



UNIVERSITA' POLITECNICA DELLE MARCHE

FACOLTA' DI INGEGNERIA

CORSO DI LAUREA TRIENNALE IN INGEGNERIA MECCANICA

**STUDIO DELL'EFFETTO PORTEVIN LE
CHATELIER IN LEGHE DI ALLUMINIO
SOTTOPOSTE A DIVERSE VELOCITA' DI
DEFORMAZIONE**

**STUDY OF PORTEVIN LE CHATELIER EFFECT IN
ALUMINUM ALLOYS SUBJECTED TO DIFFERENT
STRAIN RATE**

Relatore:
PROF. MARCO ROSSI

Candidato:
FILIPPO CONCETTI

Correlatore:
PROF. GIANLUCA CHIAPPINI

ANNO ACCADEMICO 2019-2020

INDICE

ELENCO DELLE FIGURE	5
ACRONIMI E ABBREVIAZIONI	7
SOMMARIO	9
ABSTRACT	11
CAPITOLO 1 LEGHE DI ALLUMINIO E PROVE DI TRAZIONE.....	13
1.1 Introduzione.....	13
1.2 Generalità sull'alluminio.....	13
1.3 Sviluppo di leghe di alluminio.....	15
1.3.1 Elementi di lega.....	15
1.3.2 Classificazione e nomenclatura.....	16
1.4 Prova di trazione.....	20
1.4.1 Tensione-deformazione nominale o ingegneristica.....	20
1.4.2 Tensione-deformazione reale o vera.....	21
1.4.3 Tratto elastico e plastico.....	22
1.4.4 Tensione e deformazione equivalente.....	23
CAPITOLO 2 EFFETTO PORTEVIN LE CHATELIER.....	25
2.1 Introduzione.....	25
2.2 Bande di deformazione.....	27
2.2.1 Tipologia di banda.....	27
2.2.2 Dipendenza dalla velocità di deformazione e temperatura.....	28
2.3 Dynamic Strain Aging (DSA).....	29
2.3.1 Alluminio elemento chimico.....	29
2.3.2 Reticolo cristallino e cella elementare.....	30
2.3.3 Difetti del reticolo: le dislocazioni.....	31
2.3.4 Dynamic Strain Aging.....	32
2.4 Strain Rate Sensitivity (SRS).....	34

CAPITOLO 3 ANALISI SPERIMENTALE DELL'EFFETTO PORTEVIN LE CHATELIER.....	37
3.1 Digital Image Correlation (DIC).....	37
3.2 Metodi termografici.....	38
3.3 Analisi sperimentale.....	40
3.4 Velocità di deformazione.....	41
3.5 Curva tensione-deformazione.....	43
3.6 Analisi in frequenza.....	48
3.7 Effetto PLC e SRS negativo.....	53
 CAPITOLO 4 ANALISI DELLA DEFORMAZIONE DEL PROVINO MEDIANTE ELABORAZIONE IMMAGINI DIC.....	 57
4.1 Elaborazione immagini DIC.....	57
4.2 Analisi in frequenza nello spazio.....	64
4.3 Andamento della frequenza delle bande a 3mm/s.....	67
 CONCLUSIONI	 69
 BIBLIOGRAFIA	 71

ELENCO DELLE FIGURE

<i>Figura 1</i> esempi di bauxite.....	14
<i>Figura 2</i> curva tensione deformazione.....	21
<i>Figura 3</i> confronto curva tensione-def. ingegneristica e vera.....	21
<i>Figura 4</i> confronto curve tension-def. con effetto PLC per diverse velocità di def.....	25
<i>Figura 5</i> dentellatura curvatensione-tempo.....	26
<i>Figura 6</i> tensione critica.....	26
<i>Figura 7</i> zone-bande di def. lungo il provino.....	27
<i>Figura 8</i> tipologie di bande.....	27
<i>Figura 9</i> variazione tipo di banda la variare della velocità di def. e temperatura.....	28
<i>Figura 10</i> atomo di alluminio.....	29
<i>Figura 11</i> cella cubica a facce centrate CFC.....	30
<i>Figura 12</i> semplificazione del DSA.....	33
<i>Figura 13</i> andamento della tensione al variare della velocità di def.....	34
<i>Figura 14</i> andamento della tensione al variare della velocità di def. con effetto PLC.....	35
<i>Figura 15</i> installazione strumenti metodo DIC.....	37
<i>Figura 16</i> esempio risultato metodi DIC.....	38
<i>Figura 17</i> risultati metodi termografici.....	38
<i>Figura 18</i> energia di deformazione.....	39
<i>Figura 19</i> velocità di deformazione prove 3-8-18mm/s.....	41
<i>Figura 20</i> velocità di deformazione prove 100-300mm/s.....	41
<i>Figura 21</i> curve tensione-def. ingegneristiche con effetto PLC a diverse velocità.....	43
<i>Figura 22</i> curve tensione-def. prove 3-8-18mm/s.....	45
<i>Figura 23</i> curve tensione-def. prove 100-300mm/s.....	46
<i>Figura 24</i> bande effetto PLC isolate a confronto.....	47
<i>Figura 25</i> bande isolate prove 3-8-18mm/s.....	48
<i>Figura 26</i> bande isolate 100-300mm/s.....	49
<i>Figura 27</i> analisi in frequenza prova 3mm/s.....	50
<i>Figura 28</i> analisi in frequenza prova 8mm/s.....	50

Figura 29 analisi in frequenza prova 18mm/s.....	51
Figura 30 analisi in frequenza prove 100-300mm/s.....	52
Figura 31 curve tensione-def. semplificate per visualizzare la diminuzione di tensione....	53
Figura 32 andamento della tensione per diverse velocità rispetto alla prova a 3mm/s.....	54
Figura 33 bande di defomazione lungo il provino prova 3mm/s.....	58
Figura 34 bande di deformazione lungo il provino prova 8mm/s.....	59
Figura 35 bande di deformazione lungo il provino prova 18mm/s.....	60
Figura 36 bande di deformazione lungo il provino prova 100mm/s.....	61
Figura 37 bande di deformazione lungo il provino prova 300mm/s.....	62
Figura 38 immagine provino al tempo 238s prova 3mm/s.....	64
Figura 39 immagine provino al tempo 52.4s prova 8mm/s.....	65
Figura 40 immagine provino al tempo 26.2s prova 18mm/s.....	65
Figura 41 immagine provini rispettivamente al tempo 15.8s e 9.4s prove 100-300mm/s...66	
Figura 42 confronto risultati analisi in frequenza tra pixel e millimetri.....	67
Figura 43 andamento frequenza per bande prova 3mm/s al variare del tempo.....	68

ACRONIMI E ABBREVIAZIONI

PLC	Portevin Le Chatelier
SRS	Strain Rate Sensitivity
DIC	Digital Image Correlation
EV	Elemento Virtuale

SOMMARIO

L'effetto Portevin Le Chatelier è un fenomeno che si verifica su leghe di acciaio e leghe di alluminio quando vengono sottoposte ad una deformazione plastica di trazione, causando zone di deformazione disomogenea che si ripetono lungo il materiale e la fluttuazione della curva tensione-deformazione dopo aver superato il limite di snervamento, che assume così la caratteristica forma a denti di sega.

Questo effetto è dannoso non solo in quanto causa problematiche dal punto di vista estetico al materiale che viene deformato, ma comporta anche problemi strutturali con una notevole diminuzione delle proprietà meccaniche.

Il primo a osservare questa caratteristica di alcuni materiali metallici è stato Portevin Le Chatelier, nel 1909, da cui infatti prende il nome tale effetto.

Ad oggi non è ancora presente una spiegazione univoca e globalmente accettata e verificata al fenomeno, quella attualmente più accreditata ne attribuisce la causa all'interazione tra il movimento delle dislocazioni e la diffusione di atomi di soluto. Questa teoria è conosciuta come invecchiamento dinamico DAS (Dynamic Strain Aging), di cui si parlerà più approfonditamente nei capitoli successivi.

In questo elaborato viene studiato l'effetto Portevin Le Chatelier mediante prove di trazione su provini in lega d'alluminio della serie 5000, lega di particolare interesse in quanto comunemente usata per via della sua economicità, discrete proprietà meccaniche e che quindi può subire molteplici lavorazioni per deformazione plastica dato il vasto utilizzo. Inizialmente si forniscono alcune generalità riguardo alle leghe di alluminio, prove di trazione e si spiega più nel dettaglio il fenomeno mostrando le principali teorie che ne sono alla base. Successivamente si entra nello specifico dell'analisi sperimentale effettuata, con l'obiettivo principale di capire e studiare più nel dettaglio l'effetto Portevin Le Chatelier per diverse velocità di deformazione.

Dapprima lo studio è focalizzato nell'analisi delle curve tensione-deformazione per diverse velocità di prova, caratterizzando la tipologia di bande, e individuando frequenza e ampiezza caratteristica delle dentellature formatesi nella curva e dovute alle cadute di tensione. Dopo questa prima analisi si prosegue con l'ausilio dei dati ricavati da metodologie di analisi di immagine, in modo da individuare visivamente le bande, cioè le zone di deformazione, e in modo analogo, caratterizzarne ampiezza e frequenza con cui si ripetono lungo l'intero provino.

ABSTRACT

The Portevin Le Chatelier effect is a phenomenon that occurs in steel and aluminium alloys when they are subjected to a plastic deformation, causing a zone of heterogeneous deformation that is repeated along the material and a fluctuation of the tension-deformation curve in the plastic zone with the characteristic shape of “saw teeth”.

This effect is dangerous because of aesthetic problem for the material deformed and also because of it involves structural problems with a considerable decrease in mechanical properties. The first who noticed this effect was Portevin Le Chatelier, from which this effect takes its name. Nowadays there isn't an univocal and verified explanation for the phenomenon yet, the most most credited is the Dynamic Strain Aging (DSA), that attributes the cause to an interaction between the movement of dislocations and the spread of solute atoms.

In this work the Portevin Le Chatelier effect is studied by tensile tests on aluminum alloys from the series 5000, alloy of particular interest because it is used for its cheapness, moderate mechanical properties, and therefore can undergo multiple processes by plastic deformation. Initially, some general information is provided about aluminum alloys, tensile tests and the phenomenon is explained by showing the principal theories. Then with the experimental analysis investigates the evolving of the Portevin Le Chatelier effect when the strain rate changes.

First the study is focused on the analysis of the stress-strain curves for different strain rates, characterizing the type of bands, and the frequency and amplitude of the fluctuations formed in the curve due of the tension drop. After this, the study continues with the use of strain data obtained from image analysis methodologies, in order to identify the deformation bands and then, as done previously, characterize their amplitude and the frequency.

CAPITOLO 1

LEGHE DI ALLUMINIO E PROVE DI TRAZIONE

1.1 Introduzione

Prima di procedere con la trattazione specifica dell'effetto Portevin Le Chatelier, è utile introdurre alcune nozioni e concetti fondamentali per una completa comprensione delle cause e dell'analisi sperimentale che è stata eseguita, fornendo alcune generalità sull'alluminio per poi proseguire con accenni alle prove di trazione.

1.2 Generalità sull'alluminio

Nonostante la scoperta e le prime applicazioni siano molto recenti, ovvero solamente dagli ultimi due secoli, l'alluminio è oggi uno dei materiali più comunemente utilizzati, ben distinguibile per il colore bianco argenteo e apprezzato soprattutto per le caratteristiche di bassa densità, quindi alta leggerezza, l'elevata resistenza alla corrosione, grazie alla formazione all'aria di uno strato di ossido protettivo, la discreta resistenza meccanica e la facilità di deformazione e lavorazione.

Le caratteristiche principali sono:

- **BASSO PESO SPECIFICO** (2.7 g/cm³)
Che comporta un notevole vantaggio nelle applicazioni industriali
- **ELEVATA CONDUCIBILITÀ ELETTRICA E TERMICA**
L'alluminio puro è molto utilizzato nel settore dell'elettronica e in tutte le applicazioni che richiedono la dissipazione del calore
- **RESISTENZA MECCANICA** (rottura a 560Mpa e limite di snervamento pari a circa 80% della rottura)
I valori possono essere aumentati con l'utilizzo di leghe dall'alluminio. La resistenza aumenta alle basse temperature senza il manifestarsi di fenomeni duttili/fragili
- **RESILIENZA**
Elevata capacità di deformarsi elasticamente sotto carico prima di arrivare al limite di snervamento e ritornando alla forma iniziale alla rimozione del carico
- **PLASTICITÀ**
Attitudine a subire deformazioni permanenti prima di presentare difetti o rottura

- **LAVORABILITÀ**
Ottima attitudine a subire lavorazioni di asportazione di truciolo, che si traduce in facilità di lavorazione
- **FORMABILITA'**
Attitudine a subire processi di deformazione plastica di lamiera, come estrusione e piegatura
- **OTTIMA RESISTENZA ALLA CORROSIONE**
Formazione fin da subito a contatto con l'atmosfera uno strato di ossido protettivo. La resistenza a corrosione può essere aumentata con l'utilizzo di trattamenti termici di anodizzazione, conversione chimica e verniciatura, che evitano il deterioramento nel tempo
- **BASSA TEMPERATURA DI FUSIONE (660Mpa)**
Lo rendono facilmente colabile, anche in forme permanenti per aumentarne le proprietà meccaniche e caratteristiche del getto da fonderia
- **RICICLABILITA'**
Possibilità di riciclare i materiali a base di alluminio infinitamente in teoria, senza perdere le caratteristiche superiori del metallo, in modo da ridurre l'impatto economico

L'alluminio è il terzo elemento più comune nella crosta terrestre, ma non si trova in natura allo stato puro, bensì combinato con altri elementi all'interno di minerali, come la bauxite rossa. Ciò ne ha determinato la possibilità di utilizzo solo in un recente periodo, nonostante la notevole abbondanza in natura, dal momento che prima deve essere isolato a partire dai minerali.

La bauxite infatti è un minerale molto comune e diffuso in tutto il mondo, di colore rosso scuro che può contenere fino al 40-50% di alluminio.

I principali giacimenti di bauxite si trovano in Australia, Cina, Russia, Africa, Stati Uniti e in Europa nella penisola balcanica.



Figura 1 - esempi di bauxite.

Solo tra la fine del XVIII e l'inizio del XIX secolo il chimico inglese Sir Humphry Davy identificò l'alluminio come elemento, ma non riuscì ad isolarlo, successo invece ottenuto da H.C. Orsted nel 1825 che lo fece anche se l'alluminio ottenuto era in forma impura. Gli studi su questo metallo proseguirono in Germania per opera di Freidrich Wohler, che dimostrò alcune delle proprietà del metallo, tra cui la sua leggerezza, incrementandone così l'interesse per questo nuovo materiale, anche se l'utilizzo rimaneva ancora limitato dall'impossibilità di isolarlo velocemente ed economicamente per un utilizzo in scala industriale.

Rilevanti sono i risultati di Henri Saint-Claire Deville nel 1854. Egli sviluppò un complesso processo elettrolitico ovvero un metodo di riduzione diretta del metallo, che ne consentiva una discreta produzione industriale, sebbene il costo rimaneva ancora molto elevato, addirittura superiore a quello dell'oro.

Il comune utilizzo dell'alluminio iniziò solo nel 1886, grazie al processo di Hall-Héroult, un processo elettrolitico che ne rese economica l'estrazione dai vari minerali, come la bauxite, permettendo di ottenere alluminia Al_2O_3 e successivamente l'alluminio mediante il processo di Bayer. Questo procedimento grazie alla notevole economicità rimane ancora tra i più comunemente utilizzati.

1.3 Sviluppo di leghe d'alluminio

Raramente viene utilizzato l'alluminio in forma pura per via di valori bassi di resistenza meccanica (max 180Mpa), il che lo rende poco adatto ad impieghi strutturali o che richiedono un minimo di resistenza meccanica.

Per migliorare le sue proprietà e la resistenza ci sono due modi:

- lavorazioni meccaniche a freddo, che provocano un incrudimento del materiale con un conseguente aumento delle proprietà meccaniche
- combinato con altri elementi in modo da formare leghe d'alluminio

1.3.1 Elementi di lega

Quando viene aggiunto un solo elemento all'alluminio si parla di leghe binarie, ternarie se vengono aggiunti due elementi e così via.

Gli elementi aggiunti all'Al per formare delle leghe provocano, oltre ad un abbassamento del punto di fusione, un aumento della colabilità intesa come riduzione del ritiro e della fragilità di solidificazione ed una variazione delle caratteristiche meccaniche, fisiche e chimiche.

I principali alliganti utilizzati in combinazione con l'alluminio sono:

- RAME: può arrivare fino a concentrazioni del 12%. Aumenta la resistenza meccanica a freddo e a caldo delle leghe al crescere della concentrazione a scapito però dell'allungamento a rottura. Diminuisce anche la resistenza alla corrosione. Il rame conferisce inoltre buona lavorabilità alle macchine utensili.

- **SILICIO:** aumenta la colabilità dell'alluminio: per concentrazioni del 13% la colabilità, il ritiro, la fragilità a caldo e la compattezza sono migliori di qualsiasi altra lega. Peggiora invece la lavorabilità, per la presenza di piccoli cristalli di Si durissimi che rovinano il tagliente degli utensili e le leghe tendono nel tempo a diventare grigie
- **MAGNESIO:** aumenta notevolmente la resistenza alla corrosione, specialmente la corrosione marina ed all'attacco alcalino. Permettono di ottenere buone caratteristiche meccaniche con trattamenti termici, aumenta la lavorabilità all'utensile.
- **ZINCO:** aumenta la colabilità e la lavorabilità alle macchine utensili, ma comporta fragilità a caldo e un elevato ritiro durante il raffreddamento. Viene spesso combinato con il Mg per dare origine a leghe ad altissima resistenza e autotemperanti (il raffreddamento dalla temperatura di fusione è in genere sufficiente a generare una soluzione solida omogenea che invecchia naturalmente).
- **MANGANESE:** presente in genere come correttivo nelle leghe per migliorare le caratteristiche meccaniche. Le leghe Al-Mn sono particolarmente sensibili all'ingrossamento del grano durante un riscaldamento di omogeneizzazione, solubilizzazione e ricristallizzazione.
- **PIOMBO- STAGNO- BISMUTO- CADMIO:** sono fragilizzanti; facilitano la lavorazione meccanica (max 2%). Lo stagno inoltre in percentuali elevate (20%) conferisce caratteristiche antifrizione, rendendolo adatto a lavorazioni alle macchine utensili.

1.3.2 Classificazione e nomenclatura

Date le numerose combinazioni di elementi a cui può essere abbinato, per facilitare e uniformare la distinzione, sono stati adottati vari metodi per la classificazione, che inoltre ci forniscono un'idea dei principali alliganti, usi e trattamenti termici delle varie leghe.

Una prima suddivisione si basa sulla destinazione e lavorazione a cui sono indicate le varie leghe:

- Leghe da fonderia, per la produzione di getti
- Leghe da lavorazione plastica, per la produzione di laminati, estrusi e fucinati

In entrambe le due famiglie, in base alle caratteristiche metallurgiche, è presente un'ulteriore classificazione in base ai metodi effettuati per migliorarne le proprietà meccaniche:

- Leghe da trattamento termico (precipitazione delle seconde fasi indurenti)
- Leghe da incrudimento (indurimento per deformazione plastica)

In generale molto diffusa è la classificazione secondo il metodo internazionale ALLUMINIUM ASSOCIATION -AA- (USA), che prevede un sistema di quattro cifre:

- La prima cifra indica la famiglia di leghe (principale elemento)

- La seconda cifra eventuali varianti alla rega originaria, alla quale è riservata la cifra zero 0
- Le due ultime cifre indicano specificatamente la combinazione di alliganti, tranne per la serie 1xxx, dove indicano il grado di purezza dell'alluminio

Leghe da deformazione plastica:

- 1xxx ALLUMINIO con purezza minima 99,00%
- 2xxx LEGHE ALLUMINIO – RAME
- 3xxx LEGHE ALLUMINIO – MANGANESE
- 4xxx LEGHE ALLUMINIO – SILICIO
- 5xxx LEGHE ALLUMINIO – MAGNESIO
- 6xxx LEGHE ALLUMINIO – MAGNESIO – SILICIO
- 7xxx LEGHE ALLUMINIO – ZINCO
- 8xxx LEGHE ALLUMINIO CON ALTRI ELEMENTI
- 9xxx SERIE SPERIMENTALE

Tra queste leghe 3 sono trattabili termicamente e 3 non trattabili termicamente.

Le 3 leghe di alluminio non trattabili termicamente sono:

SERIE 1xxx

Leghe con alluminio superiore al 99% (Al>99%), possono presentare anche altri elementi come Fe, Si e Cu ma in percentuali molto ridotte (<0.12%). Hanno eccellente resistenza a corrosione e buona conducibilità elettrica, buona lavorabilità, ma caratteristiche meccaniche basse, che posso essere aumentate, ma limitatamente, con l'incrudimento. Trovano applicazione in impianti chimici, scambiatori di calore, componenti elettrici, corpi riflettenti e applicazioni architettoniche e decorative.

SERIE 3xxx

Contengono Manganese Mn in quantità intorno al 1.25%. Il vantaggio di queste leghe, per via del manganese, è quello di aumentare, sebbene non di molto, valori di resistenza meccanica fino al massimo di 300Mpa e ridurre la sensibilità alla corrosione intergranulare. A causa della resistenza meccanica non molto elevata, vengono usate nel campo degli imballaggi, ad esempio per la produzione di lattine, ma non sono utilizzabili per imieghi strutturali.

SERIE 5xxx

Contengono Magnesio Mg fino al 5%, fortemente solubile nell'alluminio, che le rende, tra le leghe non trattabili termicamente quelle più resistenti, raggiungendo valori di rottura di 450Mpa. Presentano inoltre elevata resistenza alla corrosione, buona resistenza a caldo e ottime doti di duttilità, lavorabilità e buona saldabilità. Dato che non è possibile effettuare trattamenti termici per aumentarne le proprietà meccaniche, sono spesso soggette a operazione di deformazione plastica a freddo, come la laminazione.

Data l'elevata resistenza a corrosione e buona saldabilità sono usate nella costruzione di carrozzerie e telai in alluminio.

Le 3 leghe trattabili termicamente:

SERIE 2xxx

Contengono rame (Cu 4.5%) abbinato generalmente a magnesio (Mg 1.5%) e manganese (Mn 0.6%), raggiungendo valori di resistenza meccaniche maggiori delle leghe non trattabili termicamente (intorno a 450 Mpa). Richiedono un trattamento termico di solubilizzazione, tempra e invecchiamento per sviluppare le proprietà meccaniche desiderate che sono così confrontabili con gli acciai al carbonio, a scapito però della resistenza alla corrosione. Hanno eccellente lavorabilità alle macchine utensili ma una limitata saldabilità. Vengono utilizzate per strutture che richiedono elevati rapporti resistenza/peso, per temperature d'impiego fino a 150 gradi, come ruote di mezzi di trasporto, sospensioni, applicazioni strutturali in aerei e in generale dove occorrono elevate caratteristiche e leggerezza.

SERIE 6xxx

Contengono principalmente magnesio (Mg) e silicio (Si) e in piccola quantità altri elementi (Cu, Cr), che durante l'incrudimento precipitano dando luogo a un composto intermetallico Mg_2Si che presenta una resistenza meccanica intorno a 290 Mpa. Per questo vengono considerate come leghe intermedie dato le loro caratteristiche inferiori alla serie 2xxx. Presentano comunque buona formabilità, lavorabilità e saldabilità.

La maggior parte dei pezzi in lega d'alluminio lavorati a caldo, saldati e ricavati da fusione sono della serie 6xxx. Vengono utilizzate in applicazione architettoniche, per scambiatori di calore, per abitazioni ad esempio per telai di finestre, telai motociclistici e ciclisti e strutture che richiedono saldature, dove è necessario combinare buona resistenza meccanica, sensibilità bassa alla tempra e buona resistenza alla corrosione.

SERIE 7xxx

Contengono zinco (Zn), magnesio (mg) e rame (Cu), e altri elementi ma in piccola quantità come il cromo. Queste leghe, chiamate anche Ergal, presentano le caratteristiche meccaniche più elevate, con valori di rottura fino a oltre 500 Mpa, ma presentano sensibilità alla tensocorrosione. Hanno buona lavorabilità alle macchine utensili, ma scarsa saldabilità per fusione.

Vengono utilizzate per strutture e parti fortemente sollecitate, come componenti aeronautici e mezzi di trasporto.

Le leghe della serie 8xxx, non hanno un elemento specifico di lega come alligante all'alluminio. In genere gli elementi più usati sono il litio (Li) il ferro (Fe) e il nichel (Ni). Specialmente il litio dona alla lega particolare leggerezza, rendendola interessante nel campo aerospaziale. La produzione di tali leghe tuttavia è particolarmente costosa e soprattutto è difficile lavorarle successivamente, il che ne limita molto il campo di utilizzo.

Le leghe della serie 9xxx sono infine leghe sperimentali.

Queste ultime tre leghe possono essendo trattabili termicamente, possono subire numerosi trattamenti termici per modificarne le proprietà meccaniche. Per identificare infine in maniera completa le varie leghe, la designazione può essere integrata con informazioni relative al tipo di trattamento termico, di lavorazione meccanica o di entrambi i processi a cui la lega è stata sottoposta.

- F LEGHE GREZZE DI LAMINAZIONE. Definisce il materiale uscente dal normale ciclo di produzione, senza subire ulteriori lavorazioni o trattamenti termici, le cui proprietà meccaniche non sono garantite
- H LEGHE INCRUDITE, con proprietà meccaniche aumentate per deformazione plastica a freddo, in questo caso si introduce un'ulteriore classificazione:
 - H1 – incrudito, con cifre successive a 1 che indicano il grado di deformazione plastica a freddo, spesso viene aggiunta un'altra cifra per indicare il grado di controllo della lavorazione o identificare una combinazione di altre proprietà
 - H2 – incrudito e parzialmente ricotto, si applica ai materiali di massimo incrudimento, portati al livello voluto di proprietà meccaniche con un trattamento termico di parziale ricristallizzazione
 - H3 – incrudito e stabilizzato, si applica solo alle leghe di alluminio-magnesio deformate e riscaldate successivamente a bassa temperatura per fissare e stabilizzare nel tempo le proprietà. Il grado di incrudimento dopo la stabilizzazione è indicato sempre utilizzando una o più cifre
- O RICOTTO (rinvenimento e ricristallizzazione), definisce lo stato con la resilienza più bassa e la più alta duttilità, in pratica la qualità più dolce dei prodotti semilavorati
- W TEMPRATO E INVECCHIATO NATURALMENTE, si applica a leghe che invecchiano a temperatura ambiente, dopo tempra di solubilizzazione, completato poi con il periodo di invecchiamento
- T TRATTATO TERMICAMENTE, si applica ai materiali trattati termicamente, incruditi o meno, ed è seguita da una cifra che va da 1 a 10:
 - T1 tempra in aria e invecchiamento naturale
 - T2 tempra in aria, incrudimento e invecchiamento
 - T3 tempra, incrudimento e invecchiamento naturale
 - T4 tempra e invecchiamento naturale
 - T5 tempra in aria e invecchiamento artificiale
 - T6 tempra e invecchiamento artificiale
 - T7 tempra e stabilizzazione

- T8 tempra, incrudimento e invecchiamento artificiale
- T9 tempra, invecchiamento artificiale e incrudimento
- T10 tempra in aria, incrudimento e invecchiamento artificiale

1.4 Prova di trazione

La prova di trazione è una delle prove distruttive più comuni effettuate in laboratorio, utile per caratterizzare le proprietà meccaniche dei materiali e fornire una descrizione qualitativa del flusso plastico del materiale.

Consiste nel bloccare un provino, comunemente di forma cilindrica, con un apposito macchinario che, quando viene attivato, ne provoca un allungamento progressivo fino a rottura.

La prova viene eseguita misurando in ogni istante:

- la forza applicata dal macchinario
- l'allungamento del provino

Dai dati ottenuti si può ricavare in ogni istante la curva tensione-deformazione dei valori nominali o ingegneristici e la curva dei valori reali o veri.

1.4.1 Tensione-deformazione nominale o ingegneristica

Tensione nominale o ingegneristica:

$$s = \frac{F}{A_0} \quad \left[\frac{N}{mm} \right]$$

Dove F è la forza applicata, A_0 è l'area iniziale della sezione del provino.

Deformazione nominale o ingegneristica:

$$e = \frac{l - l_0}{l_0}$$

Dalla tensione e deformazione nominale si costruisce la curva tensione-deformazione normale

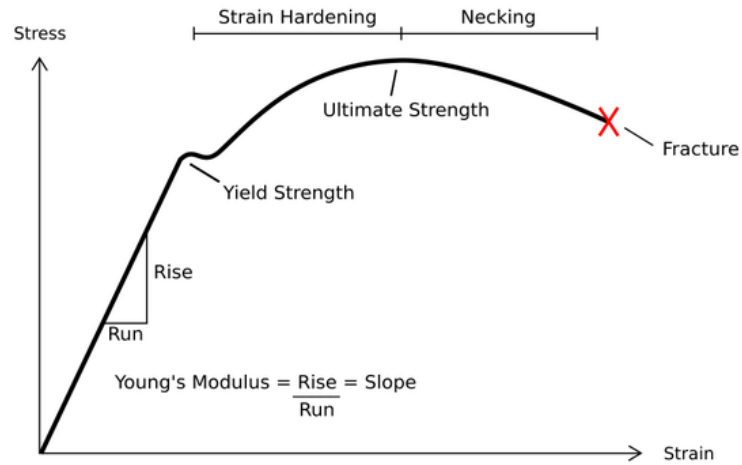


Figura 2 - curva tensione deformazione.

La curva tensione-deformazione tuttavia è funzione di diversi parametri:

- Temperatura
- Velocità di deformazione
- Deformazione plastica precedente
- Trattamento termico preliminare
- Composizione chimica del materiale

1.4.2 Tensione reale o vera

Tensione vera: $\sigma = \frac{F}{A} \left[\frac{N}{mm} \right]$

Deformazione vera: $\epsilon = \ln \left(\frac{l}{l_0} \right)$

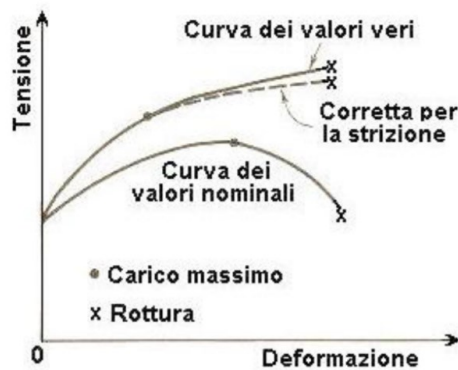


Figura 3 - confronto curva tensione-deformazione ingegneristica e vera.

Si possono fare alcune considerazioni:

$$e = \frac{l-l_0}{l_0} = \frac{l}{l_0} - 1, \text{ quindi } \frac{l}{l_0} = 1 + e$$

$$\varepsilon = \ln\left(\frac{l}{l_0}\right) = \ln(1 + e), \text{ valida fino alla deformazione uniforme}$$

$$\sigma = \frac{F}{A} = \frac{F A_0}{A A_0} \text{ quindi } \sigma = s\left(\frac{A_0}{A}\right)$$

1.4.3 Tratto elastico e plastico

Nel campo elastico (piccole deformazioni) la tensione e deformazione ingegneristica e reale si possono usare indifferentemente senza commettere un errore elevato, come anche evidenziato dai grafici tensione-deformazione dove le due curve coincidono.

La tensione e la deformazione in campo elastico lineare sono correlate dalla legge di Hook:

$$\sigma = E\varepsilon$$

Dove E (N/mm) è il modulo di elasticità o modulo di Young, che corrisponde al coefficiente angolare della retta, ovvero della curva tensione-deformazione nel campo elastico lineare.

Nel campo della deformazione plastica (deformazioni finite), invece le due curve si differenziano notevolmente.

Durante la deformazione plastica vale in principio di costanza del volume

$$V_0 = V, \text{ quindi } A_0 l_0 = Al, \frac{A_0}{A} = \frac{l}{l_0} = 1 + e, \text{ da cui:}$$

$$\sigma = s\left(\frac{A_0}{A}\right) = s(1 + e)$$

$$\varepsilon = \ln(1 + e)$$

Quindi le due curve dei valori nominali e reali sono molto differenti, in particolare $\varepsilon < e$, mentre $\sigma > s$, la curva tensione-deformazione reale è infatti spostata più in alto e a destra rispetto a quella dei valori nominali.

Nel campo della deformazione plastica non è più valida la legge di Hook, tensione e deformazione possono però essere correlati mediante le relazioni di Levy-Von Mises:

$$\frac{d\varepsilon_1}{\sigma'_1} = \frac{d\varepsilon_2}{\sigma'_2} = \frac{d\varepsilon_3}{\sigma'_3} = d\lambda$$

Dove $d\varepsilon$ sono i componenti normali del tensore degli incrementi di deformazione, σ' sono i componenti normali del deviatore delle tensioni, $d\lambda$ invece è la costante di proporzionalità del rapporto.

Nella curva tensione-deformazione si possono individuare:

- Zona di deformazione elastica lineare: zona in cui la deformazione è elastica, quindi alla rimozione del carico il provino ritorna alla forma originaria. I legami atomici infatti vengono distorti ma non rotti. La deformazione cresce linearmente con la deformazione, in base alla legge di Hook $\sigma = E\varepsilon$
- Zona deformazione elastica non lineare: la tensione non cresce linearmente con la deformazione
- Snervamento: massimo valore della forza e allungamento in campo elastico. Oltre questo punto avviene la rottura dei legami atomici, la deformazione non è più elastica, e alla rimozione del carico il provino non ritornerà alla forma iniziale. In genere il punto di snervamento è difficilmente identificabile, si considera per semplicità pari al 0.2% della deformazione totale fino a rottura
- Zona di deformazione plastica: prevalgono due fenomeni contrastanti, il primo è l'incrudimento, che causa un aumento della tensione all'aumentare della deformazione, il secondo è la progressiva diminuzione di sezione che invece provoca una diminuzione della forza.
Fin quando prevale l'effetto dell'incrudimento la tensione aumenta all'aumentare della deformazione, fino a un massimo, che viene chiamato punto di forza massima. Da questo punto in poi prevale l'effetto della diminuzione della sezione, si crea una strizione localizzata con una progressiva diminuzione della forza fino alla rottura del materiale in cui è definibile l'allungamento e la deformazione a rottura, ed infine il carico ultimo.
Questo aspetto è ben visibile nella curva tensione-deformazione ingegneristica ma non in quella reale, dato che continua a crescere fino a rottura.

Inoltre dalle curve tensione-deformazione si possono ottenere informazioni sul materiale. L'area del grafico nella zona sottostante alla deformazione elastica rappresenta la resilienza, ovvero la capacità del materiale di assorbire energia in campo elastico e di restituirla allo scarico.

L'area del grafico sottostante la zona deformazione plastica rappresenta la tenacità, ovvero la capacità del materiale a subire deformazione in campo plastico prima di arrivare a rottura.

1.4.4 Tensione e deformazione equivalente

La prova di trazione risulta un test di laboratorio particolarmente efficace per classificare le caratteristiche del materiale e il comportamento a trazione perché restituisce direttamente i valori di tensione e deformazione equivalenti:

essendo $\sigma_1 \neq 0, \sigma_2 = \sigma_3 = 0$, utilizzando il criterio della tensione equivalente di Von Mises:

$$\sigma_e = [(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_1 - \sigma_3)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2]^{1/2} = \sigma_1$$

Per quanto riguarda le deformazioni, con l'ipotesi semplificativa di provino cilindrico, nel campo plastico vale la costanza del volume, $V_0 = V$, quindi $A_0 l_0 = Al$, $\frac{l}{l_0} = \frac{A_0}{A} = \frac{r_0^2}{r^2}$

$$\varepsilon_1 = \ln\left(\frac{l}{l_0}\right) = \ln\left(\frac{r_0^2}{r^2}\right) = -2\varepsilon_2$$

Sviluppando il principio di costanza del volume, si ricava l'equazione di continuità: $\varepsilon_1 + \varepsilon_2 + \varepsilon_3 = 0$, da cui $\varepsilon_1 = -2\varepsilon_3$

Quindi per $\varepsilon_1 = -2\varepsilon_2 = -2\varepsilon_3$, la deformazione equivalente:

$$\varepsilon_e = \sqrt{\frac{2}{3}(\varepsilon_1^2 + \varepsilon_2^2 + \varepsilon_3^2)} = \varepsilon_1$$

Utilizzando quindi le formule di tensione e deformazione equivalente possiamo ricondurre uno stato deformativo e tensionale generico triassiale di un materiale in deformazione a quello tipico della prova di trazione monoassiale.

Conosciamo in questo modo il limite plastico, tensione e deformazione di snervamento, rottura e tanti altri parametri caratteristici del materiale utili alla progettazione che sono stati classificati in laboratorio da prove di trazione.

CAPITOLO 2

EFFETTO PORTEVIN LE CHATELIER

2.1 Introduzione

L'effetto Portevin Le Chatelier è causa dell'instabilità plastica. Il materiale soggetto a tale fenomeno presenta zone-bande di deformazione che si ripetono lungo il provino e delle specifiche dentellature della curva tensione-deformazione, dovute a cadute di tensione che si presentano appena dopo aver raggiunto il punto di snervamento e che accompagnano tutta la deformazione plastica fino a quando non avviene la strizione localizzata e rottura del provino stesso.

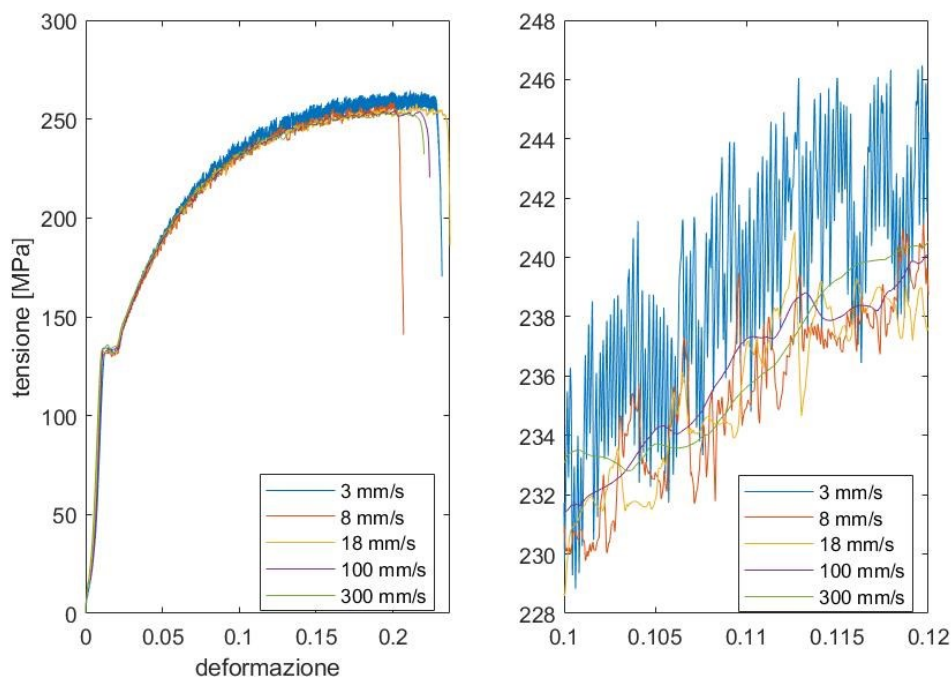


Figura 4 - Confronto curve tensione-deformazione con effetto Portevin Le Chatelier con diverse velocità di deformazione.

Nella dentellatura della curva tensione-tempo si possono analizzare i seguenti parametri:

- t_w rappresenta il tempo d'attesa (waiting time), durante il quale la tensione aumenta dato che avviene il temporaneo bloccaggio delle dislocazioni

- t_d è il failing time o tempo di diffusione, tempo in cui le dislocazioni mobili non vengono bloccate dall'ostacolo e avviene il crollo della tensione

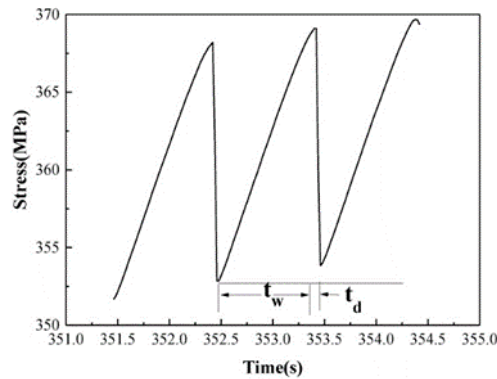


Figura 5 “dentellatura” curva tensione-tempo.

Per quanto riguarda le curve tensione-deformazione si possono individuare altri due parametri:

- ϵ_c la deformazione da cui si manifesta l'effetto, chiamata deformazione critica, influenzata come mostrato in figura dalla velocità di deformazione e dalla percentuale di soluto nella lega
- σ_c la tensione da cui si manifesta l'effetto, definita come tensione critica

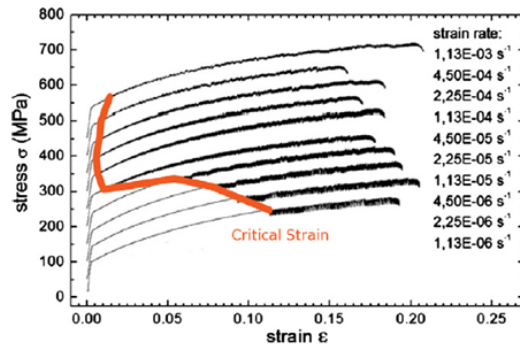


Figura 6 tensione critica.

I provini soggetti a prove di trazione che manifestano l'effetto Portevin Le Chatelier, presentano deformazione disomogenea localizzata in alcune sezioni, chiamate bande di deformazione. Queste bande in genere sono di pochi millimetri, inclinate di 45 gradi rispetto alla direzione di trazione, sono circa caratterizzati da stessa ampiezza e si ripetono in maniera costante lungo il provino.

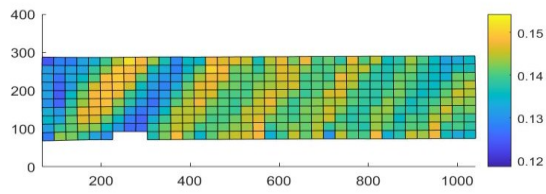


Figura 7 Zone-bande di deformazione lungo il provino.

2.2 Bande di deformazione

2.2.1 Tipologia di banda

Le bande sul provino possono essere di vario tipo e per ciascuna corrisponde una specifica dentellatura della curva tensione-deformazione, con frequenze e ampiezze di oscillazione caratteristiche. Le diverse bande sono riconoscibili analizzando le zone di deformazione sul provino, la rispettiva ampiezza e localizzazione.

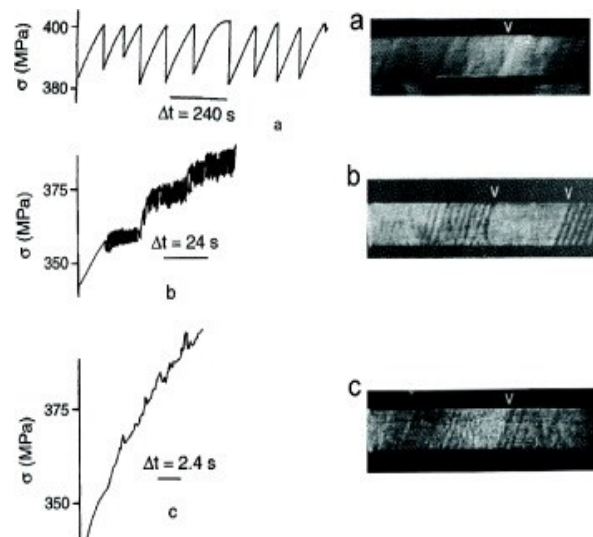


Figura 8 - Tipologie di bande A,B,C dal punto di vista della curva tensione-deformazione e visivamente lungo il provino.

Le bande possono essere di tre tipi:

BANDE DI TIPO A

Le bande di tipo A dal punto si propagano continuamente lungo il provino e in modo casuale. La curva tensione deformazione è caratterizzata da ridotte cadute di tensione e si verificano per alte velocità di deformazione combinate con basse temperature.

BANDE DI TIPO B

Le bande di tipo B lungo il provino si propagano in modo intermittente con intervalli approssimativamente uguali.

Le ampiezze e le frequenze delle fluttuazioni della curva tensione-deformazione sono irregolari e con valori più elevate di quelle delle altre bande. Si verificano a temperature e velocità di deformazione intermedie.

BANDE DI TIPO C

Le bande di tipo C sono tipiche per basse velocità di deformazione o alte temperature. Le bande si verificano casualmente e non si ripetono per tutta la lunghezza del provino, mentre la curva tensione-deformazione corrispondente è caratterizzata da cadute di tensione aventi circa la stessa ampiezza e frequenza.

2.2.2 Dipendenza dalla velocità di deformazione e temperatura

La diversa tipologia di bande sono funzione della temperatura e della velocità di deformazione (Figura 9)

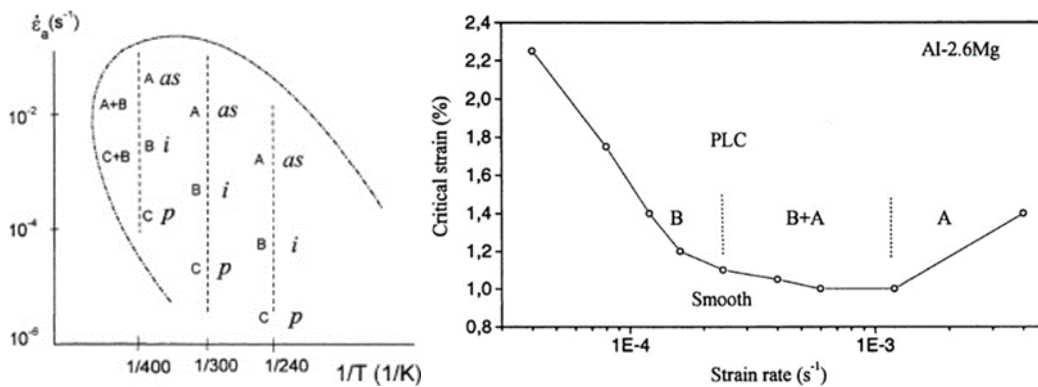


Figura 9 - Variazione del tipo di banda al variare della velocità di def. e temperatura.

Dopo aver determinato la velocità di deformazione e temperatura è possibile prevedere quale sarà la banda che si formerà su leghe di alluminio.

Non sono presenti quasi mai contemporaneamente più tipi di bande, tranne che nelle zone di transizione, chiamate zone di crossover, tuttavia il verificarsi di tali condizioni di velocità e temperatura critiche risulta estremamente raro.

Per specifiche condizioni di velocità di deformazione e temperatura invece non si registra più l'effetto Portevin Le Chatelier, specialmente quando le velocità di deformazione sono molto elevate o molto basse. Infatti (Figura 9) all'aumentare della velocità, le bande passano da tipo B a tipo A, fino a scomparire per valori elevati di velocità di deformazione.

La teoria delle tre tipologie di bande non è universalmente accettata. Sono presenti anche delle teorie alternative, sostenute da esperimenti condotti con prove di trazione di leghe di magnesio, secondo cui, in realtà, è presente un solo tipo di banda.

Secondo questa ipotesi il carattere intrinseco della banda rimarrebbe inalterato, quello che le distingue e differenzia è la propagazione della banda stessa sul provino, che le rende di conseguenza diverse tra loro.

2.3 Dynamic Strain Aging (DSA)

Nel corso degli anni sono state proposte diverse teorie per spiegare l'effetto Portevin Le Chatelier, attualmente la più accreditata è quella del Dynamic Strain Aging. Per capire appieno il fenomeno del DSA (Dynamic Strain Aging), bisogna prima entrare un po' più nel dettaglio microstrutturale, spiegando i concetti di reticolo cristallino, difetti microstrutturali, dislocazioni e incrudimento.

2.3.1 Alluminio elemento chimico

L'alluminio (Al) è un metallo della tavola periodica appartenente del terzo gruppo

- numero atomico: 13
- peso atomico: 26,98 uma
- Valenza: 3

13: Aluminium

2,3,3

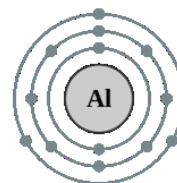


Figura 10 - Atomo di alluminio.

Facendo parte del gruppo dei metalli della tavola periodica, presenta alcune delle caratteristiche tipiche di questi materiali: lucentezza, buona conducibilità termica, elevata

temperatura di fusione (nel caso dell'alluminio non è relativamente elevata circa 600), alta densità rispetto ai materiali non metallici, malleabilità duttilità, si presenta solido a temperatura ambiente, sonorità e non trasparenza.

Il legame tra atomi di alluminio avviene mediante un legame metallico, spiegabile con il modello della nube elettronica: gli elettroni di valenza non appartengono più ai singoli atomi, ma sono liberi di muoversi tra tutti gli atomi, infatti vengono chiamati elettroni delocalizzati, giustificando così la proprietà dei metalli tra cui l'alluminio di avere elevata conducibilità elettrica e termica.

2.3.2 Reticolo cristallino e cella elementare

Quando gli atomi si legano tra loro per formare un solido cristallino, si dispongono in modo ordinato, seguendo un ordinamento e posizioni ben precise e ripetute nello spazio. In realtà gli atomi che formano i reticoli cristallini, conosciuti anche come reticoli di Bravais, non rimangono perfettamente fissi, ma oscillano intorno alle loro posizioni in maniera più o meno accentuata a seconda della temperatura. Le proprietà dei solidi dipendono dalla struttura cristallina e dalla forza del legame.

Il reticolo a sua volta è scomponibile in celle unitarie, cioè un blocco di atomi che si ripete per formare il reticolo, definibile anche come la scomposizione più piccola del reticolo che ne mantiene ancora le proprietà.

Le celle unitarie conosciute sono 14, le più comuni sono cubica semplice, a corpo centrato e a facce centrate, tetragonale ed esagonale.

Il 90% dei metalli presenta una struttura cubica a corpo centrato (CCC), cubica a facce centrate (CFC) o esagonale compatta (EC).

La cella elementare dell'alluminio è cubica a facce centrali (CFC), ovvero un atomo su ogni spigolo del cubo e uno al centro di ogni faccia

- dimensione del lato della cella $a=0.405$ nm
- numero di coordinazione: 12 (ogni atomo ha 12 atomi vicini)
- fattore di impacchettamento $(8 \times \frac{1}{8}) + (6 \times \frac{1}{2}) = 4$ atomi, gli atomi sugli spigoli sono condivisi da altre otto celle elementari, mentre quelle sulle facce sono condivisi da due celle

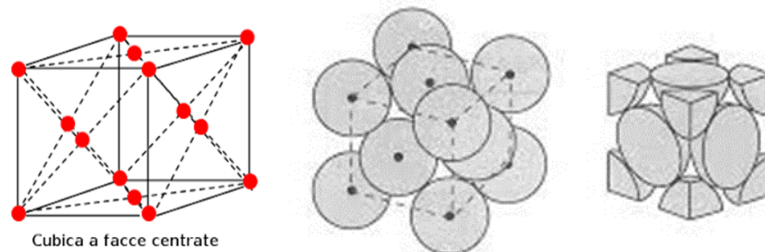


Figura 11 - cella cubica a facce centrate CFC.

2.3.3 Difetti del reticolo: le dislocazioni

Il reticolo cristallino non è quasi mai perfetto, nella maggior parte dei casi presenta dei difetti:

- difetti di punto: riguardano singoli atomi
- difetti di linea: hanno sviluppo monodimensionale
- difetti di superficie: hanno sviluppo bidimensionale
- difetti tridimensionali: inclusioni non metalliche, micro e macrovuoti, strato amorfo

Se si volesse confrontare la forza necessaria alla deformazione plastica calcolata teoricamente con quella misurata sperimentalmente, si noterebbe che ci sono notevoli differenze. In particolare i dati rilevati dagli esperimenti e prove di laboratorio dimostrano che la forza necessaria è fino a quattro ordini di grandezza inferiori a quelle calcolabili dalle formule. Questa discordanza tra dati sperimentali e teorici può essere spiegata dalla presenza di difetti di linea, le dislocazioni, che possono essere:

- *DISLOCAZIONI A SPIGOLO*: presenza sul reticolo di un semipiano atomico aggiuntivo, che impedisce a tutti gli atomi di essere legati tra loro.
- *DISLOCAZIONI A VITE*: una parte del cristallo è traslata di un passo atomico rispetto all'altra, mentre lo stesso non avviene per il restante semispazio

Una deformazione elastica provoca una distorsione dei legami atomici, ma non una rottura, per questo quando il carico viene rimosso, il reticolo ritorna nella sua forma e posizione iniziale. In una deformazione plastica invece la sollecitazione distorce i legami fino a rottura, il meccanismo di deformazione è semplificabile ipotizzando un movimento rigido di una parte del reticolo sull'altra, secondo dei piani e direzioni ben precise, che vengono chiamati rispettivamente piani di scorrimento cristallino e direzioni di scorrimento.

La presenza delle dislocazioni determina che per lo scorrimento dei piani non è richiesta la rottura contemporanea di tutti i legami interatomici, perché ad esempio la presenza di un semipiano atomico extra nelle dislocazioni a spigolo, implica che non tutti gli atomi sono legati tra loro, opponendo meno resistenza allo scorrimento effettivo e facilitando così la deformazione plastica. In questo modo si spiega la minor forza necessaria alla deformazione plastica nel caso reale rispetto a quello teorico con calcoli basati su un reticolo cristallino ideale.

Tuttavia secondo il meccanismo di Frank-Read, le dislocazioni, se sollecitate, si moltiplicano. All'aumentare della deformazione quindi aumentano di numero e interagiscono tra loro esercitandosi vicendevolmente forze mutue. Le dislocazioni diventano così sempre meno mobili fino al bloccaggio, aumentando di fatto progressivamente la forza necessaria per la deformazione.

Riassumendo:

- Le dislocazioni inizialmente favoriscono la deformazione plastica, richiedendo forze minori per raggiungere il limite elastico.
- All'aumentare della deformazione le dislocazioni interagiscono tra loro, aumentando progressivamente la forza necessaria alla deformazione. Questo fenomeno prende il nome di *INCRUDIMENTO*.

I difetti di superficie influenzano e hanno effetto sui difetti di linea e il fenomeno dell'incrudimento. Questi difetti di linea sono:

- *CONFINI DI GEMINATO*: piani che separano in maniera simmetrica due regioni del reticolo orientate tra loro in maniera speculare
- *CONFINI DI GRANO*: bordi presso i quali cambia l'orientamento dei piani reticolari da un grano all'altro

I difetti di superficie favoriscono il fenomeno dell'incrudimento

Le dislocazioni scorrono liberamente fino al confine di grano, dove invece vengono ostacolate, sia accumulano e interagiscono tra loro e aumentano la resistenza alla deformazione. Per questo motivo una struttura a grani fini presenta proprietà meccaniche superiori rispetto a una struttura a grani grossolani e ciò giustifica tutte varie metodologie di affinamento del grano utilizzate durante la fase di solidificazione per ottenere grani fini con maggiori proprietà meccaniche.

La mobilità delle dislocazioni dipende anche dalla temperatura e dalla velocità di deformazione. All'aumentare della temperatura iniziano a manifestarsi la diminuzione dei difetti puntuali e il riordino dei difetti lineari. Inoltre se la temperatura è particolarmente alta si può verificare la ricristallizzazione dinamica e la diminuzione dei bordi di grano, data la progressiva scomparsa dei grani di piccole dimensione a favore dei grani di piccole dimensione. L'aumento della temperatura quindi è di ostacolo al verificarsi del fenomeno dell'incrudimento.

Alla lenta applicazione della deformazione, quindi per basse velocità di deformazione, i meccanismi di rafforzamento per incrudimento e di affinazione del grano tendono a scomparire, agevolando il movimento delle dislocazioni, quindi rendendo più facile la deformazione.

2.3.4 Dynamic Strain Aging

Durante la deformazione, il movimento delle dislocazioni è un processo complesso che avviene in maniera discontinua, dato che il moto si blocca quando una dislocazione incontra e interagisce con l'altra per l'effetto di forze mutue.

Quando questo avviene il movimento delle dislocazioni viene temporaneamente arrestato fin quando la deformazione non diventa sufficientemente elevata.

Nel momento in cui le dislocazioni vengono temporaneamente bloccate, se all'interno del reticolo sono contenute delle particelle interstiziali di soluto, come nel caso degli alliganti usati

nelle leghe dall'alluminio, queste particelle si diffondono intorno alle dislocazioni rafforzandole e bloccandole ulteriormente.

Nel momento in cui la deformazione è sufficientemente elevata da far sbloccare le dislocazioni, queste ricominciano a muoversi fino a quando non incontrano un nuovo ostacolo e vengono di nuovo bloccate.

Il flusso di deformazione plastica risulta pertanto discontinuo.

Questa spiegazione giustifica anche il motivo per cui tale effetto si registra solo su leghe dall'alluminio e acciai, tutti materiali che contengono all'interno del reticolo atomi interstiziali di soluto, indispensabili per interagire con le dislocazioni e causare il Dynamic Strain Aging.

A rafforzare ulteriormente questa possibile spiegazione dell'effetto Portevin Le Chatelier, è la manifestazione in maniera più frequente del fenomeno nelle leghe ad alto contenuto di alliganti (ad esempio è molto comune in leghe dall'alluminio della serie 5000 con alti contenuti di magnesio), e la stretta correlazione con il trattamento termico subito in precedenza dalla lega (meno frequente se la lega è stata sottoposta a un trattamento termico di ricottura, piuttosto che se soggetta a bonifica, data la struttura a grani grossolani con quindi un minor numero dei bordi di grano necessari per bloccare le dislocazioni e la diminuzione della concentrazione di elementi di lega soluti, necessari al verificarsi del DSA).

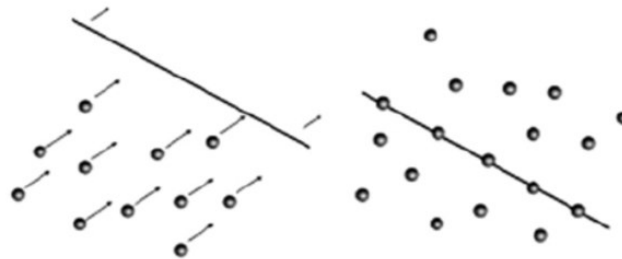


Figura 12 - semplificazione del fenomeno DSA.

Quindi a causa del DSA il movimento delle dislocazioni risulta instabile, il flusso plastico di conseguenza è instabile, come evidente dalle prove di trazione fatte a velocità di deformazione e temperatura costante, e la curva tensione deformazione presenta la caratteristica forma dentellata o a “denti di sega”.

2.4 Strain Rate Sensitivity (SRS)

In genere quando un materiale viene sottoposto a deformazione, come durante una prova di trazione, all'aumentare della velocità di deformazione applicata aumenta la tensione registrata, ovvero la resistenza che oppone il materiale durante la deformazione aumenta.

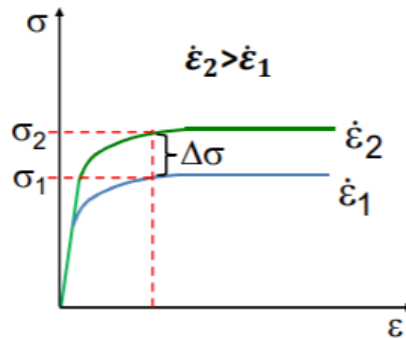


Figura 13 - Variazione curva tensione al variare della velocità di deformazione.

Tuttavia questo meccanismo non avviene in un materiale quando manifesta l'effetto Portevin Le Chatelier.

Da un'analisi più approfondita infatti si osserva che il verificarsi del fenomeno del DSA, causa principale dell'effetto PLC, è accompagnato da un valore negativo del coefficiente di sensibilità della tensione alla velocità di deformazione SRS (Strain Rate Sensitivity), cioè all'aumentare della velocità di deformazione la tensione invece che crescere, diminuisce.

Quindi mentre nella maggior parte dei materiali sottoposti a deformazione tale valore è in genere molto basso ma comunque positivo, quando si formano le classiche bande di Portevin le Chatelier, assume un valore negativo, e tende ulteriormente a diminuire all'aumentare della percentuale di soluto contenuta nella lega.

La tensione quindi non aumenta sempre all'aumentare della velocità di deformazione, ma c'è un intervallo in cui diminuisce, ovvero nell'intervallo di velocità di deformazione in cui si verifica l'effetto Portevin Le Chatelier.

Quando poi la tensione torna ad aumentare, il coefficiente SRS è positivo e scompare l'effetto PLC.

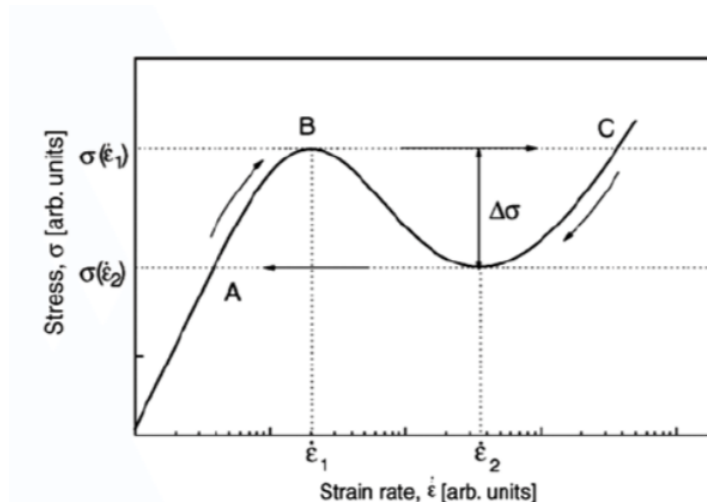


Figura 14 - Andamento teorico della tensione al variare della velocità di deformazione in un materiale con effetto PLC, che presenta un profilo a N. Come si nota in un certo intervallo di velocità di deformazione la tensione diminuisce, il coefficiente SRS risulta pertanto negativo.

In pratica andando a relazionare la variazione della tensione all'aumentare della velocità di deformazione per un materiale in cui si può verificare il Dynamic Strain Aging, quindi l'effetto Portevin Le Chatelier, si registrerebbe un tipico andamento a N.

Fin quando la velocità di deformazione è bassa $\dot{\epsilon} < \dot{\epsilon}_1$, il fattore SRS è positivo, la tensione aumenta all'aumentare della velocità di deformazione, non si verifica l'effetto PLC.

Analogamente se la velocità di deformazione è troppo elevata il coefficiente SRS risulta positivo, ovvero la tensione torna a crescere all'aumentare della velocità.

La curva tensione-deformazione avrà un comportamento tipico di un materiale in assenza di atomi di soluto, quindi non si manifesta più l'effetto PLC. In questo caso infatti il tempo di attesa t_w tra due dentellature è troppo basso (capitolo 2.2), gli atomi di soluto non hanno il tempo di diffondersi intorno alle dislocazioni che di conseguenza non vengono temporaneamente bloccate.

Solo nell'intervallo $\dot{\epsilon}_1 < \dot{\epsilon} < \dot{\epsilon}_2$ si registra l'effetto Portevin Le Chatelier, il coefficiente di sensibilità della tensione alla velocità di deformazione SRS (Strain Rate Sensitivity) risulta negativo e si ha quindi un abbassamento della tensione all'aumento della velocità di deformazione.

CAPITOLO 3

ANALISI SPERIMENTALE EFFETTO PORTEVIN LE CHATELIER

3.1 Digital Image Correlation (DIC)

Si possono usare varie metodologie per caratterizzare e individuare le bande di deformazione localizzata che si manifestano sui provini a seguito dell'effetto Portevin Le Chatelier. I metodi ottici più comunemente utilizzati sono il DIC (Digital Image Correlation) e lo Speckle Pattern Interferometry,

Il DIC è una metodologia, relativamente semplice e recente, che permette di analizzare e mappare lo stato deformativo e gli spostamenti relativi di punti nel provino in esame senza distruggerlo o modificarlo e inoltre senza che avvenga il contatto fisico con l'oggetto in fase di deformazione.

Il metodo DIC dal punto di vista tecnico consiste nel posizionare una fotocamera digitale ad alta velocità (almeno 30 frame al secondo) davanti al provino durante la prova di trazione, che viene illuminato con una sorgente di luce bianca.

Se vengono utilizzate solo due fotocamere il processo viene comunemente definito in 2D, in 3D se invece si usano tre fotocamere in simultanea.

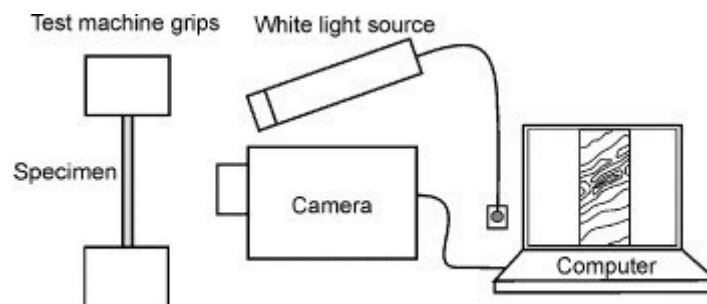


Figura 15 - installazione strumenti metodo DIC.

Con la fotocamera vengono acquisite diverse immagini. La prima che viene acquisita viene definita immagine iniziale o anche immagine di riferimento, che ritrae il provino prima della deformazione. Le immagini successive, che vengono prelevate durante la deformazione, sono chiamate immagini correnti.

Le immagini correnti vengono quindi sottratte progressivamente pixel per pixel all'immagine di riferimento, mediante un apposito software di elaborazione di immagini con complessi algoritmi di correlazione, in modo da poter calcolare gli spostamenti relativi e a partire da tali spostamenti si può risalire al campo di deformazione.

In questo modo si ottengono delle vere e proprie mappe di deformazione dell'intera superficie del campione che sono individuabili visivamente attraverso una scala cromatica in relazione alla diversa entità della deformazione lungo il provino.

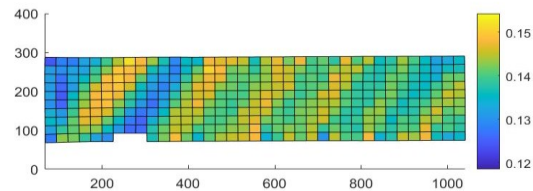


Figura 16 - esempio risultato metodo DIC.

Affinché l'analisi abbia successo, particolare attenzione va riposta nella fase di preparazione del provino, che spesso viene sottoposto a lucidatura e operazioni di rettifica in modo da rendere la superficie più omogenea possibile. Il provino può anche essere verniciato con uno schema a chiazze che permette di valutare meglio il flusso del materiale e aiuta a un migliore riferimento fisico al sistema di registrazione delle immagini. L'accuratezza della misurazione dipende principalmente dalla qualità e dalla condizione superficiale del provino, ma anche dalla distribuzione della luce, qualità delle fotocamere e distorsione delle lenti.

3.2 Metodi Termografici

I metodi termografici sfruttano l'aumento di temperatura, dovuto all'aumento di calore sprigionata durante la deformazione plastica per analizzare l'andamento della deformazione lungo il provino.

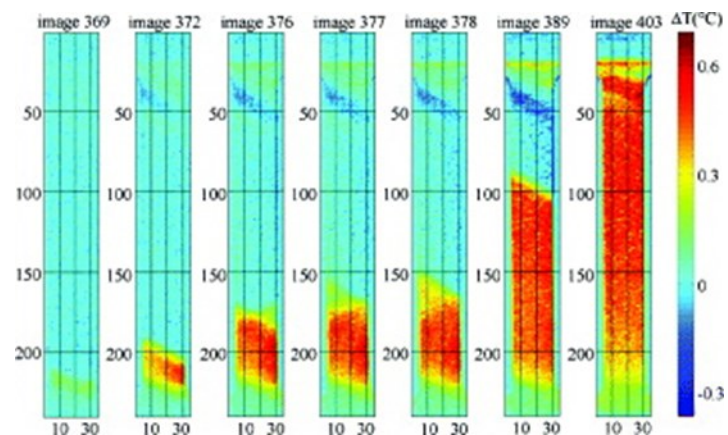


Figura 17 - risultati metodi termografici.

Grazie a dispositivi a infrarossi puntati sul campione durante la prova di trazione si misurano i vari campi di temperatura sulla superficie in deformazione.

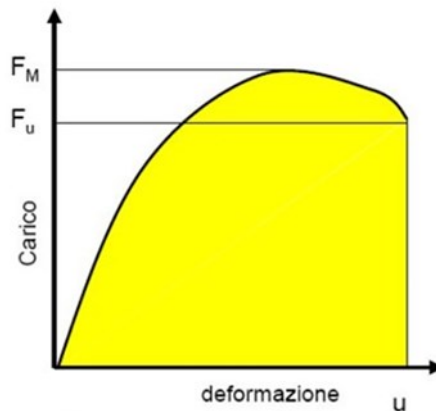


Figura 18 - energia di deformazione.

L'area sottostante la curva tensione deformazione rappresenta l'energia necessaria alla deformazione:

$$W_{def} = V \int_0^{\epsilon} \sigma d\epsilon$$

Durante la deformazione la maggior parte del lavoro si trasforma in calore:

$$\rho c V \Delta T = \beta V \int_0^{\epsilon} \sigma d\epsilon$$

Con β che rappresenta la percentuale di lavoro che si trasforma in calore (in genere 0.9). Il calore sprigionato è quindi direttamente proporzionale alla deformazione plastica. Misurando il calore sulla superficie del provino, è possibile stimare la deformazione subita, creando in questo modo delle zone di deformazione per poi ricollegarle all'effetto Portevin Le Chatelier.

Inoltre in base ai campi di temperatura registrati, sulla base dei dati forniti a seguito di valutazioni empiriche, si possono distinguere i vari tipi di banda che si creano sul provino.

Questa metodologia è spesso utilizzata in parallelo ai risultati ottenuti con i metodi ottici, permettendo così di caratterizzare e misurare in maniera più accurata la posizione esatta delle bande e la deformazione che si crea nel provino.

3.3 Analisi Sperimentale

Per studiare sperimentalmente l'effetto Portevin Le Chatelier, sono state effettuate delle prove di trazione su provini di alluminio AA5754, quindi della serie 5xxx, una tra le più utilizzate soprattutto per processi produttivi di deformazione plastica e quindi di notevole interesse date le numerose applicazioni.

La macchina utilizzata per effettuare le prove di trazione è una Zwick-Roell Z050, che permette di calcolare i dati dalla traversa con una frequenza di campionamento 50Hz, fornendo i valori di tensione e deformazione ingegneristica.

Per correttezza bisogna dire che questi dati sono soggetti a un piccolo errore sistematico dovuto alla contemporanea deformazione della traversa stessa. Tuttavia la rigidità è talmente elevata, e quindi la deformazione molto piccola, tanto da poter trascurare questo errore sistematico e considerare i dati molto validi.

I dati sono analizzati in parallelo anche mediante metodi di analisi d'immagine DIC, con una telecamera e sensore C-MOS, avente risoluzione spaziale di 1280x1024.

La deformazione in questo caso è calcolata confrontando le immagini acquisite durante la prova con quella iniziale, relativa alla lunghezza del tratto indeformato iniziale del provino. I valori della tensione-deformazione così ottenuti sono identificati con l'acronimo EV (perché ricavati a partire dall'elemento virtuale) per distinguerli da quelli calcolati alla traversa. Questi valori, sebbene dal punto di vista teorico siano più corretti rispetto a quelli forniti dalla traversa, in quanto non soggetti all'errore sistematico dovuto alla contemporanea deformazione della traversa, hanno una frequenza di campionamento troppo bassa e non costante, circa di 10Hz. I dati così ottenuti sono adatti solo per un'analisi qualitativa delle curva tensione-deformazione, ma poi non sono utilizzabili quando si procede a un'analisi più accurata come quella in frequenza, specialmente per elevate velocità di deformazione.

Tutti i dati e i risultati successivi sono stati ottenuti con l'ausilio del programma Matlab.

3.4 Velocità di deformazione

Le prove di trazione sui provini sono eseguite a diversa velocità della traversa in modo da analizzare il comportamento e i cambiamenti delle bande al variare della velocità di deformazione.

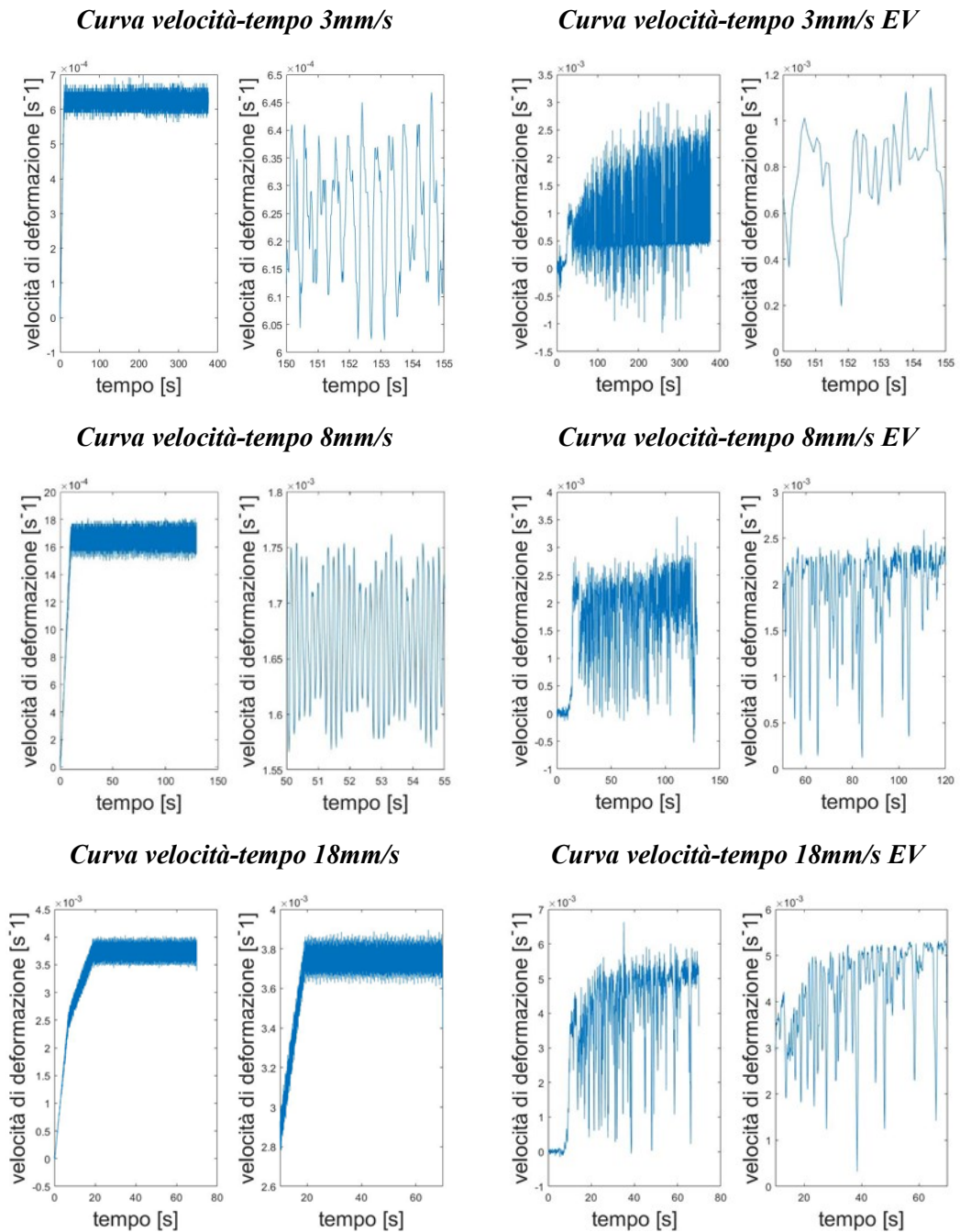
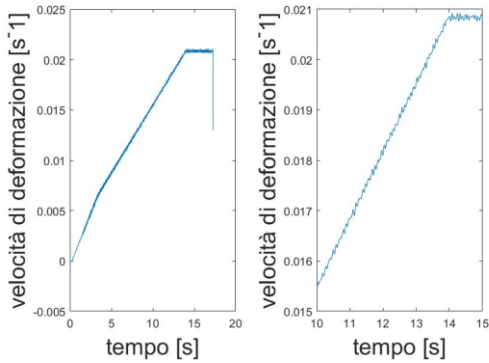


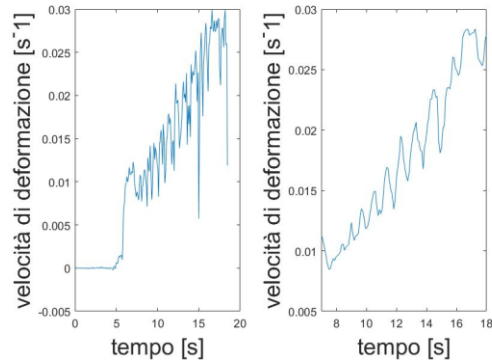
Figura 19 - Valori della velocità di deformazione all'aumentare del tempo relativi a prove di trazione con diversa velocità della traversa (3mm/s-8mm/s-18mm/s). A sinistra sono riportati i dati misurati direttamente alla traversa, mentre a destra i dati EV ricavati a partire dal metodo DIC. In entrambi a fianco è riportato un ingrandimento per analizzare meglio il valor medio della velocità di deformazione calcolata.

- Per **3 mm/s**, la velocità di deformazione media risulta di 6.15×10^{-4} per i dati misurati alla traversa o di 6.89×10^{-4} per i dati EV
- Per **8 mm/s** corrisponde una velocità di 1.6×10^{-3} dai dati misurati alla traversa, e di 1.7×10^{-3} dai dati EV
- Per **18 mm/s** corrisponde una velocità di deformazione di 3.4×10^{-3} alla traversa, e di 3.6×10^{-3} dai dati EV

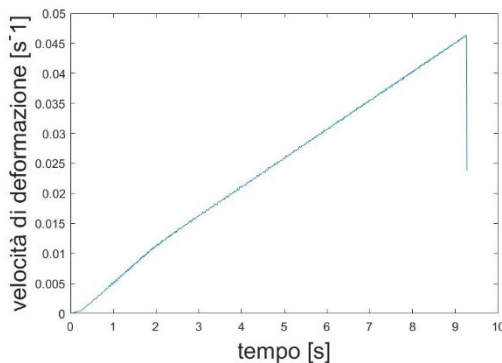
Curva velocità-tempo 100mm/s



Curva velocità-tempo 100mm/s EV



Curva velocità-tempo 300mm/s



Curva velocità-tempo 300mm/s EV

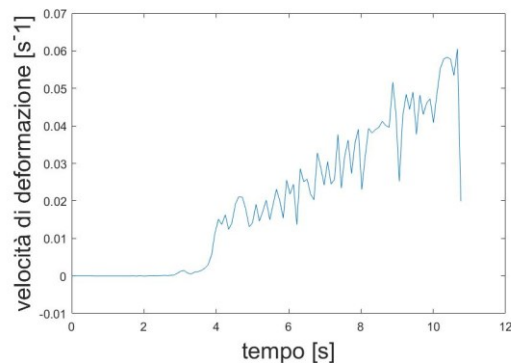


Figura 20 - Valori della velocità di deformazione all'aumentare del tempo relativi a prove di trazione con diversa velocità della traversa (100mm/s-300mm/s). A sinistra sono riportati i dati misurati direttamente alla traversa, mentre a destra i dati EV ricavati con il metodo DIC. In entrambi a fianco è riportato un ingrandimento per analizzare meglio il valor medio della velocità di deformazione calcolata.

- **100mm/s** velocità della traversa, corrisponde una velocità di deformazione compresa nell'intervallo tra 0.01 e 0.02
- **300mm/s** velocità della traversa, a cui corrisponde una velocità di deformazione media compresa tra 0.02 e 0.04

Mentre per basse velocità della traversa la velocità di deformazione oscilla in un certo intervallo e quindi è possibile approssimare senza commettere un errore eccessivo una velocità di deformazione media, questo non vale all'aumentare della velocità di prova.

Mentre la macchina sta ancora accelerando, il provino arriva a rottura prima di raggiungere la velocità impostata

3.5 Curve tensione-deformazione

I dati ottenuti dalla traversa e quelli EV sono stati correlati tra loro in modo da ottenere le curve tensione-deformazione ingegneristiche e analizzarne le differenze al variare della velocità di deformazione. L'uso della tensione-deformazione ingegneristica o reale non genera differenze dal punto di vista dei risultati. In questo caso poiché i dati elaborati si riferivano a valori ingegneristici, si è preferito lasciarli in questa forma e non elaborarli ulteriormente per ottenere i valori veri.

Curve tensione-deformazione ingegneristiche

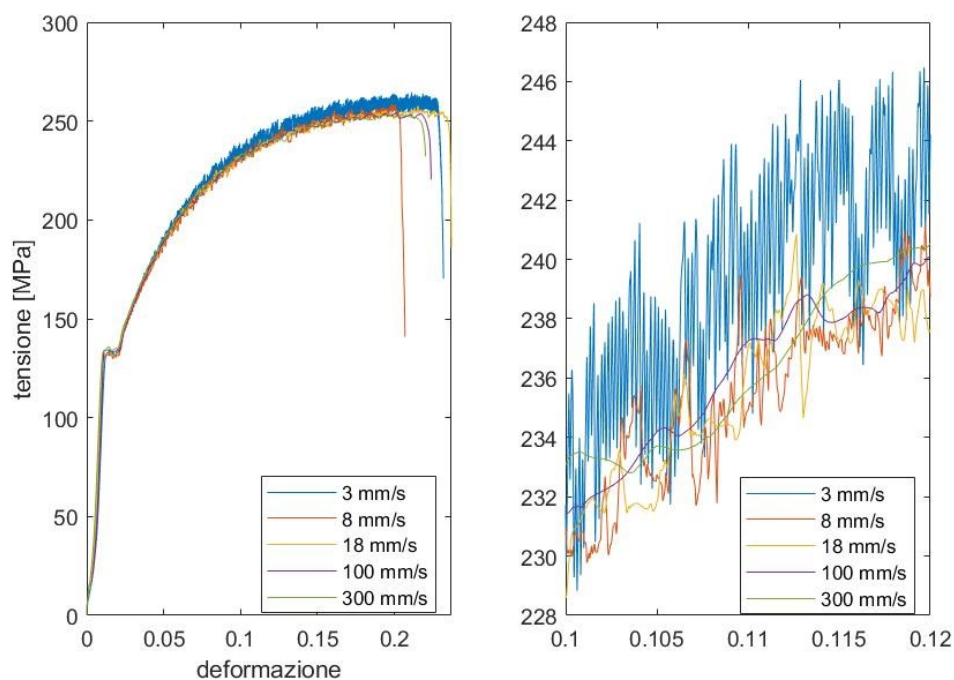


Figura 21 – Curve tensione-deformazione ingegneristiche per diverse velocità della traversa a cui è stata eseguita la prova. Le curve mostrano nel tratto plastico la classica dentellatura causata dalle cadute di tensione tipiche dell'effetto Portevin Le Chatelier.

Già da una prima analisi qualitativa delle curve tensione-deformazione messe a confronto, appare subito evidente l'effetto Portevin Le Chatelier, dato che nel tratto plastico, oltre allo

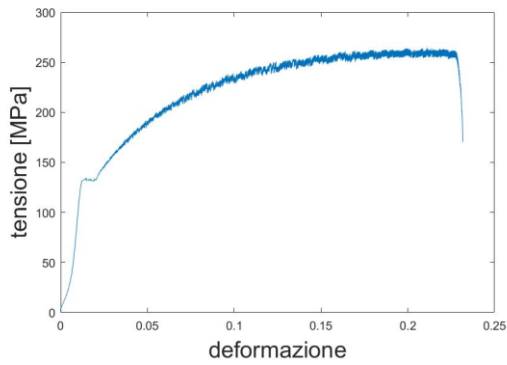
snervamento, la curva tensione-deformazione subisce fluttuazioni, cioè delle cadute di tensione a causa dell'invecchiamento dinamico, DSA.

Una seconda osservazione è l'attenuazione dell'effetto all'aumentare della velocità di deformazione della prova, con una progressiva riduzione delle cadute di tensione, cioè dell'ampiezza, a dimostrazione del cambiamento del tipo di banda che passano dal tipo B al tipo A per elevate velocità di deformazione.

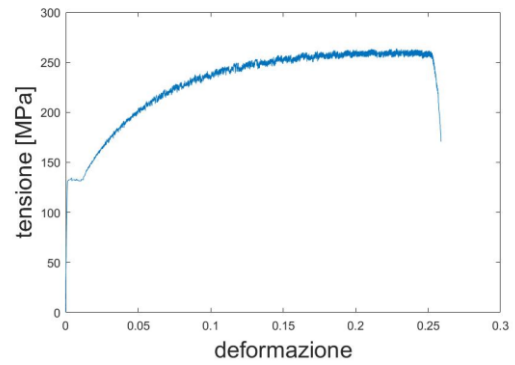
Quando la velocità cresce ulteriormente avviene la progressiva attenuazione del fenomeno, infatti a 100mm/s e 300mm/s non sono quasi più distinguibili le classiche cadute di tensione della curva tensione-deformazione tipiche dell'effetto Portevin Le Chatelier.

Anche in questo caso sono state analizzate nel dettaglio le curve tensione deformazione per diverse velocità della traversa, confrontando i dati prelevati direttamente dalla traversa con quelli EV ricavati mediante il metodo DIC.

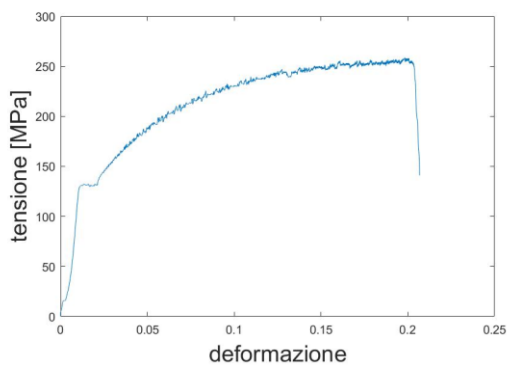
Curve tensione-def. 3mm/s



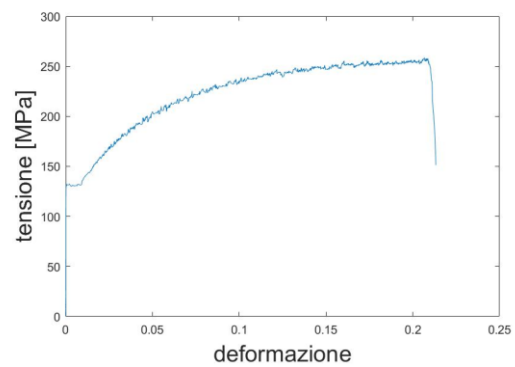
Curve tensione-def. 3mm/s EV



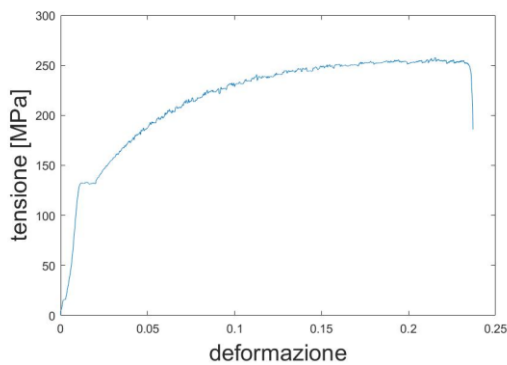
Curve tensione-def. 8mm/s



Curve tensione-def. 8mm/s EV



Curve tensione-def. 18mm/s



Curve tensione-def. 18mm/s EV

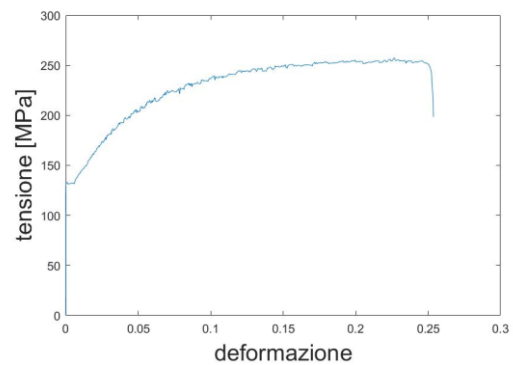


Figura 22 - Curve tensione-deformazione a diverse velocità della traversa a confronto. Per basse velocità (3mm/s) le bande sono assimilabili al tipo B caratterizzate da elevate cadute di tensione, per velocità più elevate (8-18mm/s) diventano di tipo A.

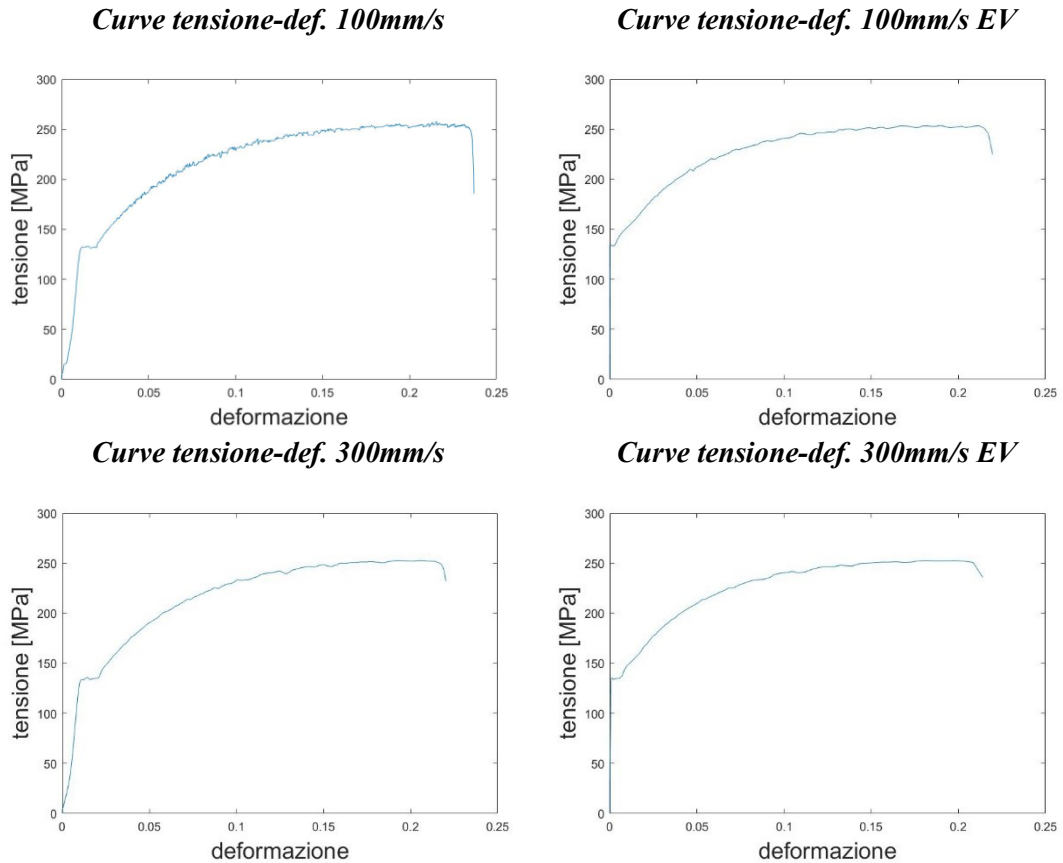


Figura 23 - Per elevate velocità della traversa(100-300mm/s) quindi di conseguenza elevate velocità di deformazione l'effetto si attenua e non sono più distinguibili le dentellature della curva tensione deformazione.

Analizzando le curve tensione-deformazione si nota che per 3mm/s le bande sono di tipo B, relative a velocità di deformazione intermedie e caratterizzate da elevate cadute di tensione. Aumentando la velocità di deformazione le cadute di tensione sono più ridotte e possono essere ricondotte alle bande di tipo A, come si nota per 8mm/s e 18mm/s (Figura 22).

Quando la velocità di deformazione è più elevata, come per velocità della traversa di 100mm/s e 300mm/s, non sono più distinguibili le dentellature della curva tensione-deformazione tipiche di instabilità plastica (Figura 23). L'effetto Portevin Le Chatelier non sembra essere più presente.

Bande Portevin Le Chatelier isolate a confronto

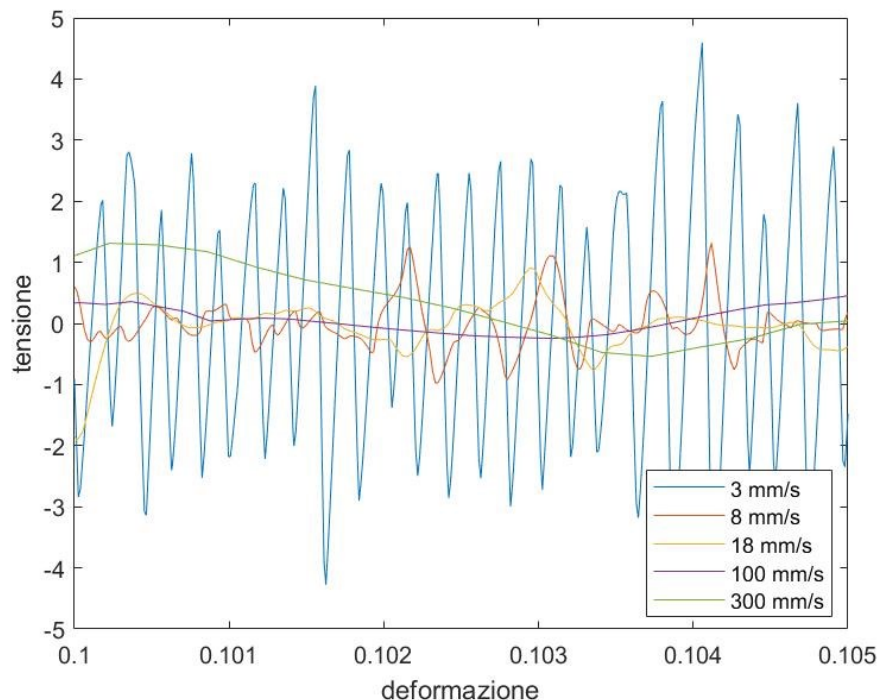


Figura 24 – Bande isolate e riportate allo stesso metro di misura per diverse velocità di deformazione. Per basse velocità(3mm/s) l’ampiezza e la frequenza risulta particolarmente elevata. L’ampiezza tuttavia si riduce molto all’aumentare della velocità di prova mentre la frequenza non sembra seguire una pari riduzione.

Se si isolano le bande, e si riportano allo stesso metro di misura, risulta molto evidente che per 3mm/s l’ampiezza e la frequenza della “dentellatura” è particolarmente accentuata e di maggiore entità.

L’ampiezza delle cadute di tensione si riduce notevolmente all’aumentare della velocità, a conferma del passaggio da bande di tipo B a bande di tipo A che si verificano a velocità di deformazione più elevate e sono caratterizzate da ridotte cadute di tensione.

Tuttavia non si nota una pari riduzione per quanto riguarda la frequenza con cui si ripetono, che al contrario in prima analisi sembra rimanere quasi invariata fino a 8mm/s e 18mm/s. Quando poi la velocità aumenta fino a valori elevati come 100mm/s e 300mm/s, non è più distinguibile tale effetto. Quest’ultima osservazione è a conferma che l’effetto Portevin Le Chatelier non dipende solo della microstruttura del materiale, ma si verifica solo in un determinato intervallo di temperatura e velocità di deformazione. Evidentemente per 100mm/s e 300mm/s si è giunti al limite, se non già superato, oltre il quale l’effetto PLC non è più presente.

3.6 Analisi in frequenza

Per analizzare più approfonditamente e confermare le osservazioni qualitative effettuate a partire dalle curve tensione-deformazione, in particolare l'entità e la riduzione della caduta di tensione, ovvero l'ampiezza e la frequenza di oscillazione e poi confrontare i risultati ottenuti al variare della velocità di deformazione, bisogna effettuare un'analisi in frequenza. A partire in questo caso dai dati delle curve tensione-tempo, vengono isolate le bande, cioè sono riportate all'origine del sistema di riferimento in modo così da analizzarne solo le cadute di tensione.

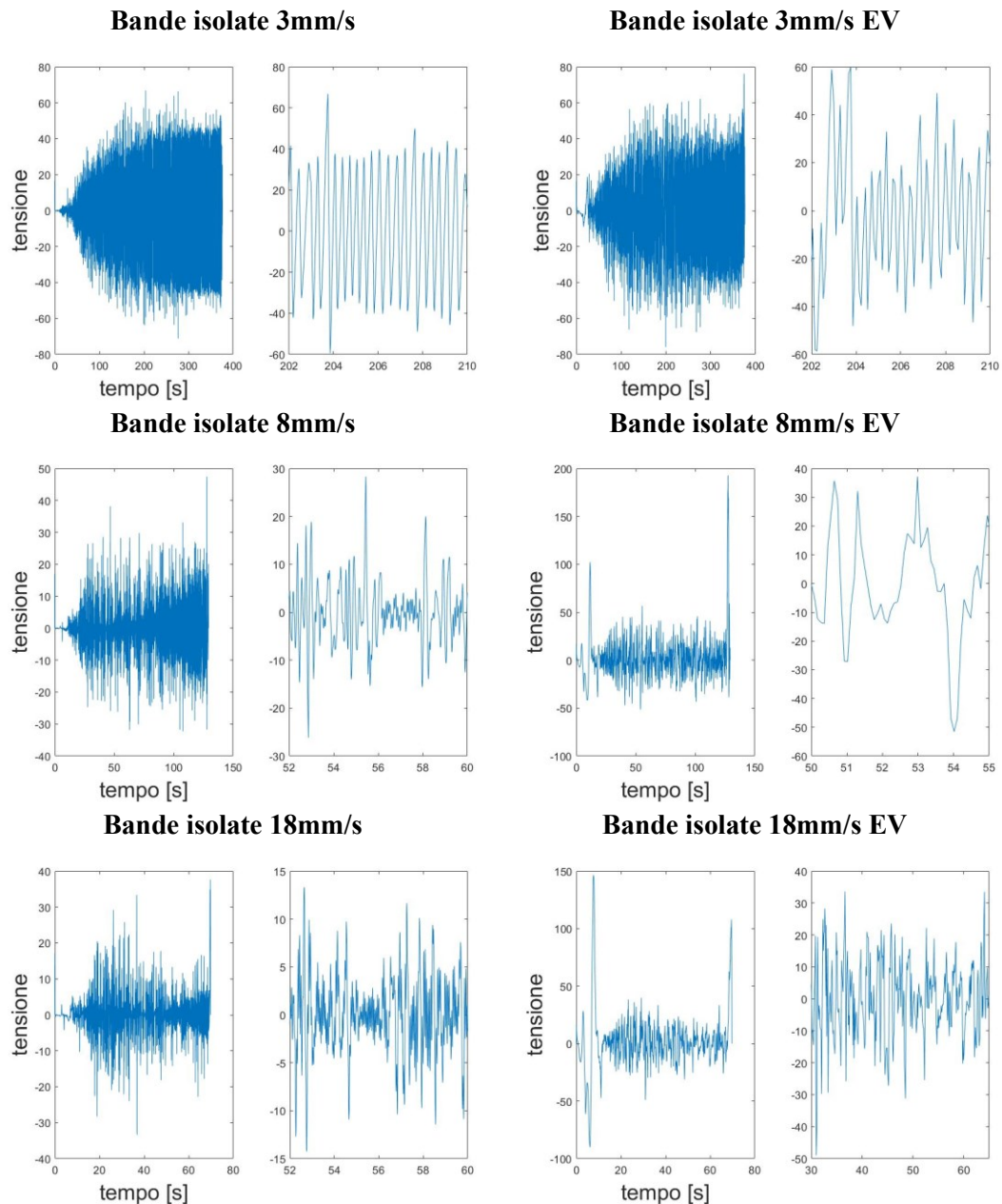


Figura 25 – Bande isolate e portate all'origine del sistema di riferimento per diverse velocità di prova (3-8-18mm/s). A sinistra sono riportati i risultati relativi ai dati prelevati direttamente dalla traversa, a destra i dati EV ricavati mediante il metodo DIC. In entrambi a fianco è presente un ingrandimento per osservarne meglio l'andamento.

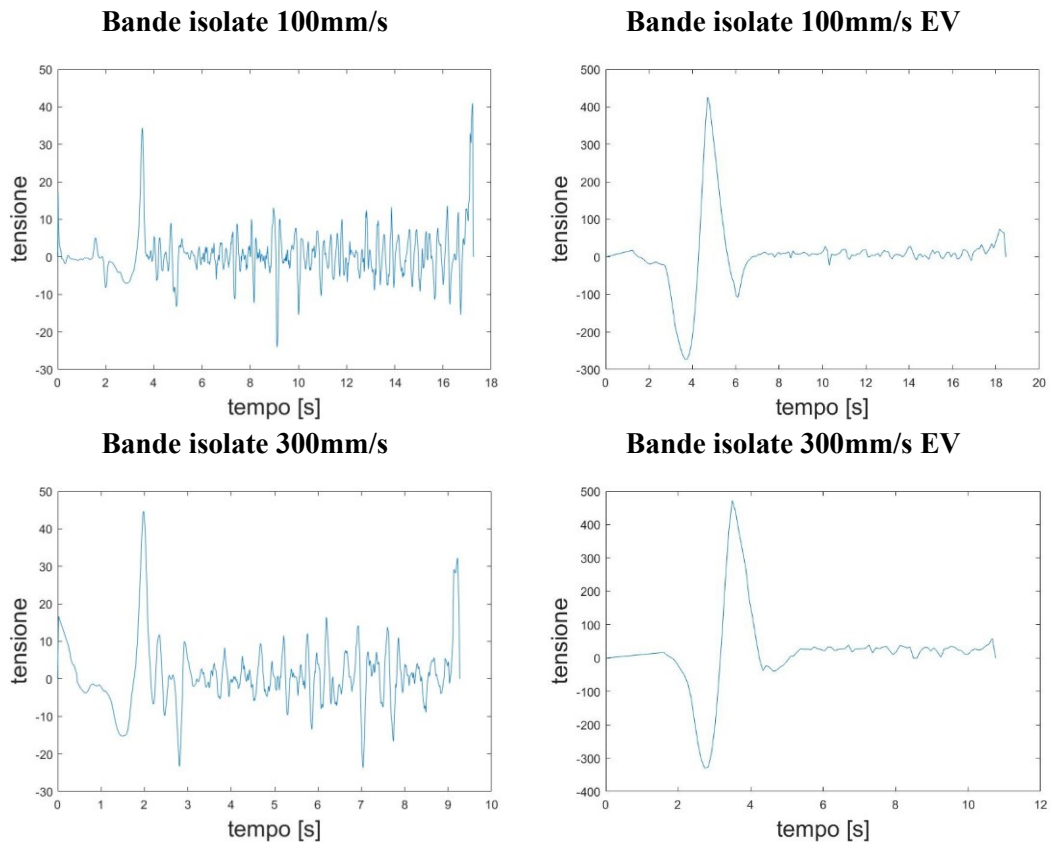


Figura 26 – Bande isolate e portate all'origine del sistema di riferimento per elevate velocità di prova (100-300mm/s). A sinistra sono riportati i risultati relativi ai dati prelevati direttamente dalla traversa, a destra i dati EV ricavati mediante il metodo DIC. In entrambi a fianco è presente un ingrandimento per osservarne meglio l'andamento.

In questo caso dal confronto tra i grafici emerge il limite dei dati EV ottenuti mediante il metodo di analisi d'immagine DIC.

La scarsa risoluzione per via della frequenza di campionamento troppo bassa (circa 10Hz) e incostante, comporta un numero notevolmente inferiore di campioni, che risultano insufficienti e si riducono ulteriormente all'aumentare della velocità di deformazione. Mentre infatti per un'analisi qualitativa delle curve tensione-deformazione non sembrano esserci grandi differenze tra i dati prelevati alla traversa e quelli EV, per analisi più approfondite, come un'analisi in frequenza, l'utilizzo di questi ultimi porterebbe a errori e risultati non corretti.

Per questo motivo nelle successive analisi verranno considerati solo i dati della traversa per le successive prove in frequenza, effettuati mediante la trasformata di Fourier FFT, sempre con l'ausilio di Matlab.

Analisi in frequenza 3mm/s

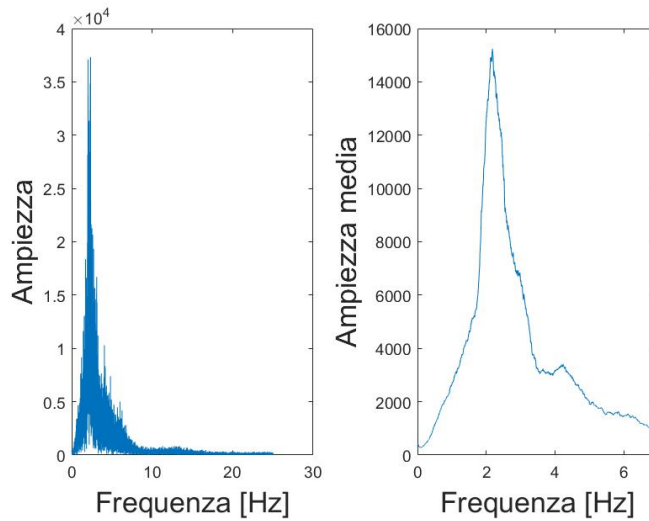


Figura 27 – Risultati dell’analisi in frequenza, dei dati misurati alla traversa, effettuata mediante la trasformata di Fourier. A fianco è presente una curva “semplificata” che permette di controllare in modo immediato e visivamente la frequenza caratteristica e l’ampiezza del picco maggiore.

Per una velocità della traversa di 3mm/s le bande di ampiezza maggiore presentano una frequenza di oscillazione di circa 2.2Hz.

Analisi in frequenza 8mm/s

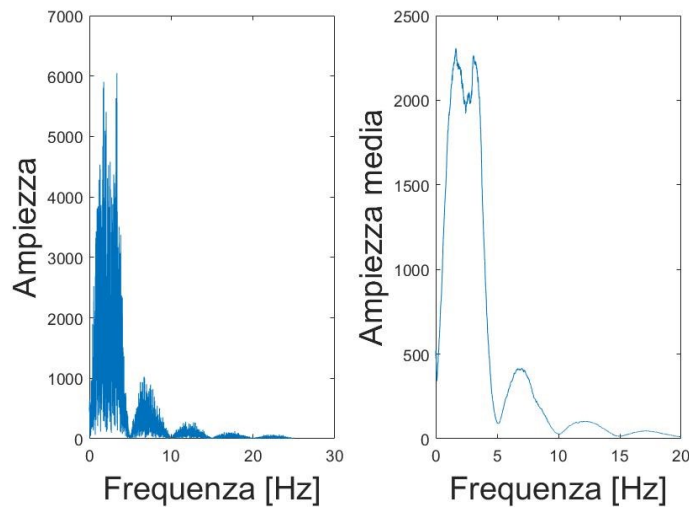


Figura 28 - Risultati dell’analisi in frequenza, dei dati misurati alla traversa, effettuata mediante la trasformata di Fourier. A fianco è presente una curva “semplificata” che permette di controllare in modo immediato e visivamente la frequenza caratteristica e l’ampiezza del picco maggiore. Per una velocità della traversa di 8mm/s le bande di ampiezza maggiore presentano una frequenza di oscillazione di circa 1.9Hz. L’ampiezza inoltre si è ridotta notevolmente rispetto ai risultati relativi a 3mm/s.

Analisi in frequenza 18mm/s

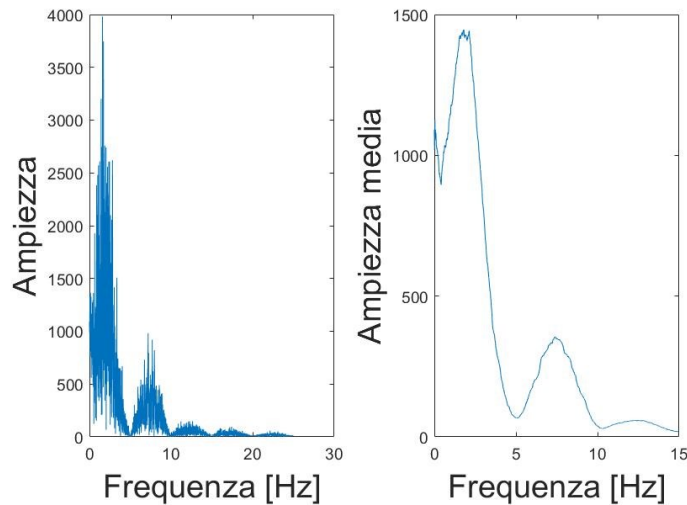


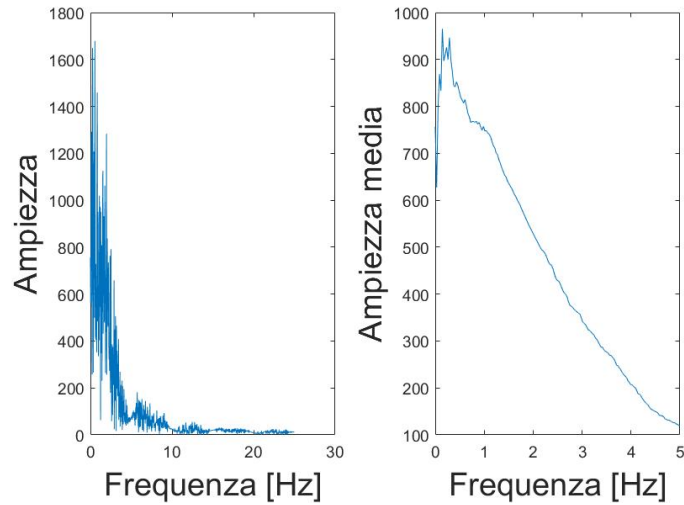
Figura 29 - Risultati dell'analisi in frequenza, dei dati misurati alla traversa, effettuata mediante la trasformata di Fourier. A fianco è presente una curva "semplificata" che permette di controllare in modo immediato e visivamente la frequenza caratteristica e l'ampiezza del picco maggiore. Per una velocità della traversa di 18mm/s le bande di ampiezza maggiore presentano una frequenza di oscillazione di circa 1.8Hz. L'ampiezza si è ridotta ulteriormente.

Analizzando i primi tre risultati dell'analisi in frequenza si osserva che le bande, sia quelle di tipo B per 3mm/s, sia quelle di tipo A, relative a 8mm/s e 18mm/s, sono caratterizzate all'incirca della stessa frequenza di oscillazione, compresa nell'intorno di 2Hz. Inoltre in linea con ciò che è stato dedotto in precedenza dalle curve tensione-deformazione, la caduta di tensione si riduce molto all'aumentare della velocità di deformazione. Infatti a 3mm/s l'ampiezza registrata del picco è più del doppio di quella a 8mm/s e diminuisce ulteriormente per 18mm/s (Figura 27-28-29).

All'aumentare della velocità della prova, quindi per valori maggiori di velocità di deformazione, la frequenza rilevata dall'analisi in frequenza in questi due casi (Figura 30) è prossima a 0Hz, più precisamente 0.25Hz per 100mm/s e 0.3Hz per 300mm/s. L'ampiezza inoltre ha in media due ordini di grandezza inferiori rispetto alle bande che si presentano a 3mm/s.

Questi risultati sono in accordo con le osservazioni effettuate in precedenza a partire dalle curve tensione-deformazione, nelle quali la dentellatura, quindi le bande di Portevin Le Chatelier, non sono più distinguibili.

Analisi in frequenza 100mm/s



Analisi in frequenza 300mm/s

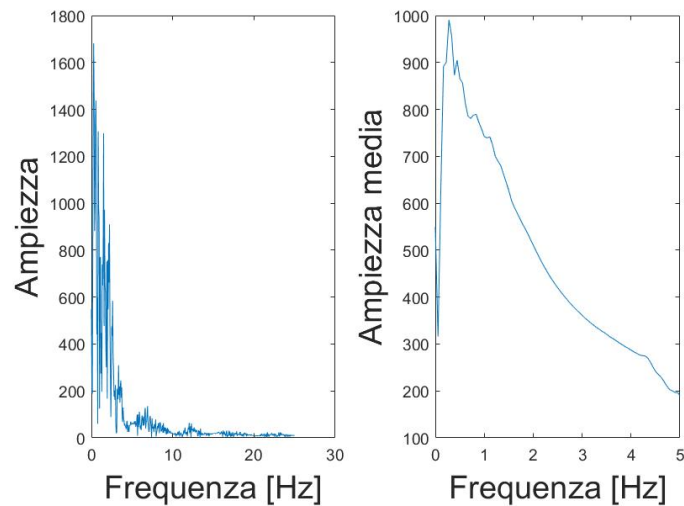


Figura 30 - Risultati dell'analisi in frequenza, dei dati misurati alla traversa, effettuata mediante la trasformata di Fourier. A fianco è presente una curva "semplificata" che permette di controllare in modo immediato e visivamente la frequenza caratteristica e l'ampiezza del picco maggiore. Per 100mm/s e 300mm/s l'ampiezza ha due ordini di grandezza inferiori a quella relativa a 3mm/s e la frequenza misurata è vicino allo 0Hz, più precisamente 0.25Hz per 100mm/s e 0.3Hz per 300mm/s. Questo conferma le osservazioni che possono essere ricavate dalle curve tensione-deformazione, che non mostravano più la dentellatura tipica dell'effetto Portevin Le Chatelier, che quindi per tali velocità sembra non essere più presente.

3.7 Effetto Portevin Le Chatelier e SRS negativo

Curve tensione-deformazione semplificata per visualizzare l'andamento della tensione

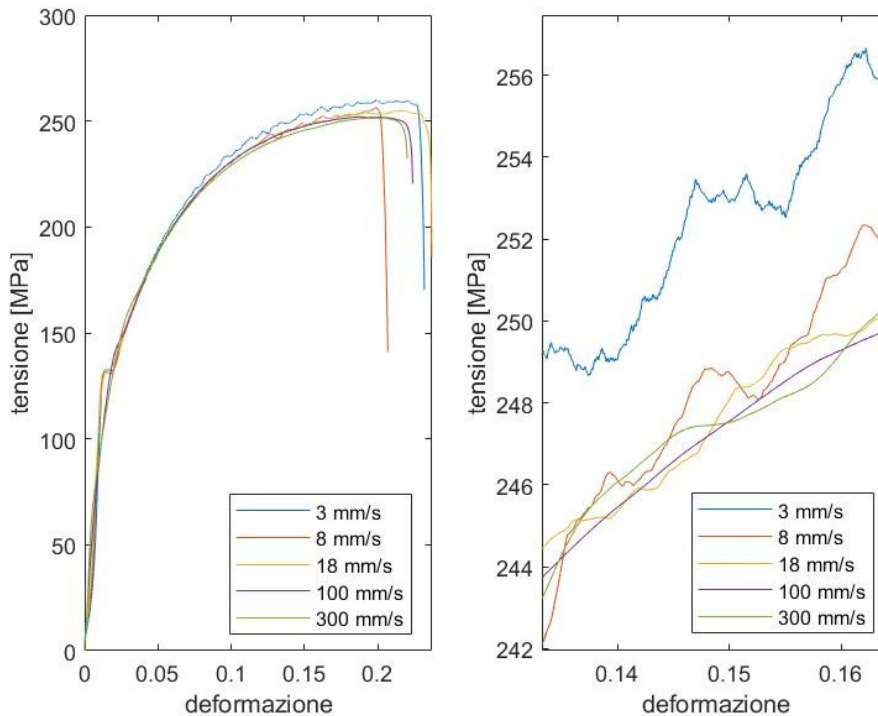


Figura 31 - Curve semplificate, ovvero che sono state sottratte delle oscillazioni di tensione dovute all'effetto PLC, in modo da focalizzare e analizzare meglio l'andamento medio al variare della velocità di prova, quindi di deformazione. In questo caso dato che durante la deformazione avviene l'effetto PLC si assiste a una diminuzione della tensione all'aumentare della velocità, sintomo di un coef. SRS negativo. Infatti le curve si abbassano rispetto a quella condotta a velocità inferiore di 3mm/s.

Come introdotto in precedenza nel Capitolo 2, il manifestarsi dell'effetto Portevin Le Chatelier è accompagnato da un valore di SRS (Strain Rate Sensitivity) negativo, ovvero mentre nella maggior parte dei materiali la tensione aumenta al crescere della velocità di deformazione, in questo caso avviene il contrario.

Questo aspetto è dimostrato anche dalle prove eseguite, in cui è emersa questa particolare condizione. Il grafico in Figura 31 riporta l'andamento delle curve di tensione-deformazione per le diverse velocità della traversa, mostrando infatti una diminuzione della tensione all'aumentare della velocità di deformazione di prova.

Si può quindi stimare la percentuale di riduzione della tensione in riferimento alla prova di 3mm/s:

- $\frac{S_8}{S_3} = 1.60\%$
- $\frac{S_{18}}{S_3} = 1.67\%$
- $\frac{S_{100}}{S_3} = 1.57\%$
- $\frac{S_{300}}{S_3} = 1.56\%$

Per una velocità della traversa di 8mm/s e 18mm/s, nonostante la prova sia stata eseguita a velocità di deformazione superiore rispetto alla prova a 3mm/s, la tensione si riduce. Per tali velocità risultava infatti evidente l'effetto Portevin Le Chatelier con bande di tipo A. Le percentuali di riduzioni mostrano che invece la tensione accenna ad aumentare per velocità della traversa di 100mm/s e 300mm/s, sintomo quindi di un fattore SRS non più negativo ma positivo. Come dimostrato dalle analisi qualitative delle curve tensione-deformazione e poi confermate con le analisi FFT, non sono più identificabili le fluttuazioni e le cadute di tensione del tratto plastico tipiche dell'effetto PLC, che infatti si manifesta solo in un certo intervallo di velocità di deformazione e temperatura.

Andamento della tensione per diverse velocità rispetto alla prova di 3mm/s

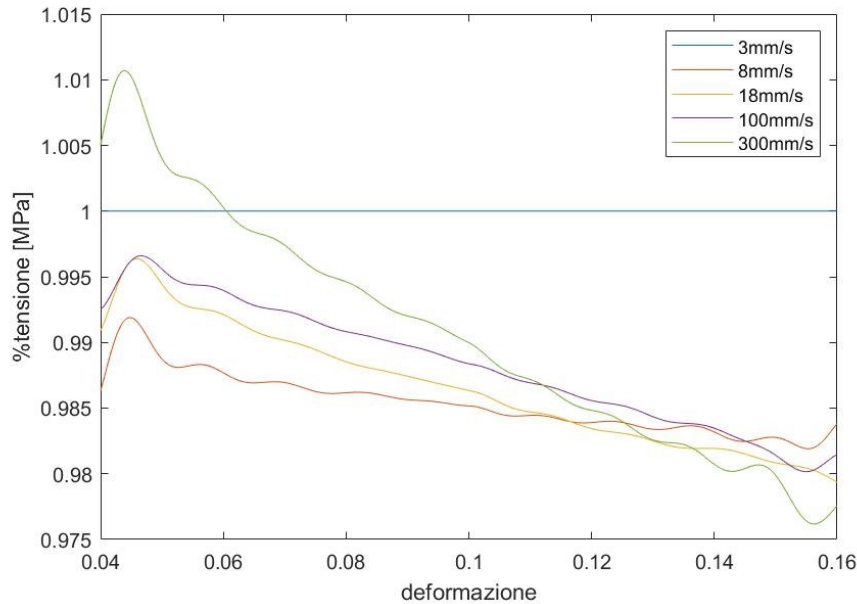


Figura 32 - Andamento delle curve condotte a diverse velocità di prova rapportate (divise) alla curva relativa a 3mm/s. All'aumentare della velocità l'andamento è decrescente, a dimostrazione del coef. SRS negativo. Anche le prove relative a 100mm/s e 300mm/s nonostante che un primo calcolo della percentuale di riduzione media della tensione mostravano un accenno ad un riaumento della tensione, in realtà hanno ancora un andamento decrescente.

Quindi da un primo calcolo della percentuale di riduzione media della tensione, che mostra un accenno del fattore SRS a tornare positivo per elevate velocità di prova, e dall'analisi delle curve tensione-deformazione in cui per tali velocità non sono quasi più presenti le fluttuazioni del tratto plastico dovute alle cadute di tensione, in prima analisi si può concludere che non siano più presenti le bande e il fenomeno di Portevin Le Chatelier.

Tuttavia analizzando più nel dettaglio l'andamento della tensione per le diverse velocità della traversa rapportata alla prova di 3mm/s (Figura 32) emerge che in realtà la tensione all'aumentare della deformazione diminuisce progressivamente e le curve continuano ad avere un andamento decrescente, sintomo di un coef. SRS non ancora completamente positivo. Per questo non si può ritenere che l'effetto PLC sia completamente sparito, evidentemente siamo vicini, ma non è stato ancora superato il limite di velocità di deformazione oltre il quale scompare il fenomeno di Portevin Le Chatelier.

CAPITOLO 4

ANALISI DELLA DEFORMAZIONE DEL PROVINO MEDIANTE ELABORAZIONE IMMAGINI DIC

4.1 Elaborazione immagini DIC

Dopo aver completato l'analisi delle curve tensione-deformazione caratterizzando così il tipo di bande, la frequenza e ampiezza di oscillazione, per avere una visione più completa anche visivamente della deformazione lungo il provino, si procede con lo studio dei dati forniti dall'analisi di immagini DIC.

I dati sono, come anche in precedenza, elaborati con il programma Matlab, in modo da ricavare un'immagine del provino formata da circa 1000 pixel in orizzontale e 200 pixel in verticale, in cui ogni pixel corrisponde a uno specifico valore di deformazione.

Le immagini così ottenute ricreano i successivi stati di deformazione lungo il provino al variare del tempo fino alla rottura.

Dal momento che i dati sono stati prelevati per diverse velocità di deformazione, si possono così confrontare gli andamenti della deformazione e la comparsa delle bande sul provino per le diverse velocità di prova.

Andamento della deformazione lungo il provino per una prova 3mm/s

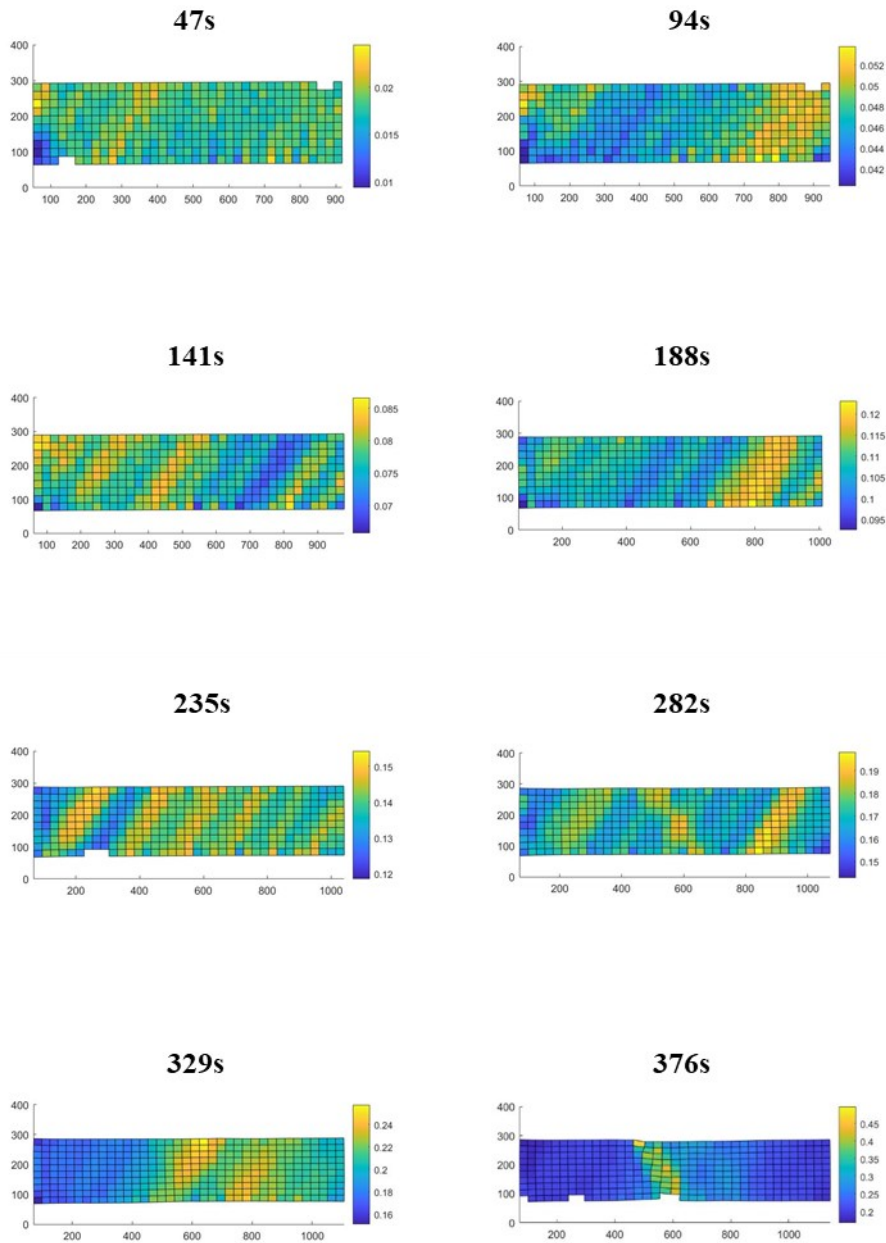


Figura 33 - Andamento della deformazione lungo il provino (dimensioni 1000x200pixel) per velocità di prova 3mm/s. La scala cromatica a fianco di ciascuna immagine indica l'entità della deformazione rispetto al primo frame. La deformazione è disomogenea e sono distinguibili le classiche bande di PLC che si ripetono nel provino inclinate di 45gradi.

Andamento della deformazione lungo il provino per una prova 8mm/s

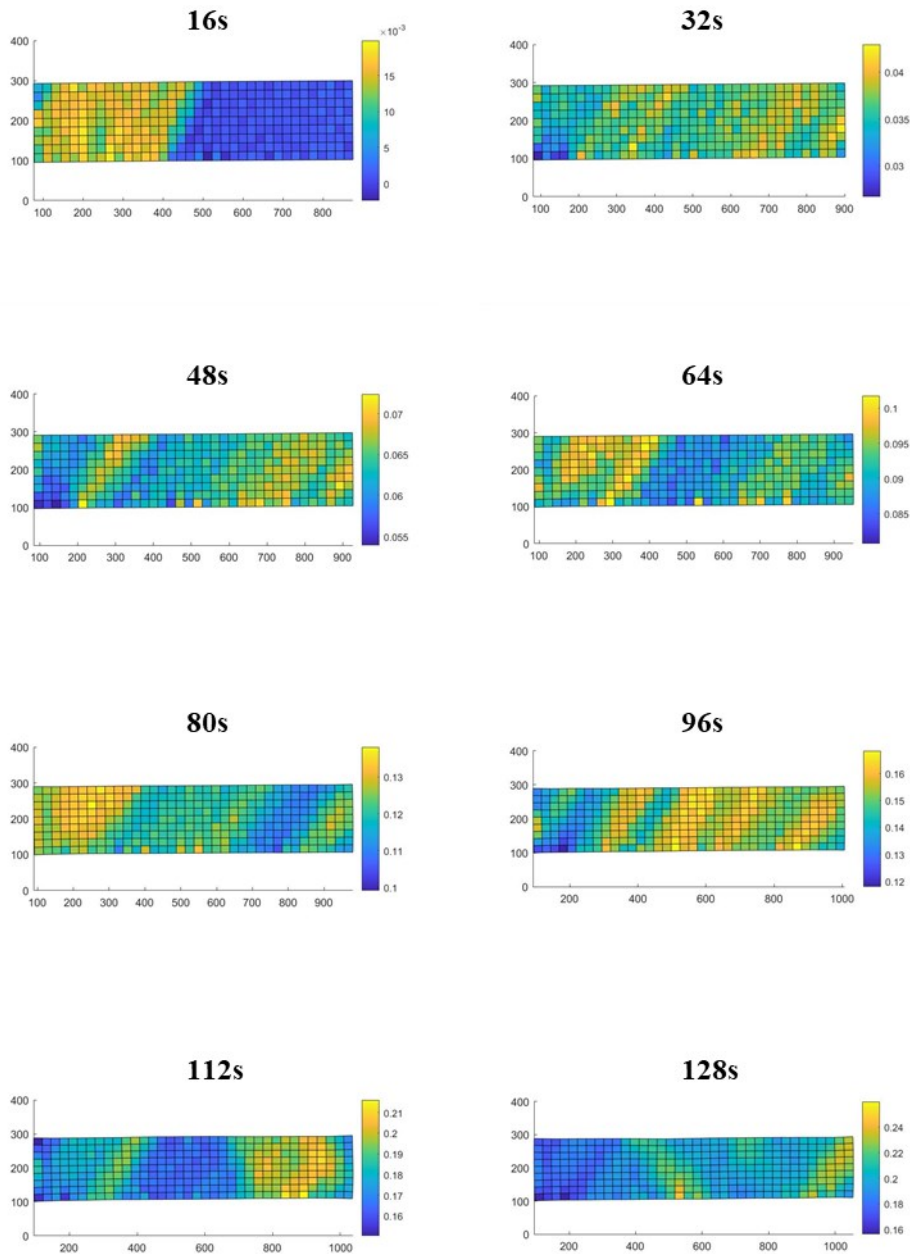


Figura 34 - Andamento della deformazione lungo il provino (dimensioni 1000x200pixel) per velocità di prova 8mm/s. La scala cromatica a fianco di ciascuna immagine indica l'entità della deformazione rispetto al primo frame. La deformazione è disomogenea e sono distinguibili le classiche bande di PLC che si ripetono nel provino inclinate di 45gradi.

Andamento della deformazione lungo il provino per una prova 18mm/s

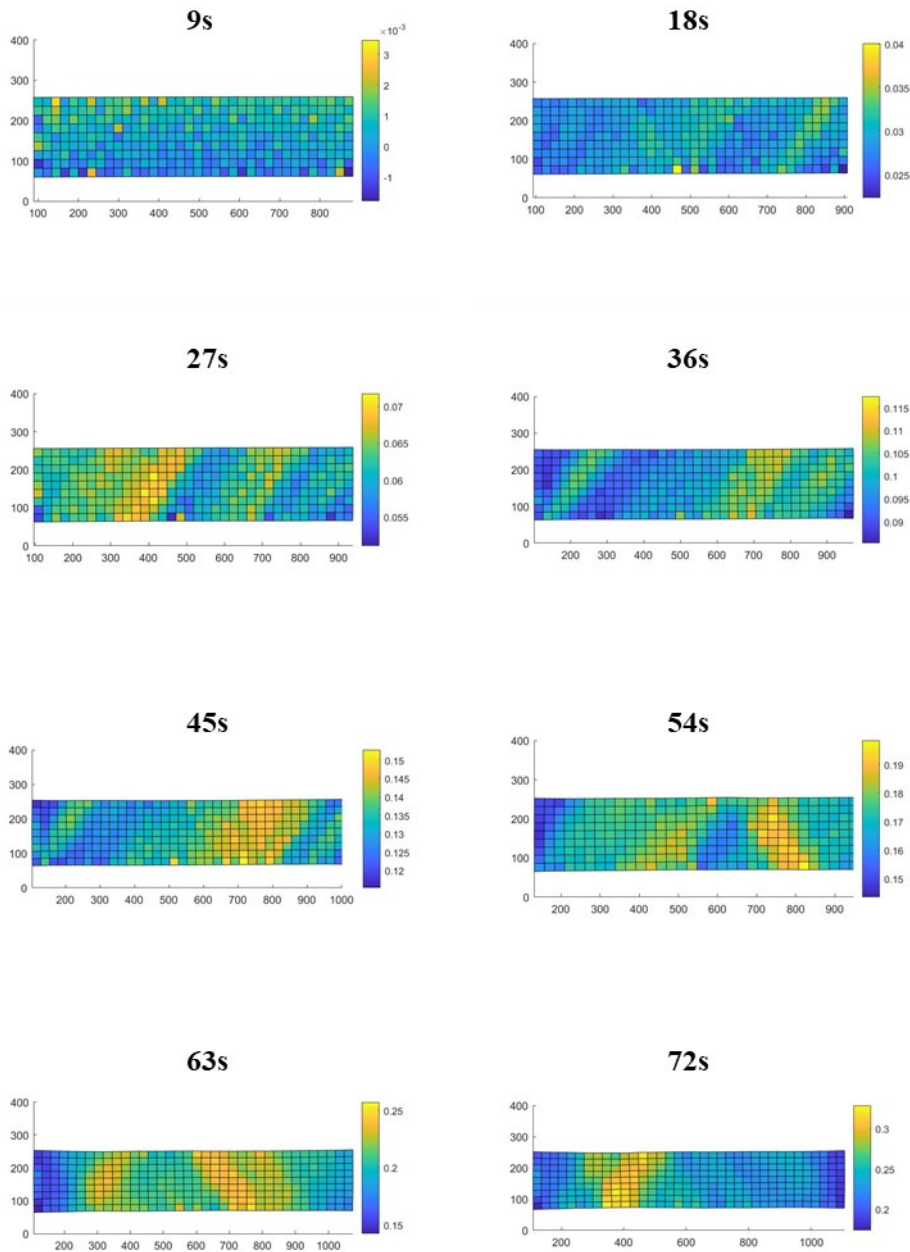


Figura 35 - Andamento della deformazione lungo il provino (dimensioni 1000x200pixel) per velocità di prova 18mm/s. La scala cromatica a fianco di ciascuna immagine indica l'entità della deformazione rispetto al primo frame. La deformazione è disomogenea e sono distinguibili le bande di PLC anche se meno accentuate rispetto alle prove a 3-8mm/s.

Andamento della deformazione lungo il provino per una prova 100mm/s

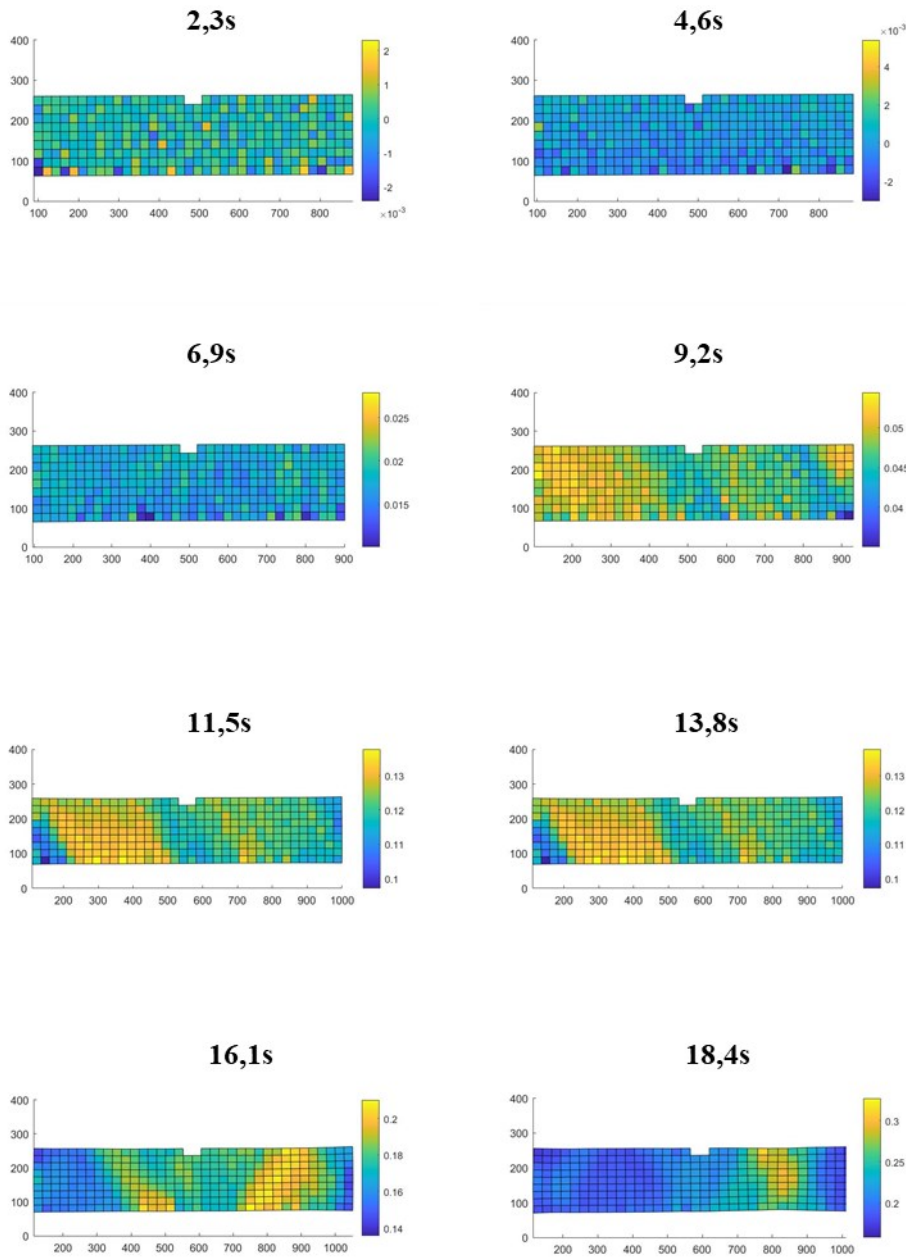


Figura 36 - Andamento della deformazione lungo il provino (dimensioni 1000x200pixel) per velocità di prova 100mm/s. La scala cromatica a fianco di ciascuna immagine indica l'entità della deformazione rispetto al primo frame. La deformazione è sempre omogenea, ma le zone di def. non si ripetono in modo continuo nello spazio. Le bande infatti sono appena accentuate.

Andamento della deformazione lungo il provino per una prova 300mm/s

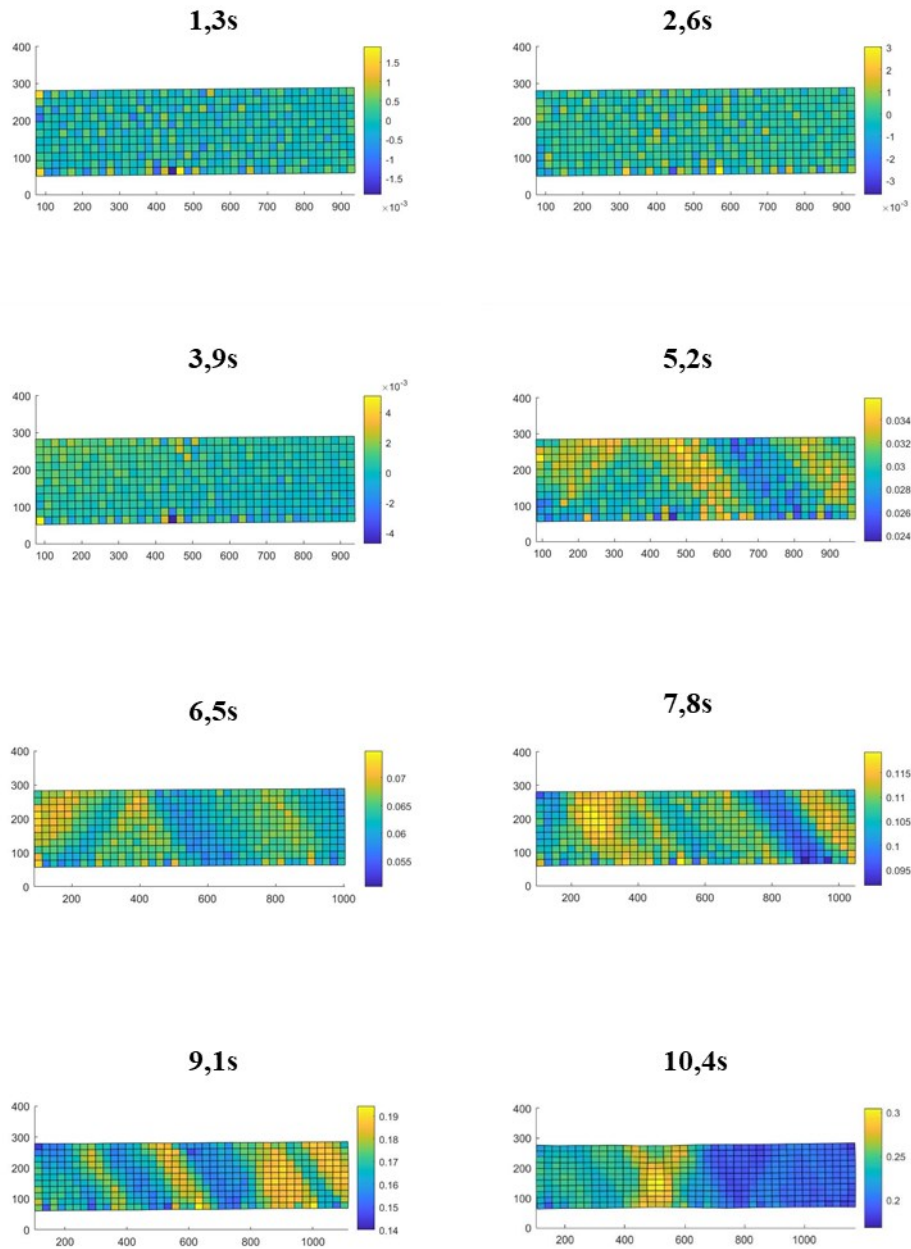


Figura 37 - Andamento della deformazione lungo il provino (dimensioni 1000x200pixel) per velocità di prova 300mm/s. La scala cromatica a fianco di ciascuna immagine indica l'entità della deformazione rispetto al primo frame. La deformazione è sempre disomogenea, ma si osserva un accenno alla comparsa delle classiche bande di PLC che sono inclinate a -45gradi.

- Per velocità di prova di 3mm/s (Figura 33) la deformazione è fortemente disomogenea dato che sono presenti zone a deformazione più elevata in giallo, alternate a zone in cui la deformazione è avvenuta in maniera minore rispetto al frame precedente, colorate in blu.
Sono particolarmente evidenti le tipiche bande dell'effetto Portevin Le Chatelier, cioè zone di deformazione che si ripetono con stessa ampiezza nello spazio e in modo più o meno regolare fino a un massimo di 5 volte lungo il provino e in questo caso inclinate di circa 45 gradi.
- Per velocità della traversa di 8 mm/s (Figura 34) la deformazione risulta fortemente disomogenea e in alcuni frame sono presenti le tipiche bande di Portevin Le Chatelier sempre inclinate di circa 45 gradi e che si ripetono in modo continuo nello spazio.
- Per velocità della traversa di 18mm/s (Figura 35) la deformazione è estremamente disomogenea. In questo caso tuttavia le bande di Portevin Le Chatelier risultano meno accentuate rispetto ai due casi precedenti, in quanto non si ripetono costantemente lungo il provino. Inoltre si nota una maggiore tendenza a diverse inclinazioni della zona di deformazione, che passa da +45 gradi a -45gradi molto più frequentemente rispetto a 3mm/s e 8mm/s.
- Per 100mm/s e 300mm/s la deformazione lungo il provino continua a essere sempre disomogenea e si nota un cambiamento dell'inclinazione delle zone deformate che in questo caso sono più frequentemente a -45 gradi. Sembra infatti che ci sia un'inversione dell'inclinazione delle zone di deformazione per basse velocità di deformazione in cui l'inclinazione è +45 gradi, mentre per elevate velocità si registrano più comunemente a -45 gradi.
Rispetto alle prove di 3mm/s e 8mm/s non sono nettamente distinguibili le bande tipiche dell'effetto Portevin Le Chatelier, dato che le zone di deformazione non si ripetono in maniera costante e con circa la stessa ampiezza lungo la lunghezza del provino.

I risultati dell'elaborazione delle immagini DIC confermano le osservazioni ottenute confrontando le curve tensione-deformazione e la relativa analisi in frequenza. Infatti in accordo con quello concluso precedentemente, per elevate velocità di prova, come 100-300mm/s le bande sono poco distinguibili, l'effetto Portevin Le Chatelier è poco accentuato.

Non si può però ancora sostenere che non è più presente l'effetto PLC, come individuato dall'analisi del fattore SRS che risulta ancora negativo per 100-300mm/s.

Infatti le immagini della deformazione lungo il provino mostrano ancora un accenno della presenza di bande di deformazione che si ripetono in modo costante e con stessa ampiezza. Questo fa dedurre, come detto anche in precedenza nel sottocapitolo 3.7, che siamo vicini al limite dell'intervallo di velocità di deformazione in cui si verifica tale effetto e il coefficiente SRS è negativo, ma ancora non è stato superato.

4.2 Analisi in frequenza nello spazio

Come nel Capitolo 3 per le curve tensione-deformazione, anche in questo caso per confermare le osservazioni qualitative viene fatta a partire dall'elaborazione delle immagini DIC, un'analisi in frequenza nello spazio, invece che nel tempo, in modo da ricavare la frequenza, cioè ogni quanto si ripetevano le bande lungo la lunghezza del provino e un valore dell'ampiezza, cioè dell'entità della deformazione corrispondente.

In questo caso sono presi in considerazione solo i frame, cioè le immagini, che mostrano in modo più marcato le bande di Portevin Le Chatelier, ovvero quelle che presentano una certa costanza nella ripetizione delle bande di deformazione disomogenea lungo il provino.

I provini presi in considerazione, come spiegato anche in precedenza, sono formati da una matrice di pixel di dimensioni 1000x200 pixel. Per condurre queste analisi viene prelevata solo una riga intermedia di pixel della matrice, i risultati però non mostrano particolari variazioni prendendo in considerazione altre righe.

Immagine del provino al tempo 235s relativa alla prova condotta a 3mm/s

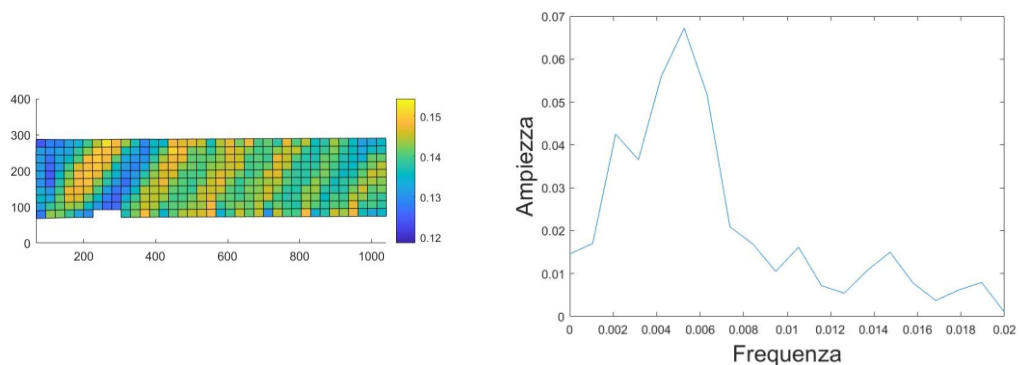


Figura 38 - A destra sono riportati i risultati dell'analisi in frequenza del frame, a sinistra, prelevato a 235s dopo l'inizio della prova condotta a 3mm/s. La frequenza della banda ad ampiezza maggiore risulta pari a circa 0.005. Questo significa le bande lungo il provino si ripetono ogni 200pixel, in modo costante e fino a 5-6volte e inclinazione +45gradi come individuabile anche visivamente dall'immagine di sinistra.

Immagine del provino al tempo 96s della prova condotta a 8mm/s

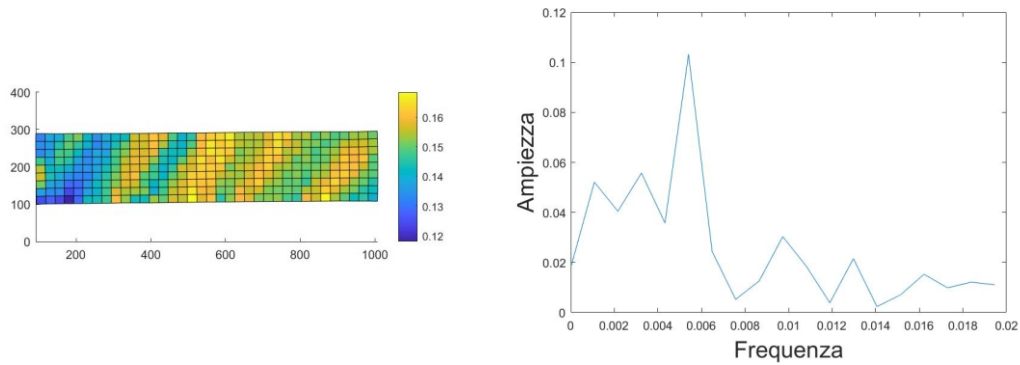


Figura 39 - A destra sono riportati i risultati dell'analisi in frequenza del frame, a sinistra, prelevato a 52.4s dopo l'inizio della prova condotta a 8mm/s. La frequenza della banda ad ampiezza maggiore risulta pari a circa 0.005, cioè ogni 200pixel e per 4volte con ampiezza costante, in modo del tutto analogo alla Figura 38 relativa a 3mm/s.

Immagine del provino al tempo 27s della prova condotta a 18mm/s

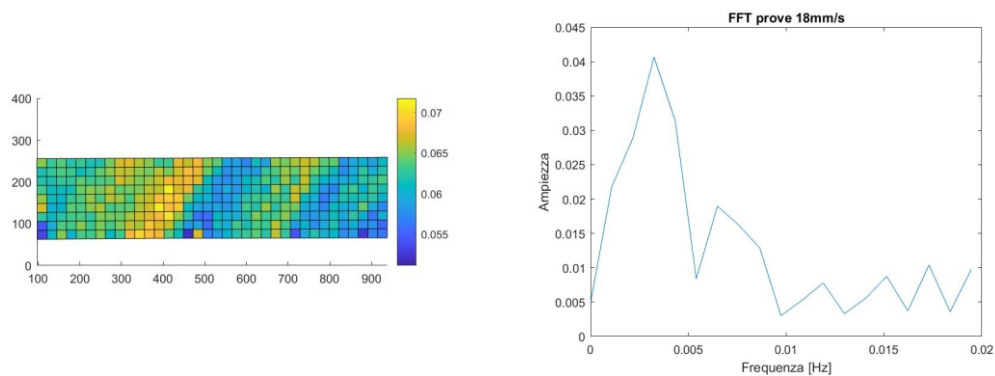


Figura 40 - A destra sono riportati i risultati dell'analisi in frequenza del frame, a sinistra, prelevato a 26.2s dopo l'inizio della prova condotta a 18mm/s. La frequenza della banda ad ampiezza maggiore risulta pari a circa 0.003. Le bande lungo il provino quindi si ripetono ogni 300pixel, ma in maniera molto meno accentuata e solo per 2-3volte lungo il provino.

Immagine del provino al tempo 16.1s della prova condotta a 100mm/s

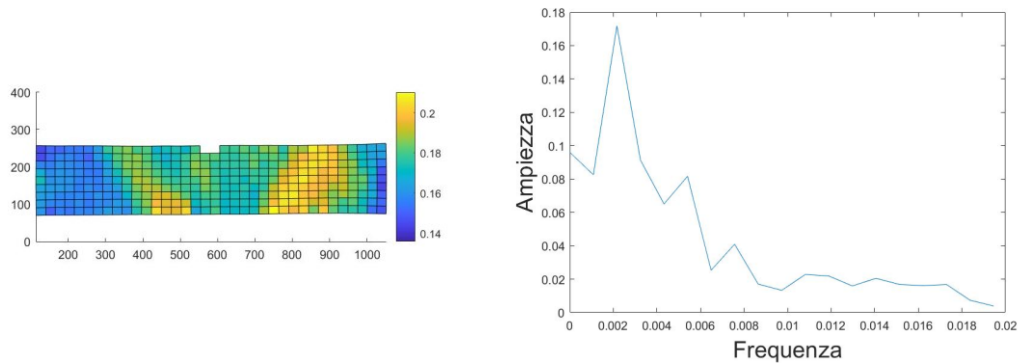


Immagine del provino al tempo 9.1s della prova condotta a 300mm/s

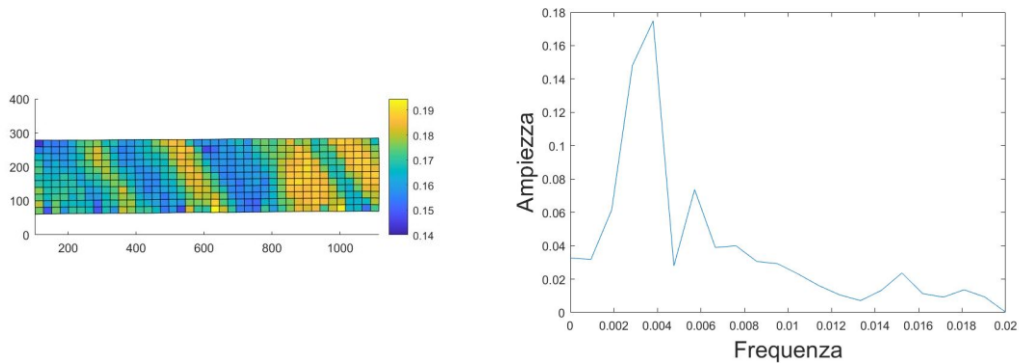


Figura 41 - A destra sono riportati i risultati dell'analisi in frequenza del frame prelevato a 15.8s e 9.4s dopo l'inizio della prova condotta rispettivamente a 100mm/s e 300mm/s, che sono mostrate a sinistra. Di particolare importanza sono i risultati relativi a 300mm/s, in cui ricompaiono le classiche bande che si ripetono ogni circa 250pixel (frequenza 0.004) e sono inclinate di -45gradi.

Dall'analisi in frequenza si nota immediatamente che sia per il frame relativo alla prova per 3mm/s che 8mm/s (Figura 38-39), le bande ad ampiezza maggiore si ripetono sempre a 0.005, cioè ogni 200 pixel, sintomo di una certa ripetizione e costanza del fenomeno anche al variare della velocità di deformazione. Le due immagini infatti sono molto simili, con bande che si ripetono costantemente lungo il provino, della stessa dimensione, per circa 5-6 volte e della stessa inclinazione (+45gradi).

Per i frame considerati per 18mm/s e 100mm/s (Figura 40-41), non vi è un pari risultato, dato che in questo caso le bande sono appena accentuate e si ripetono poche volte. Infatti la frequenza calcolata per entrambi i casi è minore.

A 300mm/s (Figura 41) c'è una sorta di ritorno delle bande, che si ripresentano in modo continuativo nello spazio, la frequenza ritorna a crescere riassumendo valori simili a quelli calcolati per 3-8mm/s (250pixel), ma sono inclinate nel verso opposto, a -45gradi.

4.3 Andamento della frequenza delle bande a 3mm/s

Per completare le osservazioni precedenti, viene scelta una velocità di deformazione, in questo caso la velocità di prova di 3mm/s in cui l'effetto PLC è molto accentuato con bande di tipo B, ed è stata valutata la sequenza di immagini al procedere della deformazione. In questo modo si possono analizzare il tipo di bande, l'inclinazione che assumono (+45 o -45), il numero, frequenza nello spazio, ampiezza e entità della deformazione al variare del tempo fino a rottura del provino.

Per queste analisi invece di utilizzare come unità di misura della lunghezza del provino i pixel, viene effettuata una conversione in millimetri.

Conoscendo infatti la lunghezza iniziale del provino, pari a 134.9 mm a cui corrispondono circa 1000 pixel, è possibile farne una conversione.

I risultati ovviamente sono analoghi a quelli ricavati in precedenza, avviene solo una traslazione dell'asse delle ascisse della prova in frequenza.

Confronto risultati in frequenza nello spazio tra dati in pixel e millimetri

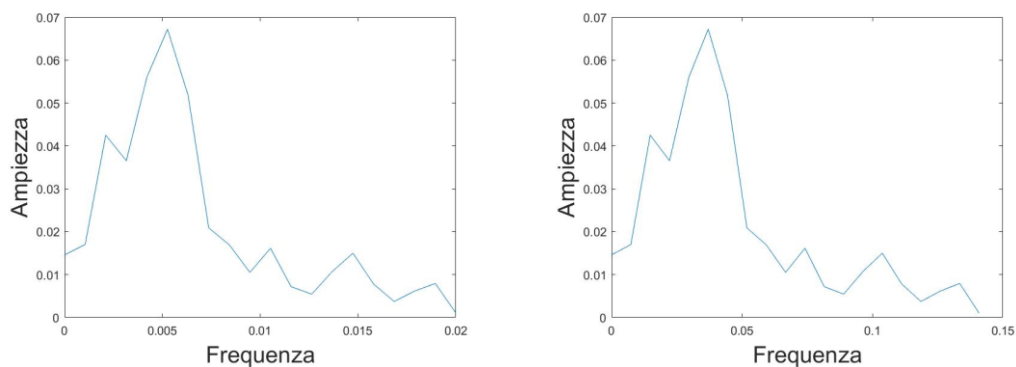


Figura 42 - Confronto tra i risultati dell'analisi in frequenza nello spazio per un'immagine a 235s della prova a 3mm/s. A sinistra sono riportati i dati in pixel, a destra in millimetri. Ovviamente i due casi sono identici, con solo una traslazione del grafico. Ne risulta che le bande si ripetono ogni 200 pixel su una lunghezza totale di 1000 pixel o circa ogni 28.5mm su una lunghezza totale di 134.9 mm.

Sono analizzate più di 30 immagini per la stessa velocità di prova, 3mm/s, al variare del tempo dall'inizio fino a rottura. Vengono così registrati i dati riportati dall'analisi in frequenza, cioè la frequenza con cui le bande si ripetono lungo il provino e l'entità della deformazione relativi al picco dei grafici FFT.

Andamento frequenza delle bande prova 3mm/s al variare del tempo

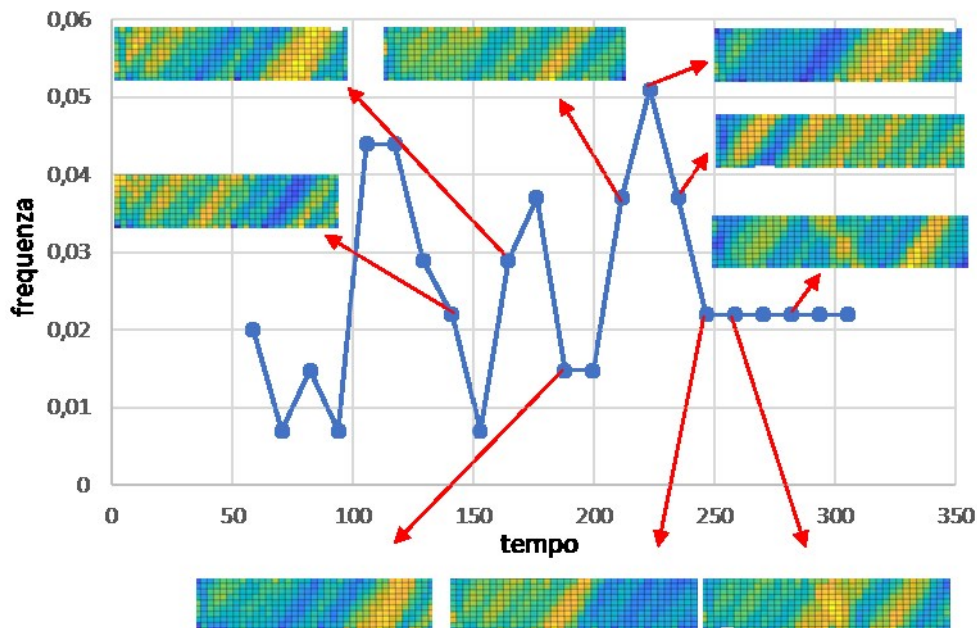


Figura 43 – Viene riportata la frequenza delle bande registrata con l’analisi FFT all’aumentare del tempo relativo alla prova di 3mm/s, in modo da individuarne l’andamento. Nel grafico in basso viene anche associata la rispettiva immagine DIC. La frequenza con cui si ripetono nello spazio le bande, varia nel tempo, non assume un valore costante. Si registra tuttavia una certa ripetizione della frequenza di 0.022 tipica in particolare verso la fine della prova in prossimità della rottura e di 0.035, cioè ogni 28.5mm, come nell’immagine del provino relativa a 235s (Figura 38 e Figura 42).

Come si nota la frequenza con cui si ripetono nello spazio le zone deformate, ovvero le bande, varia all’aumentare del tempo.

Tuttavia si registra una certa ripetizione delle frequenza di 0.022 in prossimità della rottura e di 0.035, cioè ogni 28.5mm, (immagine del provino relativa a 235s che è stata analizzata anche in precedenza in Figura 38 e Figura 42), dove la presenza e la ripetizione delle bande risulta molto accentuato, con zone di deformazione di ampiezza costante che si susseguono lungo tutta la lunghezza del provino.

Per quanto riguarda l’inclinazione delle zone deformate per 3mm/s è prevalente l’inclinazione a +45gradi. E’ presente infatti solo un’immagine poco prima della rottura con una zona inclinata in verso opposto, che invece è molto più comune per velocità elevate in cui avviene un’inversione del fenomeno.

CONCLUSIONI

Nell'elaborato viene valutato l'effetto Portevin Le Chatelier su provini di alluminio soggetti a diverse velocità di prova con il fine di valutarne l'andamento e la variazione del fenomeno per diverse velocità di deformazione.

Da una prima analisi della curva tensione-deformazione emerge come per basse velocità di prova, nello specifico 3mm/s, la dentellatura della curva tensione deformazione è molto accentuata, il che fa ipotizzare la presenza di bande di tipo B, caratterizzate da una frequenza di circa 2Hz, che vengono poi analizzate visivamente lungo il provino con la successiva elaborazione delle immagini DIC. La successione delle bande di deformazione si ripetono in questo caso fino a un massimo di circa 200pixel o 28.5mm, come riportato in Figura 38 a 235s.

All'aumentare della velocità di prova, come 8mm/s e 18mm/s, la curva tensione-deformazione presenta dentellature meno evidenti, con ridotte cadute di tensione, che pertanto sono riconducibili alle bande di tipo A. L'analisi in frequenza dimostra una diminuzione di tensione, mentre la frequenza rimane comunque nell'intorno dei 2Hz. Anche le immagini elaborate con il metodo DIC dimostrano ancora in modo molto evidente le bande lungo il provino. Aumentando la velocità invece, per 100mm/s e 300mm/s, nelle curve tensione deformazione non è più presente la dentellatura, in accordo con le relative analisi in frequenza, per cui l'ampiezza e la frequenza assume valori prossimi allo zero.

Tuttavia il calcolo del fattore SRS risulta negativo e la successiva elaborazione delle immagini mostrano ancora una tendenza alla formazione delle bande di deformazione lungo il provino, dimostrando in accordo con la teoria, che l'effetto Portevin Le Chatelier dipende dalla velocità di deformazione. All'aumento della velocità quindi avviene un mutamento della tipologia di banda e una progressiva riduzione del fenomeno fino alla totale scomparsa, che però per 100mm/s e 300mm/s non è ancora avvenuta.

BIBLIOGRAFIA

- Bianchi, G., Verdi, G. & Rossi, M., 2018. Titolo dell'articolo. *Journal Name*, 48(3), pp. 11
- Richard G. Budynas, J. Keith Nisbett, *Shingley, Progetto e Costruzione di macchine*, , McGraw-Hill Education
- Silvia Barella, Andrea Gruttaduria, *Metallurgia e materiali non metallici*, Società editrice Esculapio
- Ernest O. Doebelin, *Strumenti e metodi di misura*, McGraw-Hill
- Filippo Gabrielli, Rosolino Ippolito, Fabrizio Micari, *Analisi e tecnologia delle lavorazioni meccaniche*, McGraw-Hill
- Ni Tian, Guangdong Wang, Yiran Zhou, Kun Liu, Gang Zhao, Liang Zuo, 2018, *Study of the Portevin-Le Chatelier (PLC) Characteristics of a 5083 Aluminum Alloy Sheet in Two Heat Treatment States*
- A.Andrade-Campos, Saeed Tamimi, J.Pinho-da-Cruz, 2015, *Modelling the Portevin Le Chatelier effects in aluminium alloys: a review*
- Ahmet Yilmaz, 2015, *The Portevin–Le Chatelier effect: a review of experimental findings*