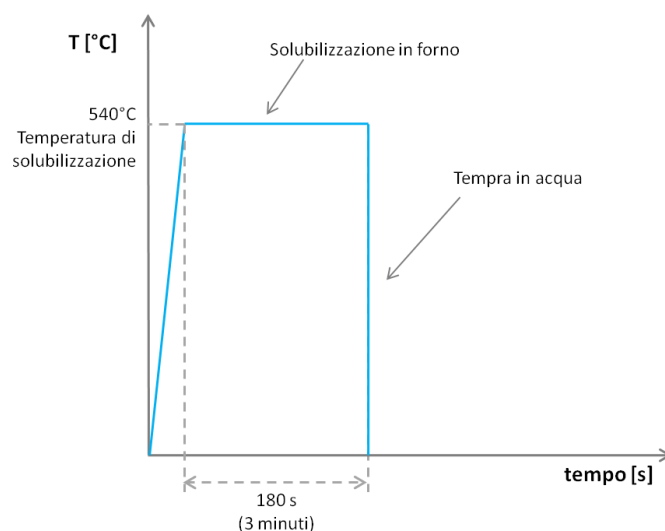


Figura 12 - Trattamento termico a cui è stato sottoposto il provino prima della prova di trazione a freddo (tempra di solubilizzazione)

Il provino di lega AA6016 viene cioè posto in un forno in cui regna una temperatura di 540°C, temperatura di solubilizzazione per la lega derivante da un'analisi della letteratura disponibile. Viene dunque mantenuto in forno per 3 minuti, permettendo così la completa solubilizzazione. Estratto dal forno, quindi, viene temprato mediante immersione in acqua. Successivamente viene posto nella macchina di trazione e il test viene eseguito.

Il grafico seguente mostra le due curve di flusso. Va sottolineato che le curve proposte non sono state elaborate mediante il software Aramis GOM come visto per le prove del capitolo 3, bensì si sono elaborati direttamente i dati provenienti dal software di controllo della macchina di trazione MTS_322.

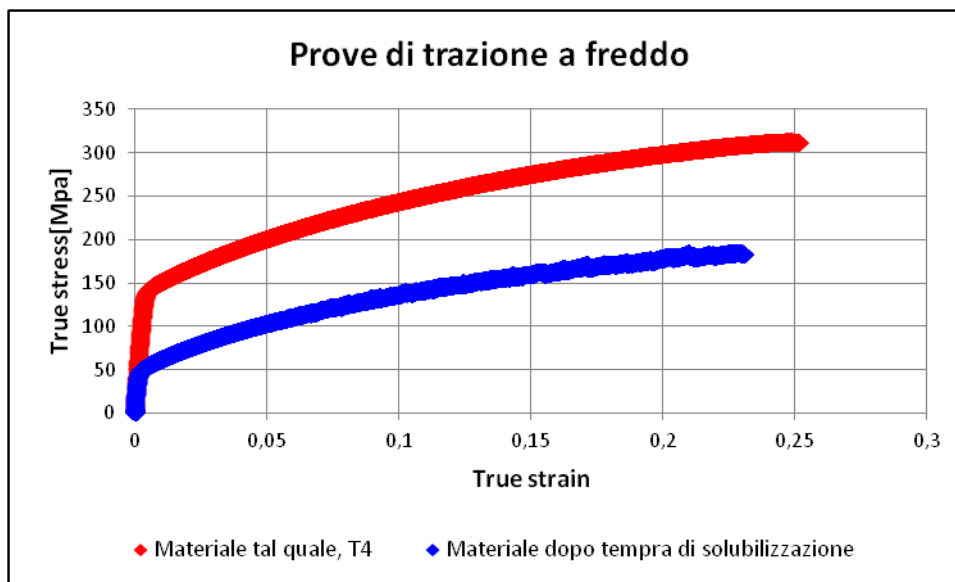


Figura 13 - Confronto tra le curve di flusso del materiale tal quale e dopo tempra di solubilizzazione

Si osserva come la curva di flusso del materiale tal quale presenta tensioni di flusso nettamente superiori a quelle del materiale dopo trattamento termico di solubilizzazione.



Figura 14 - Campioni post test di trazione (a) materiale tal quale (b) materiale trattato termicamente

Come anticipato, l'attrezzatura disponibile non ha permesso di effettuare le prove di trazione come richiesto dalla procedura in figura 11, in quanto l'induttore non è in grado di portare il campione a 540°C e mantenerlo a tale temperatura per un tempo sufficiente alla completa solubilizzazione.

Unica alternativa resa disponibile dalla strumentazione è stata quella raffigurata nell'immagine seguente.

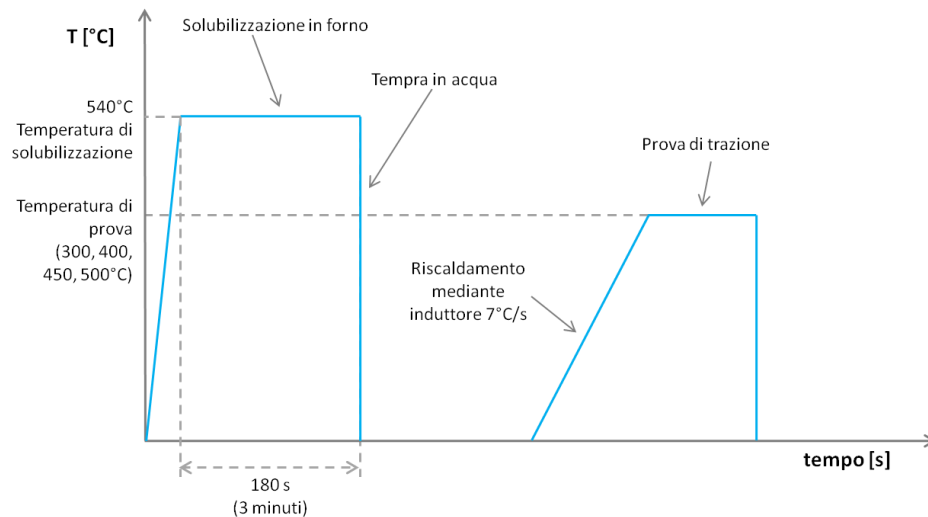


Figura 15 - Modalità di svolgimento delle prove di trazione a caldo

La procedura consiste dunque in una prima fase di solubilizzazione in forno secondo quanto prima definito, seguita da tempra in acqua. Successivamente, trascorso un lasso di tempo necessario all'attrezzaggio della macchina per la prova di trazione, il campione allo stato solubilizzato viene posto in macchina ed viene eseguito il test di trazione a caldo. Il campione è stato cioè portato alle diverse temperature di prova e trazonato alle diverse velocità di deformazione, secondo quanto già visionato nel capitolo 3.

Si tralascia la descrizione puntuale dei risultati in quanto di scarso interesse. Si ha infatti che confrontando le curve di flusso del materiale tal quale (capitolo 3) e quelle del materiale sottoposto al trattamento termico di tempra di solubilizzazione (figura 14) non si nota una differenza rilevante.

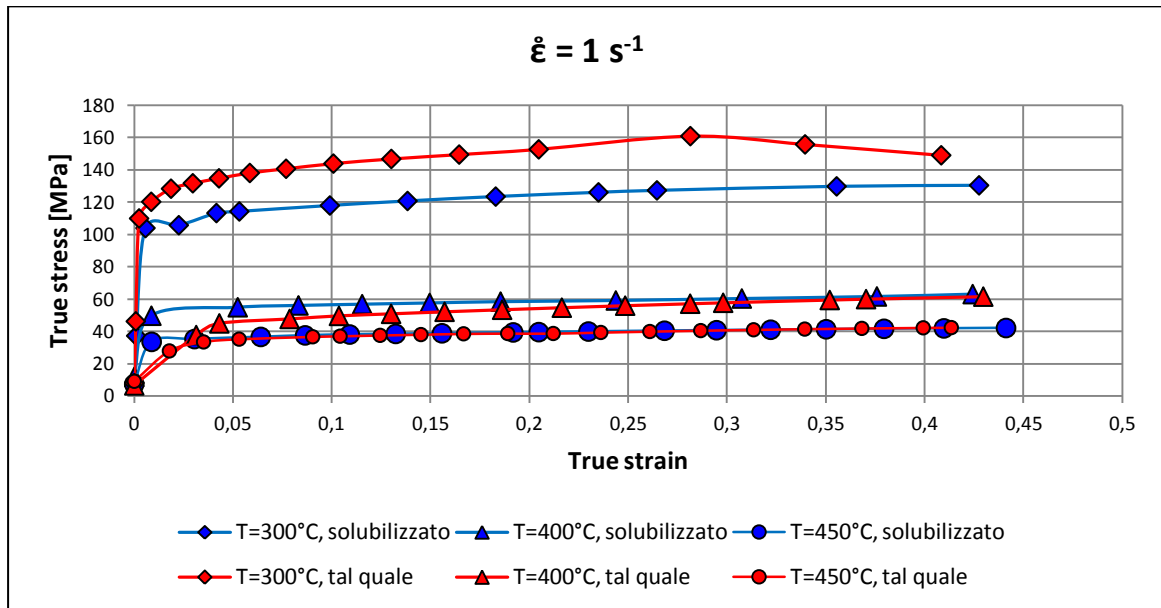


Figura 16 – Confronto tra le curve di flusso di provini di materiale tal quale e sottoposto a tempra di solubilizzazione

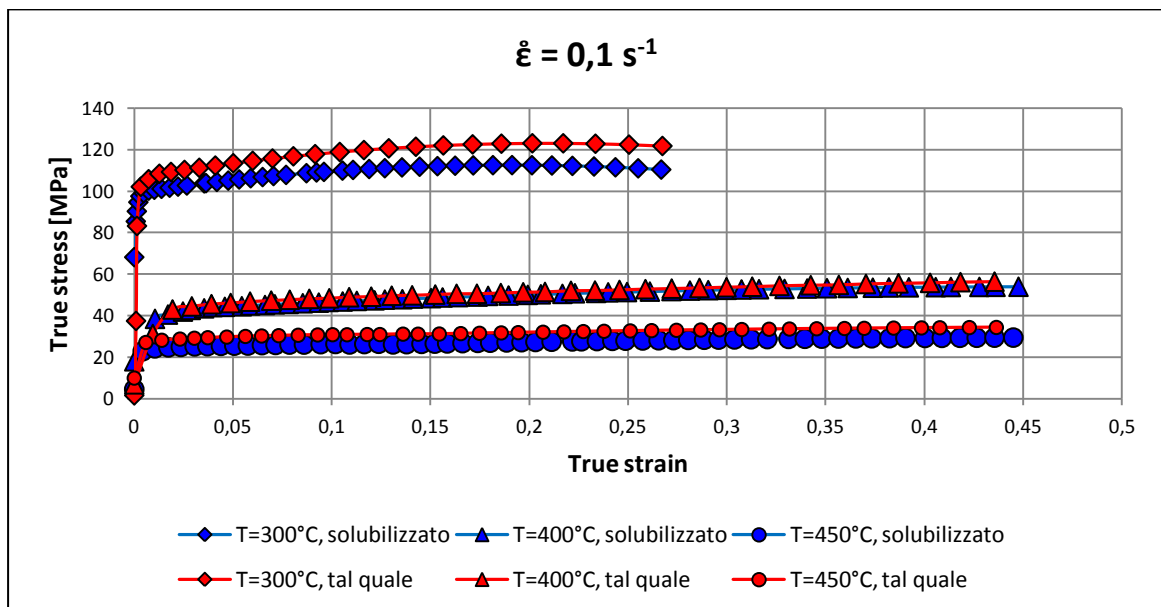


Figura 17 - Confronto tra le curve di flusso di provini di materiale tal quale e sottoposto a tempra di solubilizzazione

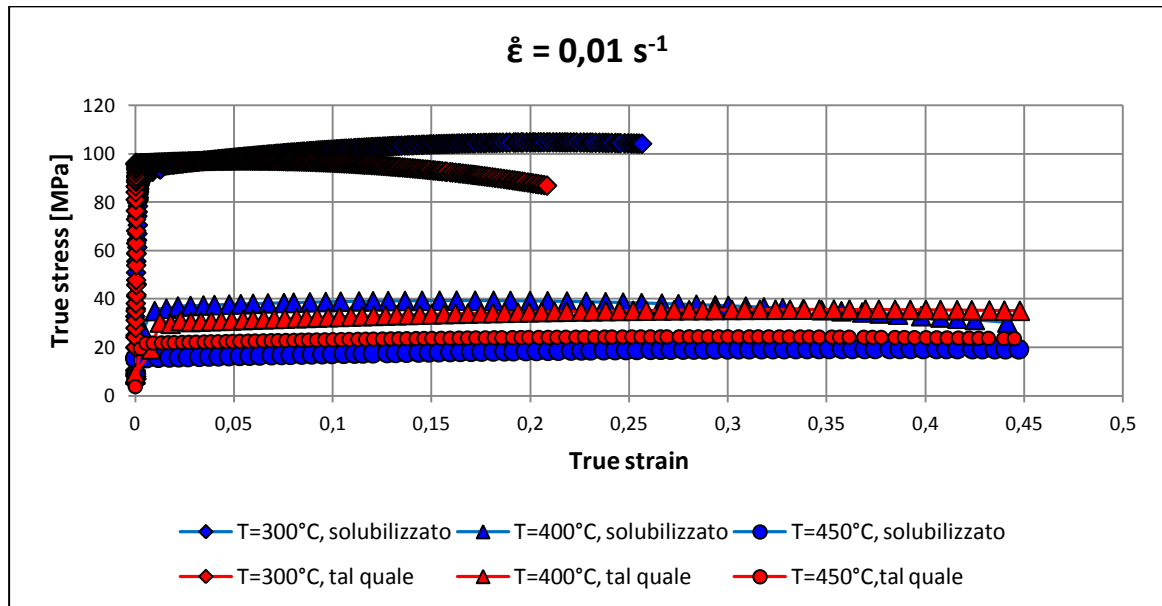


Figura 18 - Confronto tra le curve di flusso di provini di materiale tal quale e sottoposto a tempra di solubilizzazione

Si osserva quindi come tra le curve rosse e blu non si rilevi una sostanziale differenza. Questo significa che le ottime caratteristiche di duttilità del materiale sottoposto a tempra di solubilizzazione riscontrate nelle prove di trazione a temperatura ambiente (figura 13), vengono perse dal materiale una volta che questo viene nuovamente portato ad elevata temperatura. Questo poiché l'elevata temperatura a cui le prove vengono condotte fa sì che la seconda fase vada a precipitare portandosi in una condizione di stabilità.

Si può dunque affermare che stampare il materiale allo stato solubilizzato a freddo comporta notevoli vantaggi, ovvero buona duttilità, bassi valori della tensione di flusso nonché la possibilità di un invecchiamento naturale o artificiale successivo teso a migliorarne le caratteristiche resistenziali in esercizio.

Ad ogni modo, ovviamente, lo stampaggio a caldo permette di raggiungere deformazioni maggiori e valori della tensione di flusso minori, rispetto allo stampaggio a freddo su materiale solubilizzato. D'interesse è dunque lo studio del comportamento del materiale secondo quanto mostrato in figura 11.

IL CASO INDUSTRIALE: SUSTA Srl

1 - L'azienda: Susta

La Susta Srl ha sede legale e stabilimento a Castellalto, nella zona industriale di Villa Zaccheo, Teramo. Si tratta di un'azienda all'avanguardia nella produzione di una vasta gamma di stampi studiati appositamente per realizzare le richieste del cliente. Vengono dunque prodotti stampi per imbutitura, rifilatura, tranciatura, piegatura e per operazioni multiple.

Scopo della visita in Susta è lo stampaggio del componente in lamiera di alluminio, proposto nell'immagine seguente. Si tratta di un fondo sotto motore dell'alfa 4C.



Figura 1 - Alfa 4C

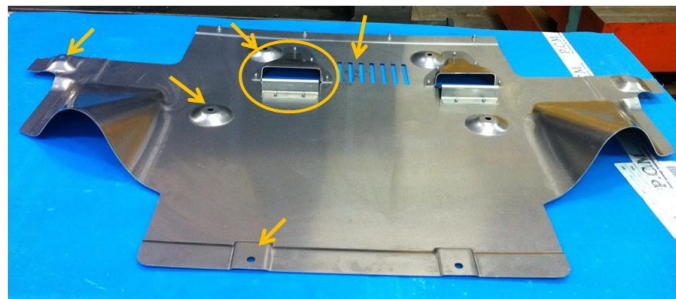


Figura 2 – Componente finito

La figura rappresenta il componente finito, ovvero il componente sul quale, dopo la prima operazione di stampaggio, sono state effettuate ulteriori operazioni. Tali operazioni sono

indicate dalle frecce gialle e competono ad operazioni di foratura, tranciatura e al porre ulteriori componenti formati separatamente.

L'attività di ricerca effettuata in Susta ha coinvolto il solo studio delle ottimali condizioni di stampaggio per la lamiera, non le operazioni secondarie successive.

Nell'ambito di tale attività si sono effettuate prove su tre diverse lamiere di alluminio:

- lega AA6016
- lega 5083 commerciale
- lega 5083 superplastica

Nel seguito verranno dunque presentati i risultati ottenuti per la lega d'interesse e proposti i risultati delle leghe di serie 5xxx allo scopo di effettuare un confronto.

1.1 - L'apparato industriale

Il grezzo di partenza è costituito da lamiere delle diverse leghe di spessore 1,5 mm. Tali lamiere vengono innanzitutto poste in una tranciatrice automatica allo scopo di fornire alla lamiera la sagoma idonea alla successiva operazione di stampaggio.



Figura 3 - Sagoma della lamiera da stampare

L'operazione di stampaggio viene eseguita a caldo, in quanto i limiti di formabilità del materiale non permettono la realizzazione della forma desiderata a freddo.

La lamiera viene dunque posta in forno settato alla temperatura prescelta e mantenuta per un periodo idoneo ad uniformare la temperatura. La lamiera viene quindi estratta e posta tra gli stampi freddi della pressa.

Normalmente tale sequenza di operazioni viene effettuata automaticamente mediante l'ausilio di un robot; nel corso dell'attività di ricerca, invece, la movimentazione del pezzo è stata eseguita manualmente. Questo a causa delle diverse procedure di stampaggio eseguite nelle varie prove effettuate, che richiederebbero un continuo settaggio della macchina. Tale

operazione ha richiesto in media agli operatori un tempo di 15-20 secondi, periodo di tempo che comprende l'afferraggio della lamiera, la movimentazione sullo stampo ed il corretto posizionamento su quest'ultimo.



Figura 4 - Istanti successivi dell'operazione di movimentazione manuale della lamiera dal forno alla pressa

Il forno presente in Susta è lungo 20 metri, in modo da garantire un tempo ciclo ridotto, potendo contenere al suo interno contemporaneamente più lamiere e quindi scaldarne più di una allo stesso tempo. I pezzi vengono posti in forno da un'estremità e attraversano in un tempo definito tutta la lunghezza del forno per mezzo di un sistema di guide. Durante tale movimentazione vengono scaldati e si presentano, quindi, all'uscita del forno (estremità opposta) alla temperatura di stampaggio desiderata.



Figura 5 - Forno



Figura 6 - Sequenza del posizionamento di forno e pressa

Preme osservare un fatto: una volta che il pezzo esce dal forno questo entra in contatto con l'aria ambiente e dunque subisce un raffreddamento; si è anticipato come agli operatori occorrono circa 15 secondi per porre la lamiera sullo stampo. Inoltre, viene posizionata su stampo freddo il che abbassa ulteriormente la temperatura a cui la lamiera viene effettivamente stampata (figura 8); su tale stampo freddo la lamiera trascorre circa 4 secondi prima dello stampaggio, periodo necessario allo stampo superiore per scendere ed entrare in battuta con lo stampo inferiore una volta dato lo start alla macchina.

Di tale abbassamento di temperatura, da attribuire dunque al mantenimento del pezzo all'aria, è fondamentale tener conto nello stabilire la temperatura di settaggio del forno al fine di garantire le condizioni, in termini di temperatura, di stampaggio ottimali.

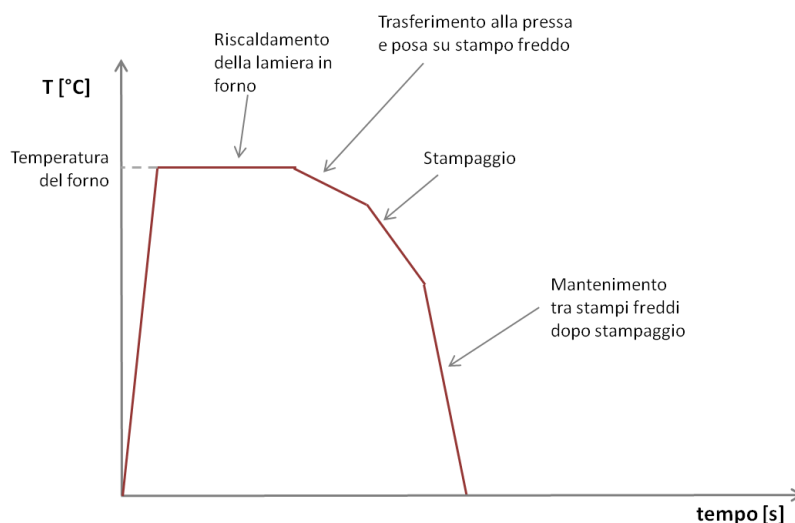


Figura 7 - Ciclo termico e meccanico a cui è sottoposta la lamiera

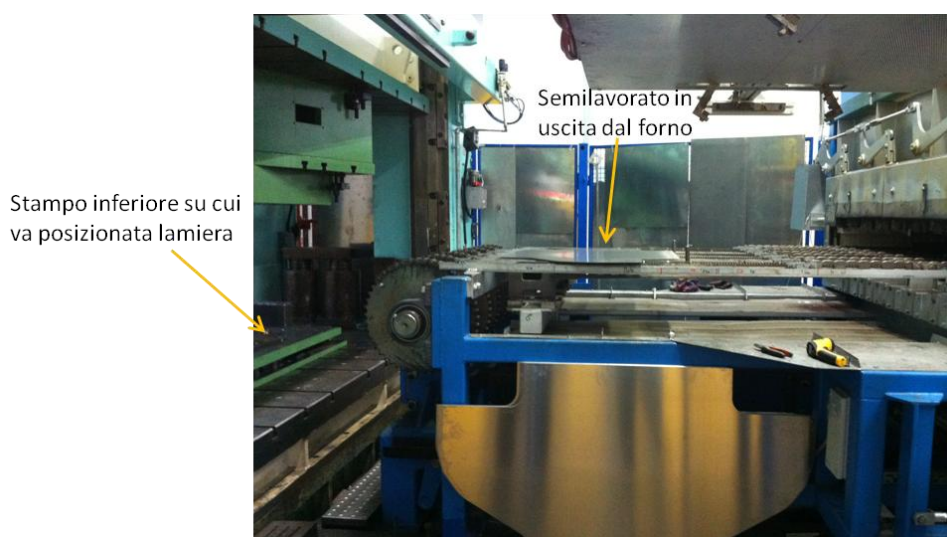


Figura 8 - Particolare della lamiera in uscita dal forno

All'uscita del forno dunque si ha la pressa. Si tratta di una pressa di 400 tonnellate.



Figura 9 - Lamiera estratta dal forno e posta sullo stampo inferiore della pressa



Figura 10 - Pressa



(a)

(b)

Figura 11 - Stampi (a) inferiore e (b) superiore

La lamiera quindi viene stampata tra i due stampi (figura 11). La lamiera viene mantenuta tra gli stampi chiusi per un tempo di circa 20 secondi, tempo adibito allo stampaggio e al raffreddamento del pezzo. Si ricorda che è opportuno mantenere tra gli stampi la lamiera stampata per raffreddarla, al fine di evitare la distorsione termica nel componente formato.

1.2 - Condizioni di stampaggio analizzate

Durante lo svolgimento delle attività in Susta si è riscontrato un problema circa la possibilità di conoscere l'effettiva temperatura di stampaggio che risulta quindi ignota a causa della mancanza di una strumentazione adeguata. Di conseguenza, è nota esclusivamente la temperatura con cui la lamiera esce dal forno, temperatura che coincide con quella di settaggio del forno.

Materiale	Temperatura forno
AA6016	460°C
	510°C
	550°C
AA5083-com	435°C
	460°C
	485°C
	510°C
	560°C
AA5083-SPF	460°C
	510°C
	560°C

Tabella 1 - Temperatura di mantenimento in forno per le diverse leghe per le diverse prove svolte

Il periodo di mantenimento in forno per tutte le lamiere alla temperatura indicata in tabella è di 5 minuti, con eccezione della lega AA6016 portata in condizioni di solubilizzazione alla temperatura di 550°C e mantenuta a tale temperatura per 30 minuti, come suggerito dalla letteratura.

2 - Risultati

Questo paragrafo propone una prima panoramica dei risultati ottenuti dalle diverse prove di stampaggio effettuate, per poi entrare nello specifico della lega AA6016 valutando la microstruttura, le microdurezza e la rugosità superficiale.

Nel seguito le diverse lamiere verranno indicate mediante la temperatura di mantenimento in forno.

Si presentano innanzitutto le immagini relative ai risultati delle diverse prove.

AA6016 - $T_f=460^\circ\text{C}$



Figura 12 - AA6016- $T_f=460^\circ\text{C}$

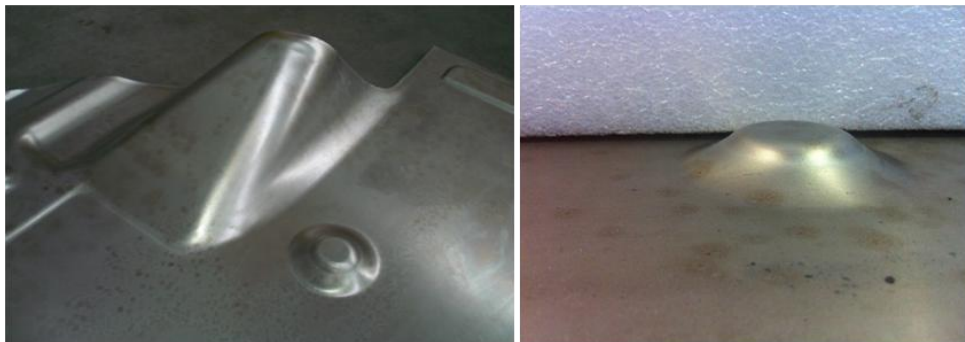


Figura 13 - AA6016- $T_f=460^\circ\text{C}$ - Particolari



Figura 14 - AA6016- $T_f=460^\circ\text{C}$

AA6016 - $T_f=510^{\circ}\text{C}$



Figura 15 - AA6016- $T_f=510^{\circ}\text{C}$



Figura 16 - AA6016- $T_f=510^{\circ}\text{C}$ - Particolari



Figura 17 - AA6016- $T_f=510^{\circ}\text{C}$

AA6016 - $T_f=550^{\circ}\text{C}$ (trattamento termico di solubilizzazione)

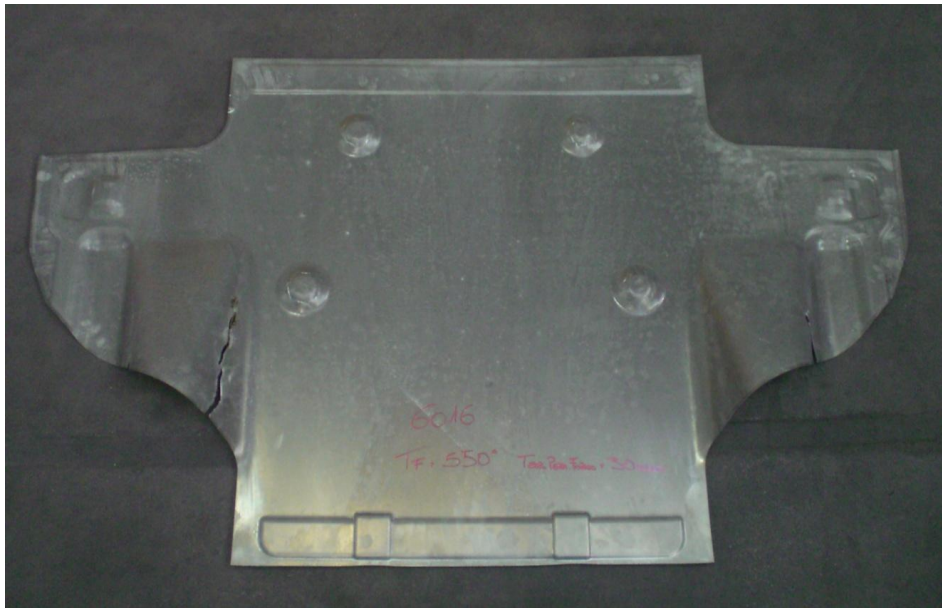


Figura 18 - AA6016-Tf=550°C

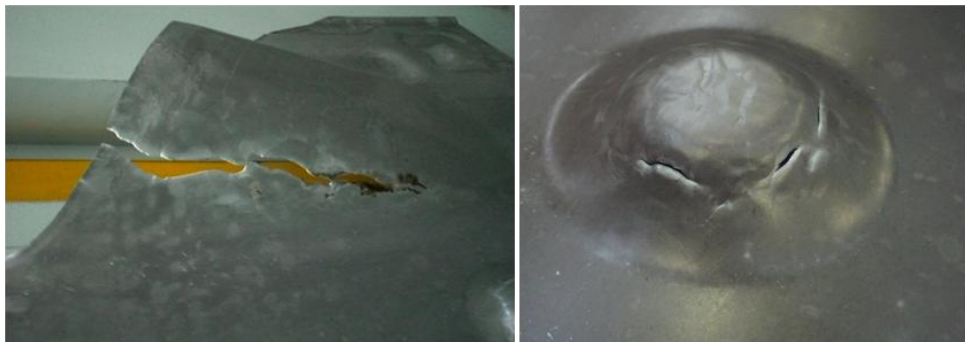


Figura 19 - AA6016-Tf=550°C - Particolari



Figura 20 - AA6016-Tf=550°C

Con riferimento alle figure proposte si possono trarre le seguenti considerazioni circa i risultati ottenuti:

- AA6016 - $T_f=460^{\circ}\text{C}$: la prova di stampaggio è stata condotta ottimamente. Il prodotto stampato è il migliore, anche in confronto ai risultati ottenuti con le leghe 5xxx (di cui si tralascia descrizione puntuale)
- AA6016 - $T_f=510^{\circ}\text{C}$: la prova è riuscita, non ci sono rotture ma grinze in una delle prese d'aria, di natura però probabilmente casuale
- AA6016 - $T_f=550^{\circ}\text{C}$: rottura. A tale condizione di stampaggio è dedicato il paragrafo successivo.

Confrontando i risultati delle prove di stampaggio per la lega AA6016 rispetto a quelli delle prove condotte per le leghe AA5083 commerciali e superplastiche, si è potuto osservare che i componenti formati in AA6016 risultano essere migliori. La tabella seguente riepiloga brevemente i risultati ottenuti per la serie 5xxx, dimostrando così la superiorità in termini di formabilità a caldo della lega AA6016.

Materiale	Temperatura forno	Risultati
AA5083-com	435°C	Stampaggio riuscito. Grinze evidenti alla base delle prese d'aria.
	460°C	Stampaggio riuscito. Grinze evidenti alla base delle prese d'aria.
	485°C	Stampaggio riuscito. Leggere grinze alla base delle prese d'aria.
	510°C	Rottura di una bugna.
	560°C	Stampaggio riuscito. Elevato assottigliamento sulla sommità delle bugna: segnale di rottura incipiente.
AA5083-SPF	460°C	Stampaggio riuscito. Grinze sulle prese d'aria. Effetto buccia d'arancia sulla superficie.
	510°C	Rottura di una bugna. Effetto buccia d'arancia sulla superficie.
	560°C	Rottura di una bugna. Effetto buccia d'arancia sulla superficie.

Tabella 2 - Risultati prove di stampaggio condotte sulle lamiere di serie 5xxx

Lamiera sottoposta a trattamento termico di solubilizzazione

Le immagini precedenti (figura 18, 19 e 20) mostrano chiaramente come la prova condotta sulla lamiera AA6016 trattata termicamente abbia avuto esito negativo. Per chiarire le motivazioni di tale insuccesso occorre precisare le modalità di esecuzione dello stampaggio.

Obiettivo della prova era effettuare un trattamento termico di solubilizzazione sulla lamiera per poi stamparla alla temperatura di 450°C, secondo quanto trattato nel capitolo 5.

La lamiera è stata quindi posta in forno a 550°C e qui mantenuta per 30 minuti garantendo completa solubilizzazione. La lamiera è stata quindi estratta e posta nella pressa.

Non avendo la strumentazione adeguata per conoscere la temperatura istantanea della lamiera una volta posizionata sullo stampo, si è proceduto “a sentimento” attendendo un certo tempo, ipotizzando corrispondesse al tempo necessario alla lamiera per raffreddarsi di 100°C.

Quanto detto è schematizzato nel diagramma seguente.

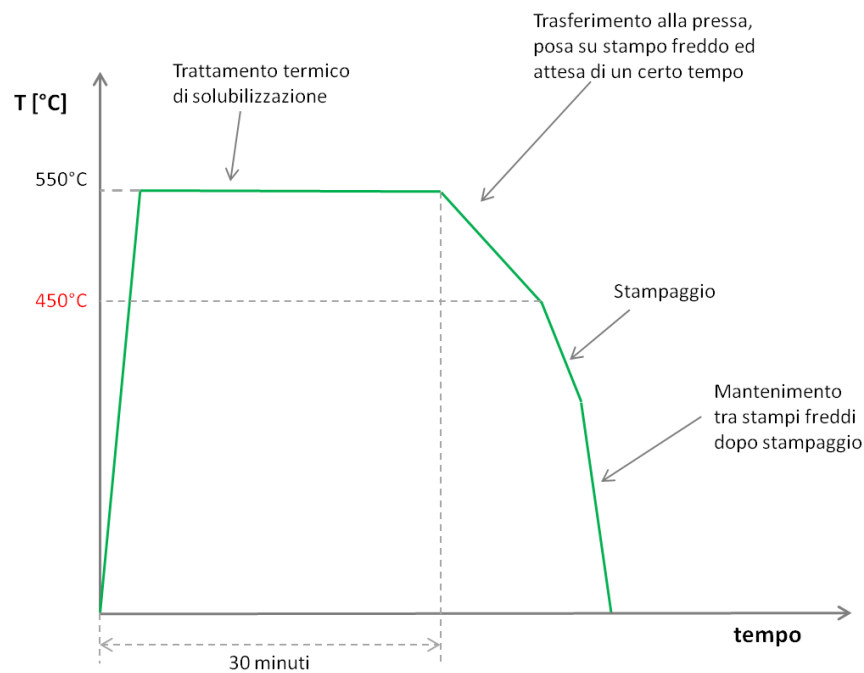


Figura 21 - Procedimento teorico della prova di stampaggio

Nella realtà dell'esecuzione della prova però la temperatura raggiunta dalla lamiera è stata sicuramente molto inferiore ai 450°C obiettivo, in quanto si sono giudicati erroneamente il tempo di attesa, le condizioni ambientali e la capacità di raffreddamento all'aria dell'alluminio.

Di conseguenza lo stampaggio è stato eseguito ad una temperatura molto bassa, alla quale la lega è meno formabile.

Inoltre, è opportuno considerare anche le cinetiche che si verificano nella lamiera solubilizzata una volta estratta dal forno. Il materiale allo stato solubilizzato presenta infatti un'ottima formabilità grazie al fatto che tutti i precipitati, che normalmente ostacolerebbero il moto delle dislocazioni, sono disciolti nella matrice. Nel capitolo 5 si è precisato che la condizione di solubilizzazione è stabile alla temperatura di solubilizzazione, quindi a 550°C, ma è instabile alle temperature più basse. Si ricorda infatti che per mantenere tali caratteristiche di malleabilità a temperatura ambiente si rende necessaria una tempra al fine di congelare la struttura. Se però il

materiale solubilizzato viene lasciato all'aria, la struttura tende naturalmente ad una struttura più stabile. Si innesca così la precipitazione di seconda fase.

L'immagine seguente illustra quanto detto; la figura si riferisce ad una lega Al-Cu, ma la cinetica del meccanismo non varia nell'ambito della lega Al-Mg-Si.

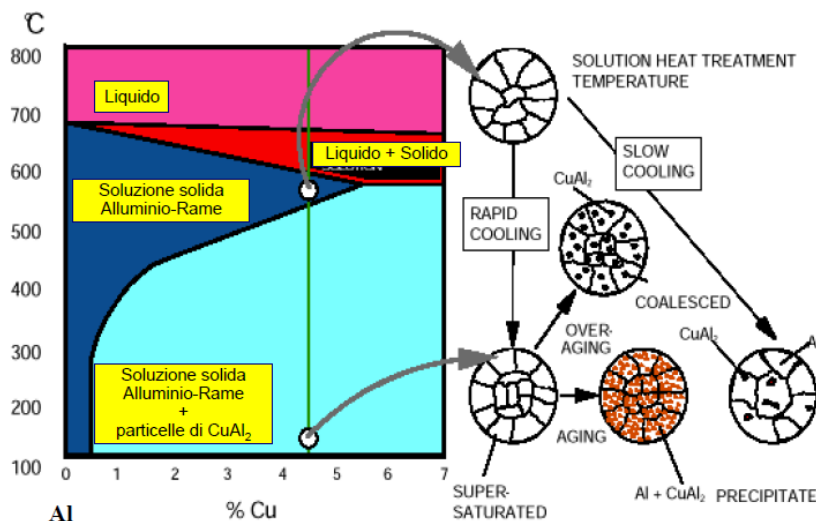


Figura 22 - Effetto delle diverse velocità di raffreddamento sul materiale allo stato solubilizzato

La combinazione dello stampaggio a bassa temperatura ed il raffreddamento lento portano il materiale a divenire poco formabile e quindi a pervenire in rottura.

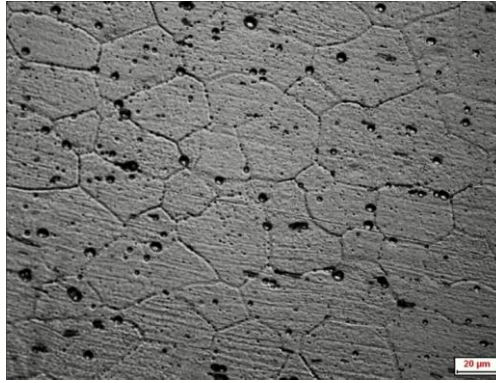
2.1 - Analisi microstrutturale

L'analisi microstrutturale stata condotta mediante un microscopio ottico attaccando il campione con l'attacco chimico di Graff e Sargent, secondo quanto già illustrato nel capitolo 3.



Zona del componente per cui si sono condotte le indagini microstrutturali e di microdurezza

Figura 23 - Identificazione zona analizzata

Figura 24 - Micrografia AA6016 - $T_f=460^{\circ}\text{C}$ Figura 25 - Micrografia AA6016 - $T_f=510^{\circ}\text{C}$ Figura 26 - Micrografia AA6016 - $T_f=550^{\circ}\text{C}$

Si può osservare un aumento della dimensione dei grani all'aumentare della temperatura di mantenimento in forno.

2.2 - Microdurezza Vickers

La tabella seguente fornisce i valori della microdurezza dei diversi componenti. Per la modalità di determinazione di tali valori si rimanda al capitolo 3, in particolare al paragrafo dedicato alle prove di microdurezza Vickers.

Temperatura forno [°C]	Microdurezza Vickers [HV]	
460°C	66,36	± 2,117
510°C	68,38	± 3,975
550°C	107,11	± 9,922

Figura 27 - Microdurezze Vickers

Il grafico di figura 28 mostra chiaramente come, a prescindere dall'elevata banda di errore, il materiale trattato termicamente presenta una durezza decisamente maggiore rispetto agli altri due casi. Questo è da attribuire all'invecchiamento naturale che ha avuto luogo nella lamiera AA6016- $T_f=550^\circ\text{C}$. Infatti le prove di microdurezza sono state effettuate dopo un lungo periodo: durante tale periodo nel componente stampato a temperatura ambiente avvengono spontaneamente la nucleazione e l'accrescimento diffusivo delle particelle di seconda fase in cerca di un assetto termodinamico più stabile, garantendo così una maggior durezza.

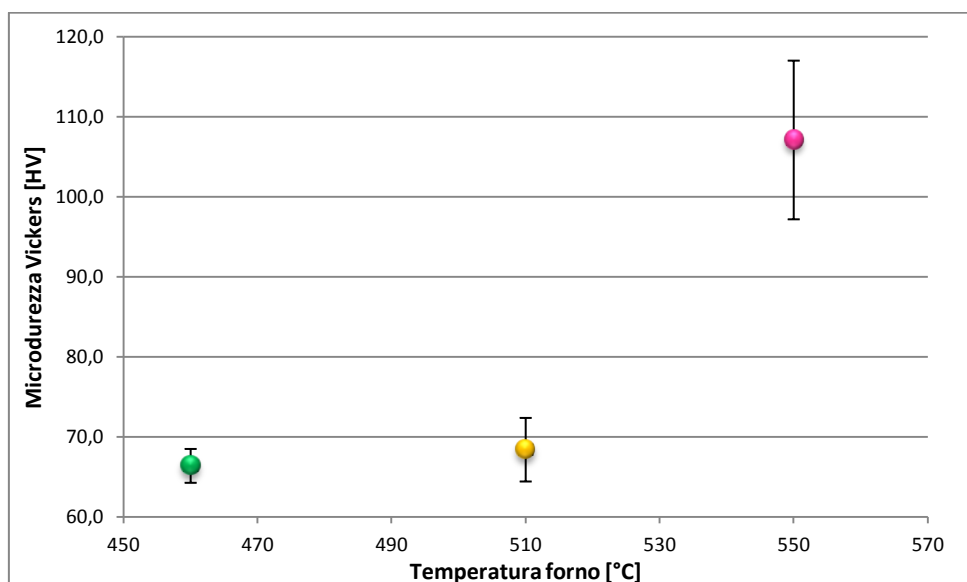


Figura 28 - Andamento microdurezza Vickers in funzione della temperatura del forno

Se si confrontano i risultati delle microdurezze qui ottenute con quanto determinato in sede di prove di trazione è opportuna una considerazione. Si osserva infatti che i valori di microdurezza qui presentati sono minori rispetto ai corrispondenti valori alle stesse temperature (Capitolo 3 - tabelle 13, 14 e 15): questo è da addurre al tempo in cui la lamiera sta in temperatura all'interno del forno (5 minuti) rispetto al tempo effettivo che i campioni trascorrono alle diverse temperature di prova durante i test di trazione. In quest'ultimo caso, infatti, il provino si trova ad elevata temperatura per un tempo molto inferiore ai 5 minuti, considerando che si scalda a $7^\circ\text{C}/\text{secondo}$, viene mantenuto in temperatura per 90 secondi e quindi viene traziato: i campioni giungono a rottura al più in un minuto circa.

2.3 - Rugosità superficiale

Prima di entrare nel merito dei valori di rugosità superficiale riscontrati, si offre una breve descrizione della caratteristica di rugosità e della modalità di determinazione.

La rugosità, chiamata anche scabrosità o scabrezza, è la proprietà posseduta dalla superficie del corpo costituita da microimperfezioni geometriche intrinseche o risultanti da lavorazioni meccaniche. Tale proprietà si può misurare mediante strumenti chiamati rugosimetri. Il procedimento di misura della rugosità consta nella registrazione del profilo della superficie lungo una determinata linea di scansione; tale profilo viene quindi analizzato al fine di definire un parametro numerico atto a definire la misura della rugosità.

Le normative propongono numerosi parametri per definire la rugosità di una superficie. Il parametro di uso più comune e qui adottato è definito scostamento medio aritmetico del profilo e rappresentato da R_a ; si tratta cioè della media aritmetica degli scostamenti del profilo reale della superficie dalla linea media. Si ha:

$$R_a = \frac{y_1 + y_2 + \dots + y_n}{n} = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n y_i$$

dove tutte le ordinate y_i sono espresse in valore assoluto.

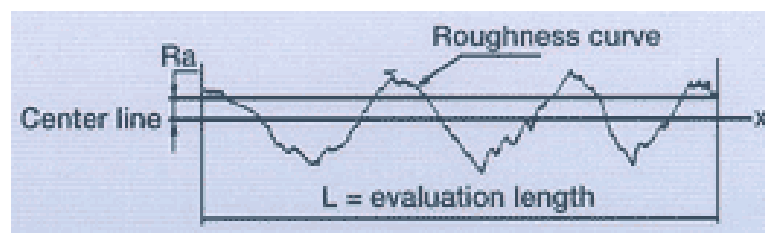


Figura 29 - Valutazione della rugosità: profilo [3]

Il rugosimetro adottato impiega una punta tastatrice in diamante per rilevare il profilo di rugosità lungo una direzione di scansione, chiamata lunghezza di base o cut-off.



Figura 30 - Rugosimetro posizionato sul componente

La tabella seguente propone dunque i valori di rugosità superficiale determinati per le tre lamiere stampate.

Materiale	Rugosità superficiale Ra
Tal quale	0,748
Tf=460°C	0,809
Tf=510°C	0,873
Tf=550°C	0,824

Tabella 3 - Rugosità superficiale

CONCLUSIONI

Il lavoro di tesi ha avuto quale oggetto di indagine la lega AA6016 allo scopo di caratterizzarne il comportamento per l'impiego nello stampaggio a caldo di componenti appartenenti all'ambito automotive.

Le prove di trazione a caldo condotte alle temperature di 300, 400, 450 e 500°C ed alle velocità di deformazioni 1, 0,1 e 0,01 s⁻¹ hanno evidenziato l'ottima risposta che il materiale fornisce in termini di minor tensione di flusso e di maggior duttilità, in confronto al materiale testato a temperatura ambiente. In particolare, alle temperature di 450°C e 500°C per tutte le velocità di deformazione si osservano i minori valori della tensione di flusso. Contemporaneamente, le curve a 500°C mostrano un minor allungamento lungo l'asse della deformazione rispetto alle curve di flusso relative a 450°C.

Per quanto riguarda la miglior velocità di deformazione che è opportuno adottare, si osserva che alle minori velocità di deformazione le tensioni richieste sono inferiori.

Trasportando tali risultati in ambito industriale sono tuttavia necessarie considerazioni differenti legate alla durata tempo ciclo. Accettando, infatti, basse velocità di stampaggio si allunga il tempo ciclo e questo mal si accompagna con la produzione di massa; perciò può risultare soddisfacente stampare ad una velocità di 0,1s⁻¹, garantendo contemporaneamente basse tensioni di flusso, elevata duttilità e tempi ciclo adeguati.

L'analisi frattografica ha evidenziato per tutti i campioni una rottura di tipo duttile: si è infatti potuta osservare la massiccia presenza di dimples. La dimensione di tali dimples aumenta con la temperatura, segnale che a temperatura maggiore si hanno meno siti di innesco della cavitazione permettendo quindi ai dimples di crescere maggiormente prima di incorrere in coalescenza e frattura. Lo stesso aumento di dimensioni si è potuto individuare al diminuire della velocità di deformazione. Per le prove condotte a 500°C la frattura rimane di tipo duttile ma non si rileva la presenza di dimples bensì la superficie di frattura mostra un profilo netto.

Sul materiale è stata inoltre effettuata un'analisi micrografica. Dapprima si è trattato termicamente il materiale base, mantenendolo in forno a diverse temperature e dunque temprandolo in acqua: non si è rilevato nessun sostanziale aumento del grano. Successivamente,

si sono analizzate le superfici dei campioni trazionati ed, anche in questo caso, non si sono evidenziati particolari fenomeni di ingrossamento della grana cristallina.

La modellazione dei risultati secondo i modelli di Hansel-Spittel e di Arrhenius ha dato ottimi risultati. Si sono così determinati sperimentalmente i parametri del materiale necessari all'implementazione del modello di Hansel-Spittel nei codici di calcolo ed un set di equazioni polinomiali per ricavare le costanti necessarie a desumere le curve di flusso secondo il modello di Arrhenius.

L'attività sperimentale svolta in Susta ha confermato le ottime caratteristiche di stampaggio della lega, anche nel confronto con la lega AA5083.

Nell'ambito dei trattamenti termici è stata studiata la bonifica, ovvero il trattamento di tempra di solubilizzazione seguito da un invecchiamento naturale od artificiale. A causa della strumentazione disponibile non è stato possibile investigare tale processo nel modo ottimale, tuttavia la prova condotta a freddo mostra le ottime possibilità esibite dal processo, anche in vista della fase finale di verniciatura che si attua sul componente finito e che coinvolge uno stadio di riscaldamento a 180°C per 30 minuti che potrebbe venir accoppiato all'invecchiamento artificiale.

BIBLIOGRAFIA

Capitolo 1 - L'alluminio nell'automobile

- [1] *L'alluminio e le sue leghe* - http://www.ing.unitn.it/~colombo/pressocolata/pressocolata_ALEX.htm
- [2] *L'alluminio nell'automobile* - <http://www.ing.unitn.it/~colombo/ziodino/HTML/4.htm>
- [3] Marco Traverso - Tesi di laurea "*Progettazione di telai automobilistici Space Frame in lega leggera con particolare riguardo a soluzioni di tipo modulare*" - <http://www.marcotraverso.it/spaceframe/>
- [4] Niccolò Colombo - Tesi di laurea "*Progetto e sviluppo di un telaio in lega leggera per vettura FSAE*" - (2012)
- [5] R. Neugebauer, T. Altan, M.Kleiner, A. Sterzing - *Sheet metal forming at elevated temperature* - (2006)
- [6] Ing. Antonio Formisano - Tesi di dottorato "*Analisi numeric sperimentale di processi innovative di formatura di lamiera*" - (2006)
- [7] Daniele Ambrosi - Tesi di laurea "*Formabilità a caldo delle leghe di alluminio*" - (2010)
- [8] Serious Wheels, <http://www.seriouswheels.com/cars/top-2005-Ford-GT.htm>
- [9] William D. Callister, Jr - *Scienza e ingegneria dei materiali*
- [10] <http://cmapspublic.ihmc.us/rid=1GPQRS3BN-N1VSCDRJW/Difetti%20del%20reticolo%20cristallino>
- [11] http://it.wikipedia.org/wiki/File:Dislocation_h%C3%A9lico%C3%AFdale.png
- [12] G.M. Paolucci - *Lezioni di metallurgia per la laurea in Ingegneria Meccanica, vol.1*
"Struttura, proprietà e comportamento dei materiali metallici"
- [13] http://www.edurete.org/pd/sele_art.asp?idp=176&ida=2534
- [14] S. Spigarelli - *Il comportamento dei metalli ad alta temperatura* - Dipartimento di Meccanica, Università Politecnica delle Marche, Ancona
- [15] Paolo Fiorini - *Le leghe da lavorazione plastica* - http://www.aluplanet.com/documenti/approfondimenti/AutAll_App1.pdf
- [16] Prof. Bonollo - *Leghe di alluminio: approfondimenti metallurgici*

Capitolo 2 - Lo stato dell'arte

- [1] Olaf Engler e Jurgen Hirsch - *Texture control by thermomechanical processing of AA6xxx Al-Mg-Si sheet alloys for automotive applications (a review)* - (2001)
- [2] G.B. Burger, A.K. Gupta, P.W. Jeffrey, D.Y.Lloyd - *Mat. Charact.* (1995)
- [3] T. Moons, P. Ratchev, P. De Smith, B. Verlinden e P. Van Houtte - *A comparative studio of two Al-Mg-Si alloys for automotive applications* - (1996)
- [4] S.J. Andresen - *Metal and Mat. Trans* - (1995)
- [5] Liu Hong, Zhao Gang, Liu Chun-mingm, Zuo Liang - *Effects of different tempers on precipitation hardening of 6000 series aluminum alloys* – (2006)
- [6] D. Li, A.K. Ghosh - *Biaxial warm forming behavior of aluminum sheet alloys* - *J. Mater. Process Technol* - (2004)
- [7] Xiaobo Fan, Zhubin He, Shijian Yuan, Kailum Zheng - *Experimental investigation on hot forming-quenching integrated process of 6A02 aluminum alloy sheet* - *Material science & engineering*
- [8] S. Toros, F. Ozturk, I. Kacar - *J. Mater. Process Technol*
- [9] Z. B. He, X. B. Fan, Y. C. Xu, S. J. Yuan - *Rare Metal Mat. Eng.*
- [10] L. Wang, M. Strangwood, D. Balint, J. Lin, T.A. Dean - *Formability and failure mechanisms of AA2024 under hot forming conditions* - (2010)
- [11] Mohamed S. Mohamed, Alistar D. Foster, Jianguo Lin, Daniel S. Balint, Trevor A. Dean - *Investigation of deformation and failure features in hot stamping of AA6082: experimentation and modeling* - (2011)
- [12] D. Lassance, D. Fabrègue, F. Delannay, T. Pardoen - *Micromechanics of room and high temperature fracture in 6xxx Al alloys* - (2007)
- [13] A. Molinari, G. Ravichandran - *Constitutive modeling of high-strain-rate deformation in metals based on the evolution of an effective microstructural length* - (2004)
- [14] Nes.E. - *Modeling of work hardening and stress saturation in fcc metals* - (1998)
- [15] Staker, M.R., Holt, D.L - *Dislocation cell size and dislocation density in copper deformed at temperatures between 25 and 700 degrees* - (1972)
- [16] Shankaranarayan, H., Varma, S.K. - *Strain-rate and grain size effect on substructures and mechanical-properties in OFHC copper during tension*

Capitolo 3 - Prove di trazione ad elevata temperatura

- [1] Serope Kalpakjian, Steven R. Schmid - *Tecnologia meccanica*

- [2] Francesco Michieletto - Tesi di laurea *“Caratterizzazione della formabilità a caldo di lamiere in lega Alluminio-Magnesio AA5083”* - (2012)
- [3] G.M. Paolucci - Lezioni di metallurgia per la laurea in Ingegneria Meccanica, vol.1 *“Struttura, proprietà e comportamento dei materiali metallici”*
- [4] Daniele Ambrosi - Tesi di laurea *“Formabilità a caldo delle leghe di alluminio”* - (2010)
- [5] L. Lutterotti - Dispensa dal corso Tecnologie e sistemi di lavorazione 1 - (2005-2006)
- [6] Giulia Noventa - Tesi di laurea *“Microstruttura e resistenza a corrosione di un acciaio duplex SAF2507 deformato a freddo”* - (2011)
- [7] <http://www.ise.cnr.it/verbania/limnol/lagomicro/900.htm>
- [8] <http://www.difossombrone.it/microbiologia/main12microscopiottici.htm>
- [9] <http://www.esemir.it/ita/analisi-disponibili/analisi-microdurometro-vickers/microdurezze-vickers.jsp>
- [10] http://it.wikipedia.org/wiki/Microscopio_elettronico_a_scansione
- [11] G.M. Paolucci - Lezioni di metallurgia per la laurea in Ingegneria Meccanica, vol.3 *“Analisi, prove e controlli sui materiali metallici”*
- [12] Paolo Bitta - *La frattura dei metalli* - <http://www.electroyou.it/asdf/wiki/la-frattura-dei-metalli>
- [13] ASM Metals Handbook - vol.12 Frattography
- [14] P. Leo, S. Spigarelli, E. Cerri - *Analisi della cavitazione indotta da deformazione a caldo su leghe di alluminio sperimentali basate sul sistema Al-Zn-Mg* - (2012)

Capitolo 4 - Modellazione del comportamento del materiale

- [1] Prof.ssa Bruschi - Dispensa dal corso di Progetto e prototipazione virtuale del processo produttivo
- [2] J.Xiao, D.S. Li, X. Q. Li, T.S. Dean - *Constitutive modeling and microstructure change of Ti-6Al-4V during the hot tensile deformation* - Journal of alloy and compounds - (2012)
- [3] Zhang Chao, Li Xiao-qiang, Li Dong-sheng, JIN Chao-hai, XIAO Jun-jie - *Modelization and comparison of Norton-Hoff and Arrhenius constitutive laws to predict hot tensile behavior of Ti-6Al-4V alloy* - Transaction of Nonferrous Metals Society of China - (2012)

Capitolo 5 – Il trattamento termico di bonifica

- [1] William D. Callister, Jr - Scienza e ingegneria dei materiali
- [2] Prof. Bonollo - Leghe di alluminio: approfondimenti metallurgici -
- [3] http://www.dmfci.unict.it/siracusa/web1/materiale_didattico/l3.pdf

[4] <http://www.ing.unitn.it/~colombo/laboratorio/cap3.htm>

Capitolo 6 - Il caso industriale: Susta Srl

[1] <http://it.wikipedia.org/wiki/Rugosit%C3%A0>

[2] Serope Kalpakjian, Steven R. Schmid - Tecnologia meccanica

[3] <http://www.satinox.it/tubiTondiSanitario.asp>

RINGRAZIAMENTI

Un grazie a papà, mamma, Teo ed Ale per l'incoraggiamento costante, per avermi dato la consapevolezza di essere in grado di raggiungere i miei obiettivi e, semplicemente, per essere la mia stupenda famiglia.

Un grazie a Niccolò per esserci sempre, per aver condiviso con me tutto quanto e per avermi insegnato a puntare sempre un po' più in alto.

Un grazie alla Professoressa Stefania Bruschi, relatrice di questa tesi, per l'immane disponibilità, l'estrema gentilezza e gli insegnamenti che mi ha regalato durante questo lavoro.

Un grazie a Francesco Michieletto per il costante supporto e per i mille consigli ed un grazie a tutti i ragazzi del laboratorio.

Un grazie al Professor Giovanni Meneghetti, a Stefano Giacometti e a tutto il RaceUP Team per avermi fatto diventare un vero ingegnere ed avermi fatto vivere le gioie, le sfide e i dolori di una squadra corse.

Un grazie agli amici di sempre, senza i quali vivere questi anni di università non sarebbe stato lo stesso.

