



UNIVERSITÀ DEGLI STUDI DI PADOVA

**Dipartimento di Tecniche e Gestione dei Sistemi
Industriali**

**Corso di Laurea Magistrale in INGEGNERIA
dell'INNOVAZIONE del PRODOTTO**

MODELLAZIONE DEL COMPORTAMENTO MECCANICO DI SOLIDI A STRUTTURA CELLULARE

Relatore

Ch.mo Prof. Michele Zappalorto

Correlatore

Ch.ma Prof.ssa Lisa Biasetto

Laureando: Fabio Pigatto

Matricola: 1171785

Anno Accademico 2019-2020

Alla mia famiglia

SOMMARIO

Il lavoro di tesi che è stato svolto è incentrato sul comportamento meccanico dei materiali a struttura cellulare, in particolare sui materiali a struttura reticolare *strut-based*.

Dopo un'analisi bibliografica sui parametri geometrici dai quali dipendono strettamente le performance meccaniche e sui metodi di analisi delle proprietà meccaniche, si è passati alla determinazione delle prestazioni meccaniche di un materiale a struttura reticolare di topologia e materiale costituente noti mediante simulazione numerica col metodo degli elementi finiti di una prova di compressione.

È stata svolta una serie di analisi al variare di alcuni parametri geometrici caratteristici al fine di determinare la dipendenza delle prestazioni di rigidezza e resistenza del materiale da questi, oltre che per poter capire e quantificare il *gap* tra le proprietà effettive ricavate da prove sperimentali presenti in letteratura e quelle previste numericamente usando il tipo di approccio e il modello geometrico scelti.

INDICE

INTRODUZIONE	1
CAPITOLO 1: OVERVIEW SUI MATERIALI A STRUTTURA CELLULARE	3
1.1 Proprietà e classificazione	3
1.2 Comportamento meccanico	7
1.3 Stima delle proprietà meccaniche	11
1.4 Materiali e processi produttivi	14
1.5 Applicazioni	16
CAPITOLO 2: I MATERIALI A STRUTTURA RETICOLARE	17
2.1 Introduzione e tipologie	17
2.2 Applicazioni	19
2.3 Processi produttivi	20
2.3.1 Effetto del processo produttivo sui componenti prodotti e sulle proprietà meccaniche	23
2.4 Comportamento meccanico	29
2.5 Parametri che influenzano le proprietà meccaniche	33
2.5.1 Materiale costituente	33
2.5.2 Caratteristiche della cella unitaria	33
2.5.3 Effetti del processo produttivo	38
2.5.3.1 Difetti geometrici	40
2.5.3.2 Difetti superficiali	43
2.5.3.3 Difetti interni	44
2.6 Stima delle proprietà meccaniche	45
2.7 Comportamento a fatica	47
2.7.1 Fattori che influenzano le proprietà a fatica dei materiali a struttura reticolare	51
2.7.1.1 Materiale costituente	51
2.7.1.2 Densità relativa e topologia della cella elementare	52
2.7.1.3 Difetti dovuti al processo produttivo	54
2.7.1.4 Effetto delle condizioni di carico	55

CAPITOLO 3: METODI DI ANALISI DELLE PROPRIETÀ MECCANICHE DEI SOLIDI A STRUTTURA CELLULARE	61
3.1 Introduzione	61
3.2 Approccio analitico	63
3.3 Approccio numerico	64
3.3.1 Omogeneizzazione	64
3.3.2 Approccio di simulazione integrale	68
CAPITOLO 4: SIMULAZIONE FEM DI PROVE DI COMPRESSIONE DI UN MATERIALE A STRUTTURA RETICOLARE PARAMETRICA	75
4.1 Obiettivi e ipotesi	75
4.2 Topologia della cella unitaria e materiale costituente considerati	76
4.3 Dati sperimentali di riferimento e serie di analisi parametriche condotte	79
4.4 Impostazione delle analisi FEM	81
4.5 Ottenimento delle curve sforzo-deformazione	86
4.6 Risultati: deformate e curve sforzo-deformazione	88
4.6.1 Risultati dell'analisi parametrica a diametro costante e confronti grafici con le curve sperimentali	88
4.6.2 Risultati dell'analisi parametrica a dimensione della cella unitaria costante	94
4.7 Analisi delle curve ottenute: calcolo modulo elastico, <i>collapse strength</i> e deformazione di inizio densificazione	97
4.8 Risultati: proprietà meccaniche	99
4.8.1 Analisi parametrica a diametro costante e bontà previsionale	99
4.8.2 Analisi parametrica a dimensione della cella unitaria costante	102
4.9 Confronto fra tutte le analisi numeriche e relazioni per la stima delle proprietà meccaniche	103
4.10 Conclusioni	111
BIBLIOGRAFIA	113

LISTA DELLE TABELLE

Tabella 2.1: valori degli esponenti e dei coefficienti al variare della topologia	46
Tabella 4.1: valori di dimensione della cella utilizzati e replicati numericamente	80
Tabella 4.2: valori del diametro degli <i>strut</i> utilizzati per l'analisi a L costante	81
Tabella 4.3: dettagli dell'impostazione delle analisi condotte	86
Tabella 4.4: valori dell'area della superficie di carico al variare del diametro degli <i>strut</i>	88
Tabella 4.5: confronto tra i moduli elastici da analisi numeriche e da dati sperimentali	100
Tabella 4.6: confronto tra le <i>collapse strength</i> da analisi numeriche e da dati sperimentali	100
Tabella 4.7: confronto tra la deformazione di inizio densificazione da analisi numeriche e da analisi dei dati sperimentali	101
Tabella 4.8: proprietà meccaniche ottenute dall'analisi a dimensione della cella costante	102
Tabella 4.9: proprietà meccaniche calcolate da tutte le analisi numeriche svolte	104
Tabella 4.10: densità relativa associata a ciascun valore del rapporto D/L	107

LISTA DELLE FIGURE

Figura 1.1: esempi di microstruttura presentata da alcuni solidi a struttura cellulare	3
Figura 1.2: estensione del range di proprietà ottenibile tramite processo di schiumatura	4
Figura 1.3: confronto tra cella a sviluppo bidimensionale e tridimensionale	5
Figura 1.4: esempio di parametri geometrici caratteristici cella unitaria honeycomb	6
Figura 1.5: esempi di diversa disposizione di celle unitarie	7
Figura 1.6: curva σ - ε a compressione e a trazione per <i>honeycomb</i> di materiale elastoplastico nel piano	8
Figura 1.7: curva σ - ε di una schiuma in materiale elastoplastico a compressione e a trazione	8
Figura 1.8: schemi strutturali adottati per le schiume	11
Figura 1.9: <i>honeycomb</i> cella esagonale irregolare	14
Figura 2.1: esempio di materiale a struttura reticolare	17
Figura 2.2: esempi di celle unitarie <i>strut-based</i> : BCC, BCCZ, FCC	18
Figura 2.3: esempi di celle unitarie <i>surface-based</i>	18
Figura 2.4: esempio di cella unitaria <i>shell-based</i> SC-BCC	18
Figura 2.5: esempio di impianto protesico in materiale a struttura reticolare in lega di titanio	20
Figura 2.6: approccio <i>layer-by-layer</i> dei processi di additive manufacturing	21
Figura 2.7: classificazione processi di additive manufacturing per materiali metallici	23
Figura 2.8: esempio di difetto dovuto alla mancanza di fusione	25
Figura 2.9: standard ASTM per la designazione dell'orientazione dei campioni	26
Figura 2.10: esempio di porosità sferica presente nel materiale	26

Figura 2.11: confronto delle proprietà meccaniche tra provini ottenuti mediante SLM e EBM finiti e non finiti superficialmente	27
Figura 2.12: confronto tra l'effetto della finitura superficiale e l'effetto delle porosità interne sulle prestazioni a fatica	28
Figura 2.13: curva σ - ε a compressione tipica dei <i>lattice materials</i>	30
Figura 2.14: confronto curve sperimentali tra topologie <i>bending-dominated</i> e <i>stretching-dominated</i>	31
Figura 2.15a, b, c: curve sperimentali di prove di compressione per diverse topologie al variare della dimensione della cella	32
Figura 2.16: modulo elastico normalizzato al variare della topologia della cella unitaria	34
Figura 2.17: variazione del modulo elastico normalizzato al variare della direzione di prova per le diverse topologie	35
Figura 2.18: parametri geometrici associabili a una cella unitaria <i>strut-based</i>	36
Figura 2.19: a. topologia <i>lattice</i> per <i>scaffold</i> ; b. parametri geometrici associati	37
Figura 2.20: relazione analitica per il calcolo della densità relativa topologia BCC	37
Figura 2.21: a. curve sperimentali σ - ε a compressione al variare dell'orientazione della direzione di carico rispetto alla direzione di costruzione; b. topologia cella unitaria "a diamante"	39
Figura 2.22: confronto, al variare della direzione di carico, tra i valori del modulo elastico relativo (a) e della tensione di plateau plastico relativa (b) al variare della densità relativa	39
Figura 2.23: difetti geometrici presenti nei materiali a struttura reticolare: a. variabilità del diametro lungo lo <i>strut</i> ; b. <i>strut waviness</i>	40
Figura 2.24: compenetrazione tra <i>layer</i> δ_m	42
Figura 2.25: andamento del modulo elastico in funzione della compenetrazione tra <i>layer</i> (<i>layer adhesion</i> in figura)	42

Figura 2.26: finitura superficiale degli <i>strut</i> al variare della loro inclinazione	43
Figura 2.27: a. <i>staircase effect</i> ; b. schematizzazione <i>staircase effect</i>	44
Figura 2.28a, b: effetto della porosità interna sulle proprietà meccaniche di uno <i>strut</i>	45
Figura 2.29: effetto del considerare la variabilità del diametro degli <i>strut</i> sulla bontà previsionale delle proprietà meccaniche attraverso analisi numeriche	47
Figura 2.30: schema deformazione vs numero di cicli a rottura	48
Figura 2.31: sito di nucleazione preferenziale delle cricche di fatica prevalentemente vicino ai nodi	49
Figura 2.32: andamento della rigidezza durante la vita a fatica per diversi valori del rapporto di ciclo R	49
Figura 2.33: Esempio di cedimento finale di materiali a struttura reticolare in Ti6Al4V	50
Figura 2.34: a. numero di cicli a innesco vs numero di cicli a rottura per diverse topologie; b. rapporto tra numero di cicli a innesco e a rottura al variare del numero di cicli a rottura per diverse topologie	51
Figura 2.35: curve S-N per topologia a diamante (D, a sinistra) e cubottaedro troncato (T, a destra) al variare della densità relativa	53
Figura 2.36: curve S-N normalizzate per topologia a diamante (sinistra) e cubottaedro troncato (destra)	53
Figura 2.37: confronto tra curve S-N normalizzate per diverse topologie della cella unitaria	54
Figura 2.38: effetto della variazione del rapporto di ciclo sulla resistenza a fatica	56
Figura 2.39: grafico ampiezza di tensione normalizzata vs numero di cicli a rottura	57
Figura 2.40: curve ampiezza di tensione-numero di cicli a rottura per diversi valori di R	58
Figura 2.41: Diagramma di Haigh per le curve di figura 2.39	59

Figura 3.1: tipologie di approccio utilizzabili per la stima delle proprietà meccaniche	61
Figura 3.2: prova di compressione assiale per un materiale a struttura reticolare	62
Figura 3.3: formula parametrica per il calcolo del modulo elastico in direzione y e relativa topologia considerata	63
Figura 3.4: concetto di omogeneizzazione	65
Figura 3.5: proprietà omogeneizzate trovate con l'omogeneizzazione discreta e confronto con altri valori da letteratura	66
Figura 3.6: esempio di approccio <i>unit-cell</i> con modello solido ottenuto da tomografia computerizzata <i>meshato</i> con elementi finiti solidi	67
Figura 3.7: schema approccio multi-scala FE^2 per l'omogeneizzazione	68
Figura 3.8: esempio di approccio simulativo integrale	69
Figura 3.9: modello <i>embedded</i> : modellazione con elementi trave della zona attorno all'apice della cricca	70
Figura 3.10: risultati ottenuti con elementi solidi ed elementi trave e confronto coi dati sperimentali	71
Figura 3.11: confronto coi dati sperimentali del modulo elastico (a) e <i>collapse stress</i> (b) al variare del numero di intervalli	72
Figura 3.12: mesh con elementi solidi (a) e con elementi trave (b,c)	72
Figura 3.13: sovrapposizione di volumi per gli elementi trave in corrispondenza dei nodi	73
Figura 4.1: modello CAD parametrico della cella unitaria con topologia BCC e relativi parametri geometrici considerati	77
Figura 4.2: a. curve sforzo-deformazione ottenute da prove di trazione per campioni in AISI 316L via SLM ottenuti da barre orizzontali (<i>Horizontal</i>) e verticali (<i>Vertical</i>); b. zoom sulle curve all'inizio dello snervamento	78
Figura 4.3: diverse direzioni di costruzione dei provini per i test di trazione adottate	78

Figura 4.4: curve sperimentali prova di compressione topologia BCC	80
Figura 4.5: mesh <i>free</i> utilizzata nelle varie simulazioni	82
Figura 4.6: confronto tra la curva σ - ε vera con n° ridotto di punti, inserita in Ansys®, e la curva con tutti i punti ricavati dalla digitalizzazione	83
Figura 4.7: vincoli imposti al modello	83
Figura 4.8: assegnazione degli elementi di contatto	85
Figura 4.9: nodo preso come riferimento per gli spostamenti	87
Figura 4.10a: plot degli spostamenti UY (mm) dei nodi per D/L=0,168	89
Figura 4.10b: confronto tra risultati dell'analisi FEM e dati sperimentali per D/L=0,168	89
Figura 4.11a: plot degli spostamenti UY (mm) dei nodi per D/L=0,152	90
Figura 4.11b: confronto tra risultati dell'analisi FEM e dati sperimentali per D/L=0,152	90
Figura 4.12a: plot degli spostamenti UY (mm) dei nodi per D/L=0,131	91
Figura 4.12b: confronto tra risultati dell'analisi FEM e dati sperimentali per D/L=0,131	91
Figura 4.13a: plot degli spostamenti UY (mm) dei nodi per D/L=0,105	92
Figura 4.13b: confronto tra risultati dell'analisi FEM e dati sperimentali per D/L=0,105	92
Figura 4.14a: plot degli spostamenti UY (mm) dei nodi per D/L=0,084	93
Figura 4.14b: confronto tra risultati dell'analisi FEM e dati sperimentali per D/L=0,084	93
Figura 4.15: confronto tra le curve ottenute dall'analisi FEM a diametro D costante	94
Figura 4.16: plot degli spostamenti UY (mm) dei nodi per D/L=0,12	95
Figura 4.17: plot degli spostamenti UY (mm) dei nodi per D/L=0,2	95

Figura 4.18: plot degli spostamenti UY (mm) dei nodi per $D/L=0,24$	96
Figura 4.19: plot degli spostamenti UY (mm) dei nodi per $D/L=0,272$	96
Figura 4.20: confronto tra le curve ottenute dall'analisi FEM a L costante	97
Figura 4.21: approccio utilizzato per la stima del modulo elastico	98
Figura 4.22: approccio utilizzato per la stima della tensione di inizio plateau plastico	98
Figura 4.23: approccio utilizzato per la stima della deformazione di inizio densificazione	99
Figura 4.24: confronto grafico fra le curve sforzo-deformazione ricavate dalle simulazioni numeriche	103
Figura 4.25: andamento del modulo elastico al variare del rapporto D/L	105
Figura 4.26: andamento della tensione di inizio plateau plastico al variare del rapporto D/L	105
Figura 4.27: andamento della deformazione di inizio densificazione al variare del rapporto D/L	106
Figura 4.28: andamento della densità relativa al variare del rapporto D/L	108
Figura 4.29: andamento del modulo elastico al variare della densità relativa	109
Figura 4.30: andamento della tensione di inizio plateau plastico al variare della densità relativa	110
Figura 4.31: andamento della deformazione di inizio densificazione al variare della densità relativa	111

INTRODUZIONE

I solidi a struttura cellulare (*cellular solids*) sono quei materiali microstrutturati composti da un insieme di celle, formate da spigoli e facce solide, impacchettate in modo da riempire lo spazio. Tali materiali sono molto diffusi in natura, basti pensare, ad esempio, al legno e al tessuto osseo spugnoso delle ossa umane.

Prendendo spunto da questi esempi naturali l'uomo è riuscito a costruire i propri solidi a struttura cellulare come gli *honeycomb* e le schiume, materiali che, data la bassa frazione di materiale solido di cui sono costituite le celle unitarie, sono molto leggeri.

Relativamente poco conosciuti come materiali per applicazioni ingegneristiche ma ampiamente usati per applicazioni che ne sfruttano le proprietà peculiari come, ad esempio, l'elevata capacità di assorbimento di energia o le proprietà di isolamento termico, negli ultimi decenni stanno godendo di un rinnovato interesse dovuto agli sviluppi dei processi di fabbricazione additiva che permettono di ottenere agevolmente dei materiali a struttura reticolare (*lattice materials*). Di questi ultimi, sfruttati sia in ambito di progettazione meccanica strutturale per applicazioni *lightweight*, settore aerospaziale in primis, che in ambito biomedicale (protesi piuttosto che dispositivi biocompatibili e biorassorbibili per l'ingegneria tissutale), ciò che attrae maggiormente nel campo delle applicazioni strutturali e che sta contribuendo fortemente alla loro diffusione sono due aspetti: la flessibilità delle proprietà ottenibili e gli elevati valori di rigidità e resistenza specifiche raggiungibili.

Al fine di poter utilizzare questi materiali per la progettazione strutturale è necessario studiarne e identificarne il comportamento meccanico, in particolare andare a capire quali sono i fattori che influiscono maggiormente sulle proprietà di rigidità e resistenza esibite dal materiale.

Il lavoro che è stato svolto in questa tesi può essere suddiviso in due parti: nella prima parte, dopo un primo capitolo di introduzione sui materiali a struttura cellulare più tradizionali (*honeycomb* e schiume) si passerà alla trattazione dei *lattice materials*, con particolare riguardo verso quelli costituiti da materiale metallico, andando a definire i

parametri che ne influenzano le performance meccaniche, per poi passare ai metodi di analisi delle proprietà meccaniche usati in letteratura.

Nella seconda parte, invece, dopo aver individuato un materiale e una determinata geometria per la cella unitaria del materiale a struttura reticolare, verranno svolte delle simulazioni numeriche col metodo degli elementi finiti del comportamento meccanico a compressione del materiale, al fine di ricavarne numericamente le proprietà meccaniche. Tali analisi, svolte usando un approccio del tipo *unit-cell*, sono state eseguite variando i principali parametri geometrici caratterizzanti quali diametro degli *strut* e dimensione della cella unitaria in modo da poter capire e quantificare l'impatto che le variazioni inducono nelle proprietà meccaniche. Inoltre, i risultati di tali simulazioni sono stati confrontati con dei dati sperimentali di riferimento al fine di rilevare il divario tra i risultati ottenuti numericamente usando questo tipo di approccio e un modello geometrico ideale che si discosta dalla geometria effettiva presentata da un solido a struttura reticolare. Quel che è emerso dalle analisi è che il metodo tende a sovrastimare le proprietà di rigidità e di resistenza.

Scopo del lavoro, quindi, è quello di andare a indagare sul comportamento meccanico di dei materiali a struttura cellulare, in particolare per il sottoinsieme dei materiali a struttura reticolare, fornendo un elenco, ricavato da un'analisi critica dei lavori presenti in letteratura scientifica, dei principali parametri che lo determinano e del modo nel quale questi lo influenzano, oltre che fornire una indicazione circa la bontà previsionale dell'approccio numerico adottato.

CAPITOLO 1: OVERVIEW SUI MATERIALI A STRUTTURA CELLULARE

L'obiettivo del presente capitolo è quello di fornire una introduzione di carattere generale riguardante i solidi a struttura cellulare più tradizionali quali *honeycomb* e schiume, descrivendone i principali criteri di classificazione e i meccanismi che ne regolano il comportamento meccanico, i materiali usati, i principali processi produttivi e le applicazioni che tali materiali trovano. Inoltre, facendo riferimento a [1], sono stati riportati i risultati derivanti da un approccio analitico per il calcolo delle proprietà meccaniche.

1.1 PROPRIETÀ E CLASSIFICAZIONE

Riprendendo quanto detto nell'introduzione, i materiali a struttura cellulare vengono definiti come quei materiali formati da un insieme di celle, composte da spigoli e facce solide, impacchettate in modo da riempire lo spazio.

Esistono numerosi esempi di solidi a struttura cellulare sia in natura, basti pensare ai legni come il sughero e la balsa, i coralli, le spugne e il tessuto osseo spugnoso, sia creati dall'uomo come le schiume polimeriche o le strutture a nido d'ape (*honeycomb*) metalliche usate, ad esempio, come anime nelle strutture sandwich. Alcuni esempi di solidi a struttura cellulare sono visibili in figura 1.1, dove sono riportate, da sinistra a destra, le microstrutture presentate dalla balsa, dal tessuto osseo spugnoso di un femore umano e da una schiuma metallica a cella chiusa.

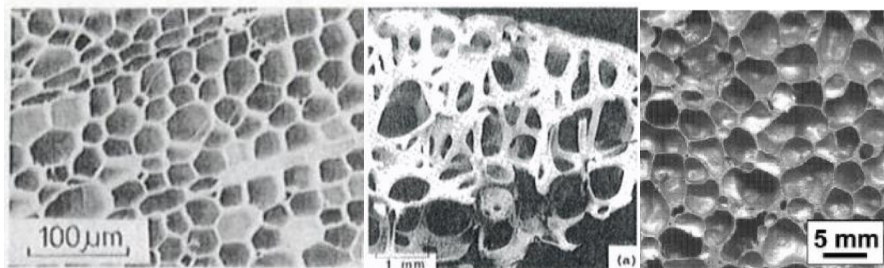


Figura 1.1: esempi di microstruttura presentata da alcuni solidi a struttura cellulare

La proprietà fondamentale che caratterizza i solidi a struttura cellulare, essendo materiali formati da un aggregato di celle elementari costituite per una certa percentuale da materiale solido e per la restante percentuale di vuoto, è la densità relativa d , definita dal rapporto tra la densità del materiale stesso, ρ^* , e la densità del solido di cui è costituita, ρ_S :

$$d = \rho^* / \rho_S.$$

Per poter parlare di materiale a struttura cellulare il valore massimo ammissibile per questo parametro è pari a 0,3, altrimenti il materiale è da considerarsi come un solido pieno al cui interno sono presenti porosità.

Dato l'elevata frazione di volume di vuoto che li caratterizza, questa classe di materiali presenta proprietà fisiche piuttosto che termiche o meccaniche diverse rispetto ai solidi *bulk* di cui sono costituiti, oltre che valori di densità molto bassi, offrendo a livello ingegneristico grossi potenziali di applicabilità.

Questo concetto viene chiaramente descritto dalla figura 1.2 dove viene mostrato, appunto, per tutte le famiglie di materiali come attraverso l'ottenimento di schiume di una determinata famiglia sia possibile ottenere nuovi materiali che esibiscono una conducibilità termica, una densità, un modulo elastico e una resistenza a compressione inferiori, ottenendo quindi un materiale dalle proprietà diverse rispetto a quello di partenza.

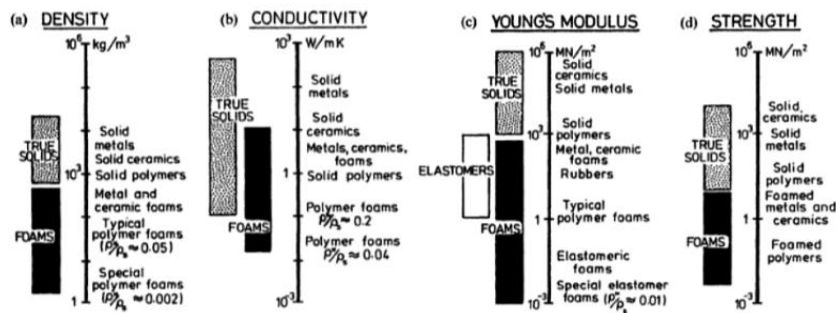


Figura 1.2: estensione del range di proprietà ottenibile tramite processo di schiumatura [1]

Un altro aspetto che colpisce e che suscita interesse verso questa categoria di materiali è la modulabilità delle sue proprietà: grazie alla possibilità di poter variare entro determinati limiti i parametri che caratterizzano le celle elementari di cui sono composti è possibile

ottenere proprietà diverse da caso a caso, potendo, di fatto, offrire un certo intervallo di proprietà.

I *cellular solids*, essendo costituiti, come detto in precedenza, da un insieme di celle elementari, presentano proprietà che dipendono, oltre che chiaramente dalle proprietà del materiale di cui sono costituiti, strettamente dalla struttura delle celle e da come queste si dispongono nello spazio.

I parametri principali che caratterizzano la struttura di una cella unitaria sono:

- topologia
- forma
- dimensioni.

La prima fondamentale distinzione che si può fare se si considera la topologia della cella riguarda lo sviluppo dimensionale della stessa: si hanno celle bidimensionali, come nel caso delle strutture a nido d'ape o *honeycomb*, piuttosto che tridimensionali (ad esempio nelle schiume, dove le celle si dispongono nello spazio), con quest'ultime che possono essere chiuse, ovvero le facce e gli spigoli della cella racchiudono fisicamente un volume che dunque è isolato rispetto a ogni cella adiacente, o aperte. In figura 1.3 sono riportati alcuni esempi di celle bidimensionali e tridimensionali: in particolare, da sinistra a destra sono riportati una schiuma di PE a celle chiuse, una schiuma di nickel a celle aperte, mentre in basso un esempio di *honeycomb* di alluminio e uno di materiale ceramico.

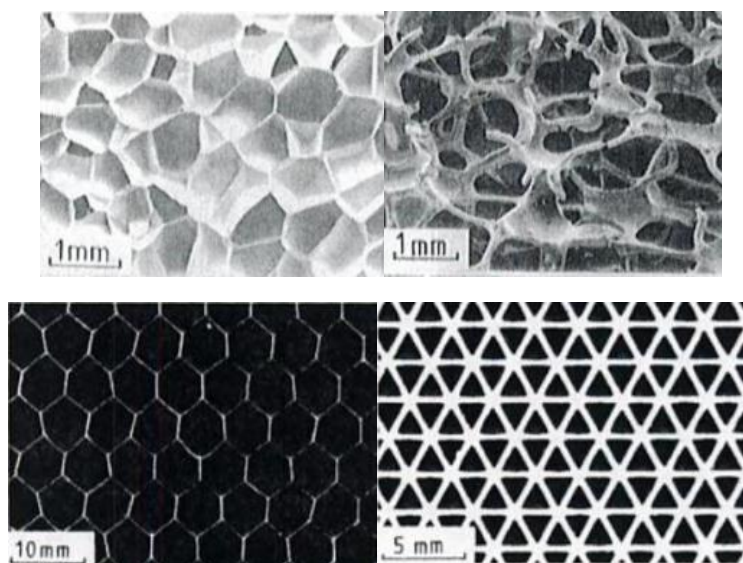


Figura 1.3: confronto tra cella a sviluppo bidimensionale e tridimensionale

Relativamente alla forma della cella, questa può essere più o meno regolare e ne esistono molte varianti: nel caso delle celle bidimensionali queste possono essere triangolari (equilatero oppure isosceli), quadrate, rettangolari, a parallelogramma, esagonali (regolari o non regolari) oppure random, mentre nel caso delle celle tridimensionali, la cui forma reale effettiva non è facilmente rappresentabile da una precisa forma geometrica in quanto in una schiuma reale esiste una certa variabilità e distribuzione di forme, può variare, in linea di massima, da equiassica piuttosto che di forma allungata.

La forma delle celle è direttamente correlabile alle caratteristiche del materiale in termini di proprietà: una cella bidimensionale di forma triangolare, ad esempio, esibirà proprietà diverse a seconda che il triangolo sia equilatero, inducendo isotropia nel piano, piuttosto che isoscele. Ancora, celle tridimensionali equiassiche presenteranno isotropia delle proprietà nello spazio, mentre celle di forma allungata saranno caratterizzate, al contrario, da anisotropia.

Altro fattore essenziale caratterizzante la struttura della cella sono le dimensioni geometriche della stessa: nel caso degli *honeycomb* le dimensioni da tenere sempre in considerazione sono sicuramente lo spessore di parete della cella e la lunghezza del lato della cella. A questi parametri geometrici se ne aggiungono altri che sono caratteristici della forma della cella stessa: ad esempio, nel caso di una cella esagonale irregolare ai parametri già citati si aggiunge anche l'altezza della cella, come visibile nella figura 1.4 sottostante.

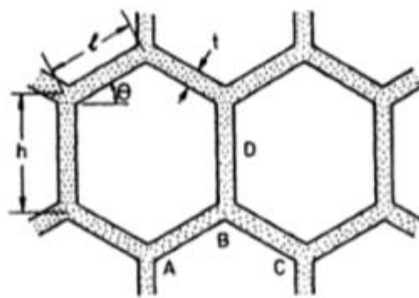


Figura 1.4: esempio di parametri geometrici caratteristici cella unitaria *honeycomb* esagonale irregolare (t lo spessore di parete, l la lunghezza del lato della cella, h l'altezza della cella)

Nel caso delle schiume i parametri geometrici caratteristici, a causa della difficoltà di trovare una geometria rappresentativa della cella, risultano di più difficile identificazione. Si possono comunque considerare come variabili geometriche la dimensione della cella,

intesa come diametro medio delle celle qualora siano riconducibili a una forma sferica, e la dimensione rappresentativa degli spigoli (*strut*) che la compongono, assimilabili a una sezione circolare. Nel caso in cui la cella sia chiusa bisogna considerare come parametro anche lo spessore della parete della cella stessa, ricordando come quest'ultimo sia minore della dimensione degli strut soprattutto nelle schiume *man-made* a causa dell'effetto di addensamento del materiale ai bordi causato dalla tensione superficiale durante il processo produttivo.

Oltre alla struttura della cella è importante sottolineare come anche la disposizione spaziale delle celle sia un fattore fondamentale da tenere in considerazione e che influenza fortemente le proprietà del materiale: a titolo di esempio, come riportato in figura 1.5, a parità di forma della cella, in questo caso bidimensionale triangolare equilatera, sono possibili diverse ordinamenti, il che condurrà inevitabilmente a proprietà diverse.

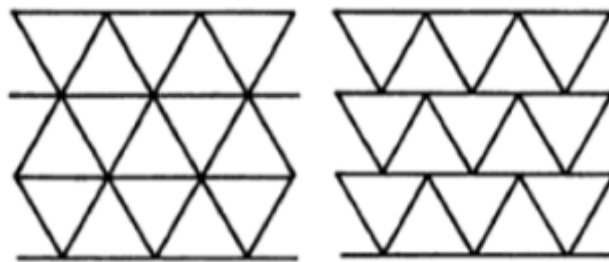


Figura 1.5: esempi di diversa disposizione di celle unitarie

Se per gli honeycomb il concetto di ordine è qualcosa di immediatamente identificabile, altrettanto non si può dire per le schiume, per le quali non si può parlare di disposizione delle celle in quanto, ribadendo, una schiuma reale risulta essere composta da unità elementari di diversa forma e con una certa distribuzione probabilistica delle dimensioni, che impaccate insieme senza un preciso ordine riempiono lo spazio. Tendenzialmente, comunque, tutti i solidi a struttura cellulare presentano una disposizione random, a partire da quelli naturali.

1.2 COMPORTAMENTO MECCANICO

Malgrado i molteplici fattori che entrano in gioco è possibile individuare, a parità di materiale costituente, un comportamento meccanico comune sia ai solidi a struttura

cellulare composti da celle a sviluppo bidimensionale che a quelli con celle tridimensionali. Dal confronto tra i grafici riportati in figura 1.6 e in figura 1.7, che riportano l'andamento tipico delle curve sforzo-deformazione risultanti da una prova di compressione e da una di trazione rispettivamente di un *honeycomb* e di una schiuma costituiti da un materiale a comportamento elastoplastico, si può notare come le curve abbiano un andamento simile. Questa analogia, dopo le innumerevoli osservazioni fatte al microscopio negli anni, è attribuibile al fatto che a parità di comportamento del materiale costituente sono presenti gli stessi meccanismi di deformazione nei due tipi di solidi a struttura cellulare, i quali sono specifici, appunto, del comportamento del materiale di cui sono composti.

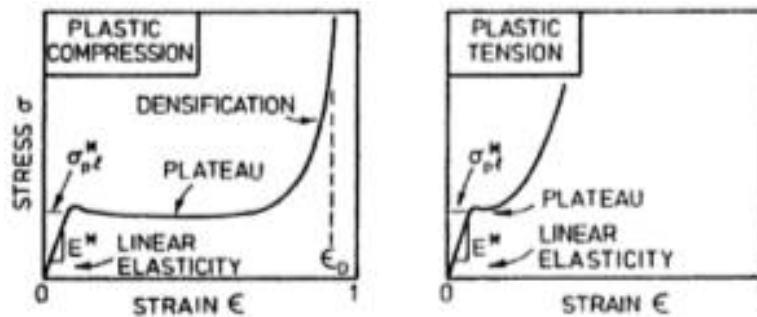


Figura 1.6: curva σ - ϵ a compressione e a trazione per *honeycomb* di materiale elastoplastico nel piano

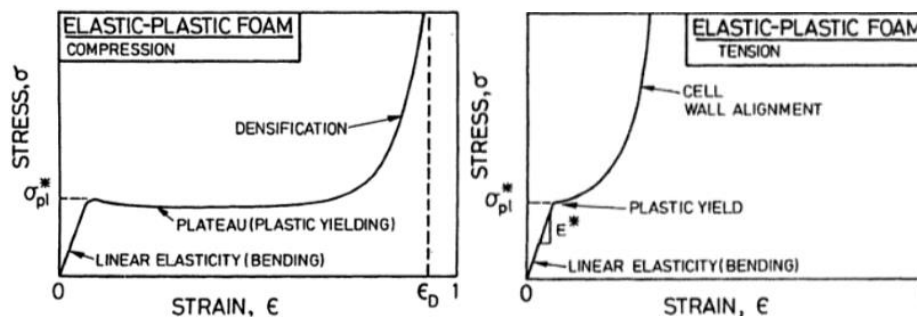


Figura 1.7: curva σ - ϵ di una schiuma in materiale elastoplastico a compressione e a trazione

Le curve tensione-deformazione risultanti per materiali a comportamento elastoplastico risultano suddivisibili in tre zone: un tratto lineare elastico, un tratto di plateau plastico e la zona di densificazione, come indicato nelle figure precedenti. In ognuno di essi sono presenti i seguenti meccanismi di deformazione, variabili al variare anche della direzione di carico:

1. tratto lineare elastico: sia a trazione che a compressione e sia negli *honeycomb* caricati nel piano in cui si sviluppa la forma della cella che nelle schiume, nel tratto lineare elastico le pareti/spigoli delle celle si flettono elasticamente. Al variare del caso preso in considerazione, tuttavia, subentrano ulteriori contributi: ad esempio nel caso di schiume a cella aperta con densità relativa maggiore di 0,1 c'è anche un contributo significativo di trazione-compressione assiale degli spigoli, mentre se le celle sono chiuse c'è anche il contributo dello stretching delle facce delle celle. Ancora, nel caso di un *honeycomb* caricato perpendicolarmente al piano che contiene lo sviluppo della cella, le pareti non si flettono, bensì si comprimono/allungano elasticamente;
2. zona di plateau plastico: a compressione, sia per le schiume che negli *honeycomb*, nelle sezioni delle pareti in cui il momento flettente è massimo e le tensioni nella sezione superano la tensione di snervamento, si formano le cosiddette “cerniere plastiche” che permettono un aumento elevato della deformazione, dovuto alla rotazione delle pareti attorno alle cerniere, a una tensione circa costante in quanto il momento flettente non cambia. Queste cerniere sono localizzate in una banda perpendicolare alla direzione di carico e si estende progressivamente attraverso tutto il materiale all'aumentare della deformazione. A trazione invece il plateau ha un'estensione molto limitata, talvolta pressoché inesistente: le rotazioni delle pareti indotte dal carico, che tende a far ruotare per flessione, elastica nel tratto lineare elastico e plastica dopo, le pareti perpendicolari alla direzione di carico e ad allinearle con la direzione di carico, diminuiscono progressivamente il momento flettente, cosicché da un certo valore di deformazione in poi (tipicamente 1/3) un aumento della stessa è dovuto solo a una deformazione plastica assiale che richiede un aumento del carico. Anche qui subentrano vari contributi a seconda del caso preso in esame: un *honeycomb* sollecitato fuori dal piano presenterà buckling plastico in compressione e snervamento assiale a trazione, mentre in una schiuma se la densità relativa è maggiore di 0,3 le celle snervano assialmente piuttosto che flettersi a trazione;
3. densificazione: per alti valori di deformazione le pareti opposte delle celle entrano in contatto e si compattano, causando un rapido aumento della pendenza della

curva in quanto si va a comprimere/tirare il materiale bulk di cui sono costituite, non più un materiale composto da celle unitarie formate principalmente da vuoto.

È utile ribadire come quanto riportato in merito ai meccanismi di deformazione sia valido solo per materiali a comportamento elastoplastico: solidi a struttura cellulare composti da fragili come i materiali ceramici, ad esempio, presentano a trazione un primo tratto lineare elastico governato dalla flessione delle pareti o degli spigoli delle celle fino alla rottura fragile finale, mentre una schiuma elastomerica a compressione presenta un tratto iniziale lineare elastico sempre governato dalla flessione, cui seguono un plateau governato dal buckling elastico e una zona di densificazione finale. Per ulteriori approfondimenti si rimanda a [1].

Si è scelto di riportare qui solamente il comportamento esibito da solidi a struttura cellulare composti da materiale con comportamento elastoplastico come i metalli in quanto questi ultimi sono i materiali classicamente più utilizzati nelle applicazioni meccaniche strutturali a livello industriale.

I valori dei parametri geometrici caratteristici del materiale menzionati nel paragrafo precedente vanno a influire direttamente sui valori delle proprietà meccaniche, come il modulo elastico E^* e la tensione di plateau plastico σ_{pl}^* (che sono uguali fra loro sia a compressione e che a trazione a parità di struttura della cella): tendenzialmente all'aumentare della densità relativa, le proprietà meccaniche menzionate aumentano mentre diminuisce il valore di deformazione a cui ha inizio la densificazione.

Non bisogna dimenticare, inoltre, che in linea di massima i solidi a struttura cellulare presentano anisotropia delle proprietà meccaniche: questo è vero per la maggior parte delle schiume e degli *honeycomb* a causa prevalentemente dell'anisotropia strutturale delle celle di cui sono costituiti, oltre che della possibile anisotropia delle proprietà del materiale di cui sono formati. In casi particolari gli *honeycomb* possono presentare proprietà isotrope nel piano, mentre le schiume proprietà ortotrope.

1.3 STIMA DELLE PROPRIETÀ MECCANICHE¹

La determinazione delle proprietà meccaniche dei solidi a struttura cellulare, a causa delle molteplici variabili che entrano in gioco, è qualcosa che incontra inevitabilmente delle difficoltà. Per perseguire questo scopo in letteratura esistono dei modelli analitici, proposti da Gibson e Ashby [1], che andando a considerare una cella elementare e pensandola costituita da elementi che seguono la teoria della trave e che si deformano secondo i meccanismi di deformazione osservati, riescono a fornire delle buone stime della risposta meccanica dei *cellular solids*. Se da un lato per gli *honeycomb* la struttura della cella è facilmente identificabile, altrettanto non si può dire per le schiume: Gibson e Ashby [1] hanno individuato per queste gli schemi strutturali e i relativi parametri geometrici visibili in figura 1.8 validi per le schiume a cella aperta e a cella chiusa, ipotizzando quindi una cella cubica composta da *strut* a sezione quadrata che seguono la teoria della trave.

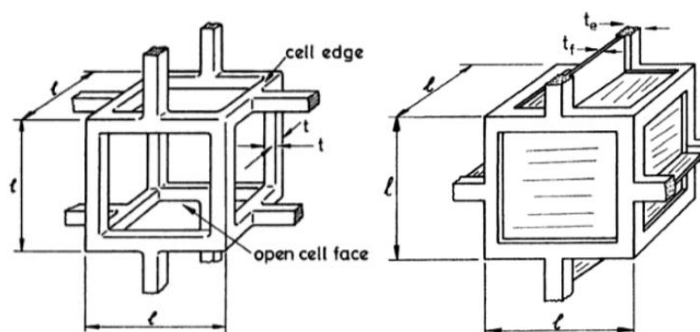


Figura 1.8: schemi strutturali adottati per le schiume

Per la stima del modulo elastico delle schiume a cella aperta, ad esempio, la relazione calcolata risulta essere la seguente, valida sia a compressione che a trazione:

$$\frac{E^*}{E_S} = C_1 \left(\frac{\rho^*}{\rho_S} \right)^2$$

¹ Le relazioni riportate in questo paragrafo hanno lo scopo di far capire al lettore come sia possibile ottenere semplici equazioni in via analitica che ben approssimano le proprietà meccaniche dei solidi a struttura cellulare: per una trattazione più esaustiva o per avere ulteriori relazioni si rimanda a [1].

dove E^* è il modulo di Young della schiuma, E_S è il modulo di Young del materiale costituente, $\frac{\rho^*}{\rho_S}$ è la densità relativa e C_1 è una costante che dipende dalla geometria della cella reale e che varia da caso a caso. Dal confronto coi dati sperimentali in prima approssimazione il valore di C_1 è pari a 1, tuttavia nel caso in cui si considerino schiume di alluminio un buon valore della costante è 0,3 [1].

Per il calcolo della resistenza al collasso plastico o tensione di plateau plastico, σ_{pl}^* , valido per le schiume a cella aperta costituite da materiale a comportamento elastoplastico sia a compressione che a trazione, è possibile utilizzare la seguente relazione:

$$\frac{\sigma_{pl}^*}{\sigma_{YS}} = C_5 \left(\frac{\rho^*}{\rho_S} \right)^{\frac{3}{2}}$$

dove, oltre i parametri già noti, σ_{YS} è la tensione di snervamento del materiale costituente e C_5 è una costante che dipende dalla geometria reale e che in prima approssimazione vale 0,3.

Con questo tipo di approccio è possibile ottenere anche equazioni per il calcolo di altri parametri elastici quali il modulo di elasticità tangenziale e il coefficiente di Poisson, oltre che stimare relazioni per il caso più complesso delle schiume a cella chiusa in cui bisogna considerare il contributo anche delle facce delle celle.

È utile osservare come le relazioni esposte dipendano dalla densità relativa e non dai parametri geometrici della cella che sono stati utilizzati per il calcolo delle equazioni di equilibrio e di calcolo tensionale, questo perché da un punto di vista pratico risulta più comodo correlare le proprietà con parametri macroscopici, come la densità relativa, meno problematici da calcolare o identificare rispetto ai parametri microscopici. La correlazione esistente tra densità relativa e le dimensioni geometriche specifiche di una cella come lo spessore delle pareti o degli *strut* t e la dimensione delle celle l proposte sempre da Gibson e Ashby [1] sono le seguenti:

- per *honeycomb* e schiume a cella chiusa:

$$\rho^* / \rho_S = C_1 \frac{t}{l}$$

dove C_1 è un parametro che dipende dal caso considerato ed è da tarare sui dati sperimentali;

- per le schiume a cella aperta vale invece:

$$\rho^*/\rho_S = C_2 \left(\frac{t}{l}\right)^2$$

dove C_2 è sempre un parametro da tarare sui dati sperimentali.

Queste relazioni forniscono una buona stima della densità relativa fintanto che l'ipotesi che $t \ll l$ resta valida, che corrisponde a valori di densità relativa inferiori a 0,2; in caso contrario le equazioni proposte tendono a sovrastimare la densità relativa e necessitano di un ulteriore grado di approssimazione:

- nel caso degli *honeycomb* diventa:

$$\rho^*/\rho_S = C_1 \frac{t}{l} \left(1 - D_1 \left(\frac{t}{l}\right)\right)$$

con C_1 e D_1 da tarare sui dati sperimentali;

- nel caso delle schiume a cella aperta:

$$\rho^*/\rho_S = C_2 \left(\frac{t}{l}\right)^2 \left(1 - D_2 \left(\frac{t}{l}\right)\right)$$

con C_2 e D_2 da tarare sui dati sperimentali;

- nel caso delle schiume a cella chiusa:

$$\rho^*/\rho_S = C_3 \frac{t}{l} \left(1 - D_3 \left(\frac{t}{l}\right) \left(1 - D_4 \left(\frac{t}{l}\right)\right)\right)$$

con C_3 , D_3 e D_4 da tarare sui dati sperimentali.

Considerando il caso degli *honeycomb*, invece, è possibile ottenere relazioni analitiche che non dipendono da una costante in quanto presentano solitamente celle di forma geometrica ben definita, ma è comunque possibile ricavare delle relazioni dipendenti dalla densità relativa attraverso una sostituzione sfruttando le relazioni densità relativa-parametri geometrici riportate in precedenza. A titolo di esempio, in figura 1.9 sono esposte le relazioni per la stima dei moduli elastici nelle due direzioni per gli *honeycomb* con cella esagonale irregolare.

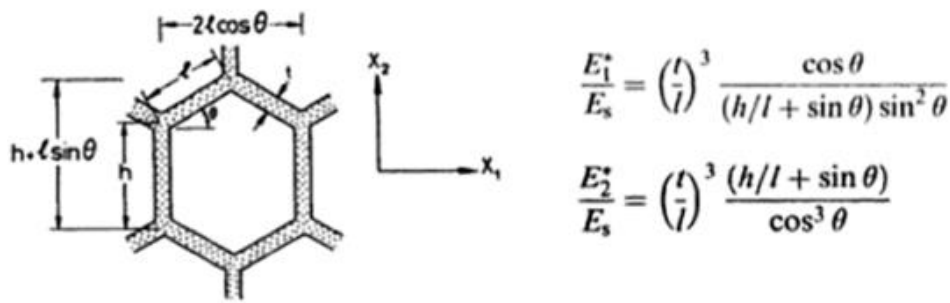


Figura 1.9: *honeycomb* cella esagonale irregolare

Queste relazioni, ricavate per via analitica considerando la risposta della singola cella ai carichi meccanici, non tengono conto della struttura effettiva dei materiali, che contengono inevitabilmente dei difetti: ad esempio, uno dei difetti principali presenti negli *honeycomb* è l'assenza o la rottura di alcune pareti delle celle, al cui aumento corrisponde una diminuzione di modulo elastico e della resistenza a compressione.

1.4 MATERIALI E PROCESSI PRODUTTIVI

Salvo poche eccezioni, quasi tutti i materiali possono essere usati per ottenere solidi a struttura cellulare: polimeri, metalli, ceramici e materiali compositi. I processi produttivi che vengono messi in atto in ambito industriale sono molteplici e variano in base al materiale che si utilizza e al tipo di solido a struttura cellulare che si vuole ottenere.

Le schiume polimeriche vengono prodotte introducendo bolle di gas nel monomero liquido o nel polimero caldo attraverso l'agitazione meccanica o usando agenti espandenti: questi ultimi possono essere fisici, ossia gas inerti come azoto e anidride carbonica che vengono introdotti nel fuso in pressione e fatti espandere abbassando la pressione, o chimici, cioè additivi che si decompongono col calore o che reagiscono producendo prodotti di reazione gassosi.

Le schiume metalliche vengono ottenute mediante processi allo stato liquido e processi allo stato solido. Tra i processi allo stato liquido rientra quel processo che, partendo da una miscela di polveri di metallo e di idruro di titanio o di zirconio che viene compattata e portata alla temperatura di fusione del metallo, va a formare la schiuma grazie allo sviluppo di idrogeno gassoso, come nel caso del processo Alporas. Altri processi che

rientrano in questa categoria sono il processo di agitazione meccanica del fuso metallico, il processo di infiltrazione del metallo fuso tra granelli di materiale eliminabili successivamente e la deposizione del metallo su forme polimeriche con deposizione elettrolitica, elettrochimica o deposizione chimica di vapore. Fra i processi allo stato liquido rientra anche il processo Gasar, che sfrutta l'incremento di solubilità dell'idrogeno nel metallo fuso in condizioni di pressione elevata. I processi allo stato solido, invece, sfruttano i principi della metallurgia delle polveri: partendo da una miscela di polveri metalliche e polveri di agenti spazianti si riescono a ottenere schiume grazie all'evaporazione o alla decomposizione di queste ultime durante la sinterizzazione (ad esempio nel processo di *gel-casting*).

Le schiume di materiale ceramico vengono prodotte infiltrando una fine sospensione di materiale ceramico in acqua o un altro fluido in una schiuma polimerica oppure con tecniche di deposizione chimica (*chemical vapour deposition*). Infine, le schiume di vetro vengono ottenute con processi produttivi simili a quelli adoperati per le schiume polimeriche, in particolare si utilizza il gruppo di processi produttivi con l'uso di agenti espandenti.

Per la produzione degli honeycomb, invece, vengono adottate le seguenti tecnologie: pressatura, incollaggio, colata in stampo ed estrusione.

Il processo di pressatura prevede, appunto, la pressatura di lastre di materiale al fine di ottenere un mezzo profilo che verrà successivamente incollato con un'altra lamiera stampata.

Con l'incollaggio si vanno a incollare tra loro le lamiere piane deponendo strisce di colla parallele, in modo da poter successivamente espandere il pacco di lamine impilate e ottenere la struttura finale.

La colata in stampo, invece, è il processo tipico dei polimeri come le gomme siliconiche, mentre l'estrusione viene utilizzata per ottenere honeycomb in materiale ceramico.

1.5 APPLICAZIONI

Sono parecchi gli ambiti in cui vengono adoperati i solidi a struttura cellulare al fine di sfruttarne le proprietà. Fra questi, si possono identificare quattro aree principali: isolamento termico, packaging, applicazioni strutturali e galleggiamento.

Le schiume polimeriche e di vetro vengono impiegate nel campo dell'isolamento termico, che ne sfrutta il basso valore di conducibilità termica offerto, mentre nel packaging, vista l'ampia quantità di energia che riescono ad assorbire durante gli impatti, la leggerezza e la capacità di adattarsi alle forme più complesse dei prodotti da proteggere oltre che il basso costo di produzione, vengono utilizzate schiume polimeriche (polistirene, polietilene). Ancora, le schiume polimeriche a cella chiusa, che possono presentare un fattore di galleggiamento B , pari al rapporto tra la differenza di densità di acqua e schiuma e la densità dell'acqua ($B = (\rho_{acqua} - \rho_{schiuma}) / \rho_{acqua}$), prossimo all'unità (circa 96%), sono ampiamente usate in applicazioni di galleggiamento.

Degno di menzione è anche l'uso nelle applicazioni strutturali: il legno, solido a struttura cellulare naturale, viene molto utilizzato come materiale da costruzione, mentre *honeycomb* e schiume vengono impiegati come anima nelle strutture sandwich. Le schiume metalliche, in particolare quelle in lega di titanio, trovano impiego ai fini strutturali anche nel settore biomedicale per la realizzazione di protesi ossee e nel settore aerospaziale, che ne sfruttano le buone proprietà meccaniche specifiche.

Altri impieghi secondari dei solidi a struttura cellulare riguardano applicazioni come filtri, membrane repellenti all'acqua, materiali per l'isolamento acustico e lo smorzamento delle vibrazioni.

CAPITOLO 2: I MATERIALI A STRUTTURA RETICOLARE

L'obiettivo di questo capitolo è quello di introdurre i materiali a struttura reticolare (*lattice materials*), materiali a struttura cellulare “innovativi” su cui negli ultimi anni si è spostata l'attenzione grazie allo sviluppo dei processi di additive manufacturing. Il capitolo cerca di descrivere i processi produttivi e il comportamento meccanico e di riassumere tutti i fattori che incidono sulle proprietà meccaniche di questi materiali, in particolare di quelli *strut-based* costituiti da materiale di base metallico, e come questi fattori influenzano tali proprietà.

2.1 INTRODUZIONE E TIPOLOGIE

I materiali a struttura reticolare, meglio noti come *lattice materials*, vengono definiti come quei materiali costituiti da un insieme interconnesso di *strut* o lamine. Questi materiali sono da considerarsi appartenenti alla famiglia dei materiali a struttura cellulare poiché composti dalla ripetizione ordinata e regolare, anziché stocastica come nel caso delle schiume, nello spazio di una cella unitaria a sviluppo tridimensionale composta, come già detto, da *strut* o lamine. Un esempio di materiale a struttura reticolare è visibile in figura 2.1.

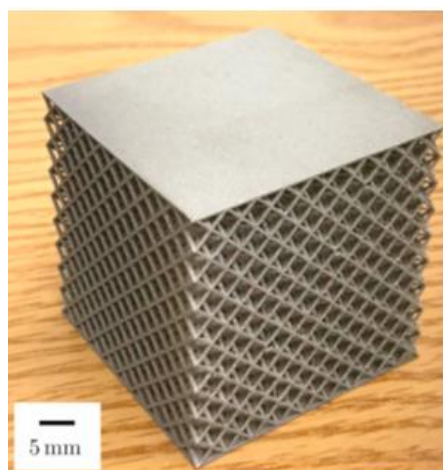


Figura 2.1: esempio di materiale a struttura reticolare [3]

Le celle unitarie di cui sono composti possono essere del tipo *strut-based* (figura 2.2), ovvero composte da un certo numero di *strut* disposti in determinati modi, del tipo *surface-based* (figura 2.3), formate da superfici che seguono determinate equazioni matematiche (*triply periodic minimal surfaces*, TPMS), oppure del tipo *shell-based* (figura 2.4), composte da lamine di materiale disposte in certi piani.



Figura 2.2: esempi di celle unitarie *strut-based*: da sinistra sono visibili BCC, BCCZ, FCC [4]

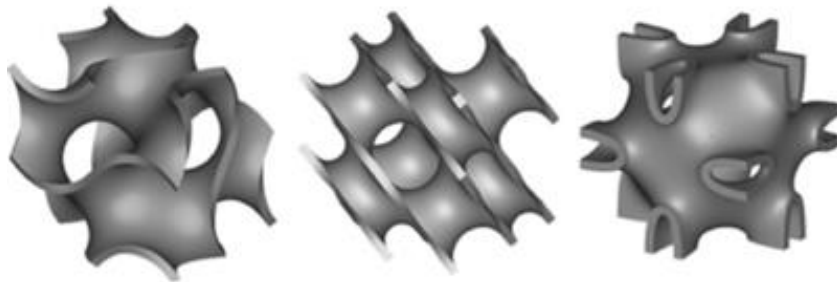


Figura 2.3: esempi di celle unitarie *surface-based*: partendo da sinistra sono visibili la giroide di Schoen, Schwarz diamond e Neovius [4]

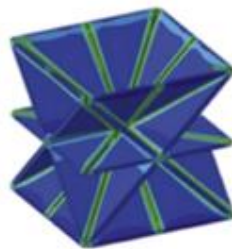


Figura 2.4: esempio di cella unitaria *shell-based* SC-BCC [4]

Mentre le ultime due tipologie costituiscono un'area di ricerca corrente, la tipologia *strut-based* è la più diffusa e utilizzata attualmente grazie alla semplicità concettuale di base, dato che replicano su scala millimetrica o micrometrica le strutture reticolari utilizzate su larga scala: pertanto, nel seguito si farà riferimento ai più comuni materiali a struttura reticolare *strut-based*, con particolare riguardo a quelli composti da materiale metallico

in quanto classe di materiali maggiormente sfruttata nell'ambito delle applicazioni meccaniche strutturali.

È utile mettere in evidenza come la differenza tra le scale di riferimento che intercorre tra le strutture reticolari e i materiali a struttura reticolare permetta a questi materiali di essere considerati come una categoria di materiali a tutti gli effetti caratterizzati da proprie caratteristiche fisiche e performance meccaniche.

2.2 APPLICAZIONI

I materiali a struttura reticolare trovano impiego nell'ambito delle applicazioni strutturali a causa del fatto che questi hanno la capacità di poter offrire alti valori di rigidità e resistenza specifiche, portando così a ottenere strutture più leggere rispetto a quelle piene ma ugualmente rigide e performanti, oltre che alla possibilità di andare a usufruire della modulabilità delle caratteristiche ottenibili andando a cambiare la topologia della cella unitaria, cosa che permette, oltretutto, di usufruire delle tecniche di ottimizzazione topologica al fine di ottenere componenti ottimizzati secondo i criteri scelti.

I *lattice materials* vengono così utilizzati nel settore aerospaziale, che ne sfrutta anche le proprietà di conducibilità termica, e nel settore biomedicale come materiali per protesi (figura 2.5), grazie alla struttura del materiale stesso che conferisce una buona capacità di osteointegrazione e di crescita del tessuto osseo e che permette di replicare la densità e le proprietà meccaniche delle ossa umane evitando problemi di de-densificazione e conseguente fragilimento del tessuto osseo nei pressi dell'impianto protesico. Tali problemi sono causati dalla riduzione dei carichi a cui il tessuto osseo viene sottoposto a causa della presenza di un impianto protesico con prestazioni meccaniche superiori (fenomeno noto come *stress-shielding*). Un'altra applicazione dei materiali a struttura reticolare in ambito biomedicale li vede impiegati come *scaffold* per l'ingegneria dei tessuti.



Figura 2.5: esempio di impianto protesico in materiale a struttura reticolare in lega di titanio [5]

I materiali a struttura reticolare, a causa del loro comportamento a deformazione, vengono inoltre utilizzati anche per applicazioni nell'ambito dell'assorbimento di energia oppure, grazie alla libertà geometrica della cella unitaria, nel campo della realizzazione di materiali auxetici.

2.3 PROCESSI PRODUTTIVI

A causa della loro geometria e delle loro dimensioni caratteristiche i materiali a struttura reticolare risultano difficilmente producibili mediante i processi di lavorazione convenzionali. In letteratura esistono esempi di solidi a struttura reticolare prodotti mediante il processo di fusione a cera persa, attraverso una combinazione di estrusione ed elettroerosione, mediante *hot-pressing* o “*attraverso i processi di produzione dei materiali compositi come tessitura, interlacing, interlocking e filament winding*” [4]. Attualmente, sfruttando le grandi potenzialità offerte dai processi di additive manufacturing grazie ai quali si riescono a ottenere agevolmente componenti con geometrie molto articolate, caratteristica che ne ha incentivato la diffusione massiva a partire dagli anni 2000, la maggior parte dei solidi a struttura reticolare metallici viene prodotta quasi unicamente con processi di produzione additiva.

Le tecniche di additive manufacturing si basano su un approccio *layer-by-layer*, ossia costruiscono i pezzi strato dopo strato, come visibile in figura 2.6 che riporta la sequenza di costruzione del singolo strato nel caso della tecnologia di fusione laser selettiva la cui ripetizione darà luogo alla costruzione del pezzo, consentendo di ottenere forme

geometriche molto complesse e proibitive per i processi sottrattivi con accuratezza dimensionale dell'ordine delle centinaia di micron. Lo spessore degli strati di costruzione varia da tecnica a tecnica e più spingersi indicativamente fino a un minimo di 30 μm .

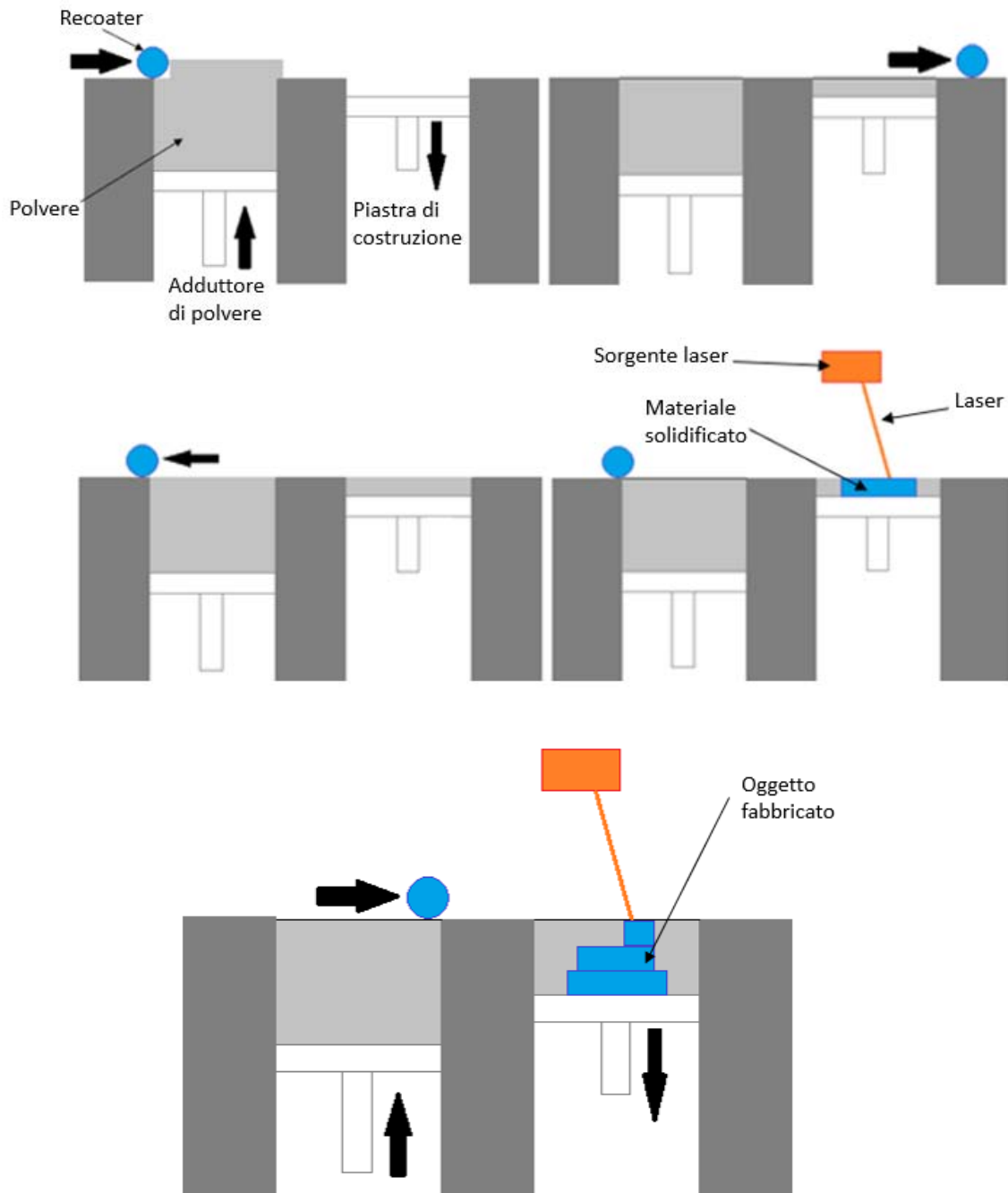


Figura 2.6: approccio *layer-by-layer* dei processi di additive manufacturing

Tra tutti i processi di manifattura additiva disponibili per i materiali metallici, quelli usati per produrre materiali a struttura reticolare costituiti da materiali metallici sono la fusione

laser selettiva (*selective laser melting*, SLM), la fusione a fascio elettronico (*electron beam melting*, EBM), il *binder jetting* (BJ) e il *direct ink writing* (DIW).

I primi due processi citati sono processi che sfruttano un letto di polveri di materiale di partenza sul quale viene fatto passare un raggio laser (SLM) o un fascio di elettroni (EBM) che traccia e fonde le particelle che incontra. Una volta solidificato, un nuovo *layer* di polvere viene sovrapposto allo strato precedente e viene ripetuta l'operazione fino a ottenere il componente voluto. Analoga procedura viene fatta nel processo di *binder jetting*, solo che al posto di andare a fondere le polveri queste vengono tenute insieme tra loro mediante un legante rilasciato da una testina e solo successivamente questo agglomerato di polveri viene sottoposto a un processo di sinterizzazione che fa evaporare il legante e saldare le particelle fra loro.

Il processo *direct ink writing*, a differenza dei metodi descritti in precedenza, usa come materiale di partenza un inchiostro formato da polveri di materiale miste a un legante: questo inchiostro, caratterizzato da proprietà reologiche tali per cui una volta depositato si indurisce senza deformarsi, viene depositato sul piano di lavoro da una testina da stampa in modo da formare la geometria voluta. Anche qui, come per la tecnologia precedente, viene fatto un trattamento termico successivo di sinterizzazione per rimuovere il legante e saldare le polveri tra loro, in modo da formare un solido continuo.

Le tecniche appena descritte, che usano tutte come materiale di partenza metalli in forma di particelle di dimensioni variabili, con dimensioni medie tipicamente comprese tra i 10 e i 70 μm , si diversificano tra loro in base al metodo/principio attraverso il quale producono i singoli strati: risulta utile, per alcune considerazioni che verranno fatte in seguito, suddividere i metodi citati fra metodi a deposizione di energia (*Energy Deposition Methods*, EDMs) e metodi che non depositano energia (*Non Energy Deposition Methods*, Non-EDMs), come nello schema riportato in figura 2.7.

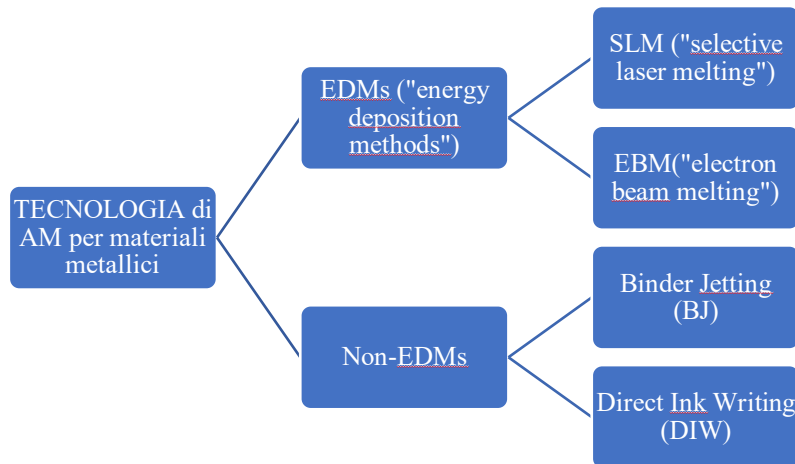


Figura 2.7: classificazione processi di additive manufacturing per materiali metallici

Nelle tecniche con deposizione di energia, cui fanno parte la fusione laser selettiva e la fusione a fascio di elettroni, una sorgente di energia, laser piuttosto che un fascio di elettroni, va a fondere le polveri metalliche creando uno strato di materiale solido più o meno compatto. Al contrario i metodi *Non-EDMs* non utilizzano sorgenti di energia per l'ottenimento dei *layer*, bensì in essi c'è una prima fase di formatura, ottenendo il cosiddetto “verde”, seguita da un processo successivo di consolidamento del materiale.

2.3.1 EFFETTI DEL PROCESSO PRODUTTIVO SUI COMPONENTI PRODOTTI E SULLE PROPRIETÀ MECCANICHE

Come già detto in precedenza, le tecniche di produzione che vengono maggiormente utilizzate per la produzione di materiali a struttura reticolare sono tecnologie di produzione additiva. L'uso di queste tecniche, se da un lato ha il beneficio di poter ottenere facilmente componenti con geometrie estremamente complesse, dall'altro comporta un certo impatto sia sul componente finale prodotto che sulle proprietà meccaniche del materiale risultante, entrambi dipendenti dalla particolare tecnologia adoperata.

Per quanto concerne l'effetto del processo sul componente risulta utile richiamare la distinzione tra metodi *EDMs* e *Non-EDMs* fatta in precedenza con lo scopo di mettere in luce quali siano i problemi intrinseci alla tecnologia a seconda della categoria di appartenenza: nei processi *EDMs*, l'uso di sorgenti di energia ad alta potenza che devono

portare localmente a elevate temperature le polveri per portarle alla temperatura di fusione induce l'instaurarsi di elevati gradienti termici che assieme alle elevate velocità di raffreddamento riscontrabili durante il processo danno origine a stress residui nel componente che possono causare cricche, delaminazioni tra *layer* e deformazioni del pezzo. Questi problemi non sono invece riscontrabili nei metodi *Non-EDMs* citati poiché il componente non viene assoggettato a cicli termici locali, bensì viene scaldato e raffreddato uniformemente. Il problema delle tensioni residue, su cui si può esercitare un certo controllo mediante una scelta ottimale dei parametri di processo, può essere risolto tramite trattamenti termici post-fabbricazione che appunto rilassano le tensioni residue ma che vanno ad aggiungere ulteriori costi al processo.

Per quanto riguarda l'impatto delle differenti tecnologie sulle proprietà meccaniche, è noto come le tecniche di produzione additiva in generale portino con sé difetti nel materiale quali la presenza di porosità interne e una scarsa finitura superficiale, elementi che generalmente influiscono negativamente sulle proprietà meccaniche e la cui entità è dipendente sia dalla particolare tecnologia usata sia dai parametri di processo utilizzati, oppure possono avere un certo impatto sulla microstruttura del materiale.

Fra tutti i processi di manifattura additiva per materiali metallici, quelli più comunemente utilizzati per produrre componenti e materiali a struttura reticolare metallici e per i quali sono quindi presenti approfondimenti più dettagliati in letteratura riguardo gli effetti del processo produttivo sulle proprietà meccaniche sono i processi *EDMs* citati che si basano sul principio di fusione delle polveri (SLM e EBM).

I materiali prodotti mediante queste tecniche, a causa della presenza di grani cristallini allungati in direzione parallela a quella di costruzione del pezzo causata dal fatto che questa direzione costituisce una direzione preferenziale di smaltimento del calore fornito dalla sorgente di energia durante il processo di fusione, presentano un certo grado di anisotropia delle proprietà meccaniche che è dipendente sia dalla tecnologia usata che dalla proprietà considerata [6,7]. Un altro contributo all'anisotropia delle proprietà meccaniche è dato dai difetti orientati presenti nel materiale quali zone in cui non c'è stata fusione (*lack of fusion defects*, figura 2.8), di dimensioni comprese tipicamente tra i 50 e i 500 μm e indotte principalmente dall'uso di parametri di processo non ottimali, i quali sono orientate perpendicolarmente alla direzione di costruzione del pezzo e che

costituiscono punti in cui si concentrano le tensioni, causando una diminuzione della resistenza meccanica.

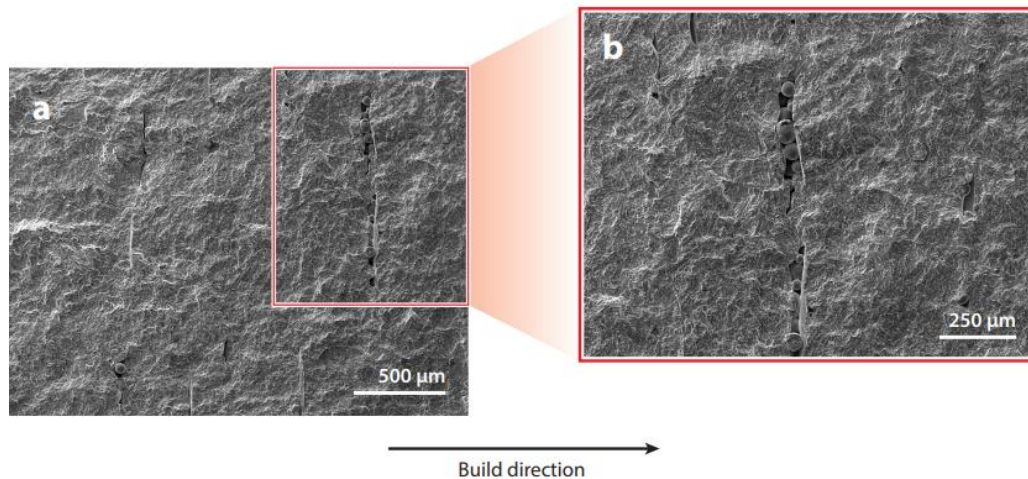


Figura 2.8: esempio di difetto dovuto alla mancanza di fusione nel caso del processo EBM di Ti6Al4V [7]

L'anisotropia delle proprietà meccaniche indotta da questi processi di manifattura additiva ha reso indispensabile l'introduzione di uno standard per la designazione dell'orientazione dei campioni prodotti mediante tecnologie di additive manufacturing: come visibile in figura 2.9, che riprende lo standard ASTM, i primi quattro casi mostrano campioni orientati orizzontalmente, in cui, cioè, la direzione di costruzione z è perpendicolare alla direzione di prova dei provini, mentre i due casi in fondo sono campioni orientati verticalmente, in cui la direzione di costruzione e quella di test sono parallele.

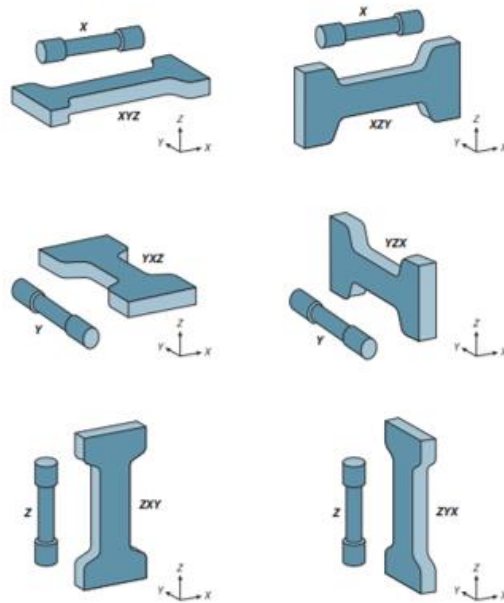


Figura 2.9: standard ASTM per la designazione dell'orientazione dei campioni [7]

Oltre alle zone dove non c'è stata fusione, difetti che presentano una orientazione specifica, come detto in precedenza un'altra tipologia di difetto normalmente presente nei materiali metallici prodotti con tecniche di manifattura additiva SLM ed EBM è la presenza di porosità di forma sferica di dimensioni comprese tra 10 e 50 μm ([6], figura 2.10). La presenza e la severità di tali difetti, che costituiscono zone di concentrazione delle tensioni, sono legate ai parametri di processo e sono deleterie per la resistenza del materiale.

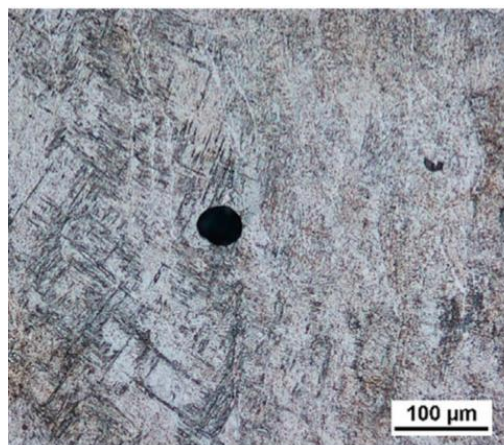


Figura 2.10: esempio di porosità sferica presente nel materiale [8]

Confrontando i dati di rigidezza, resistenza e duttilità al variare dell'orientazione il trend medio vede le proprietà meccaniche dei pezzi orientati orizzontalmente inferiori rispetto a quelli orientati verticalmente, esibendo, oltretutto, una duttilità inferiore. Tale affermazione, tuttavia, non può essere assunta come un qualcosa di valido per ogni caso in quanto all'aumentare della presenza della difettologia, come i *lack-of-fusion defects* che dipendono dai parametri di processo adottati, la situazione si ribalta [8].

Nonostante la presenza di difetti indotti dal processo, in genere le proprietà meccaniche quasi-statiche (rigidezza e resistenza) spesso si avvicinano se non addirittura superano il requisito minimo del materiale *bulk* ottenuto mediante i processi di lavorazione convenzionali, mentre la duttilità risulta in media inferiore [6,7].

Le proprietà quasi statiche possono essere migliorate attraverso lavorazioni successive: si possono fare lavorazioni per il miglioramento della finitura superficiale per ottenere tensione di snervamento, carico di rottura e allungamenti a rottura maggiori rispetto allo stato *as-built* [9], come visibile nella tabella riportata in figura 2.11, oppure si possono risolvere i problemi dell'anisotropia e delle porosità interne con trattamenti termici che omogeneizzino la microstruttura ed eliminino le cavità, come la pressatura isostatica a caldo (*hot isostatic pressing*, HIP).

Sample ID	Condition	Yield strength (MPa)	Ultimate tensile strength (MPa)	Elongation (%)	Reduction of area (%)
17-4 PH SN2	Unfinished	473.7	873.6	41.5	65.6
17-4 PH SN3	Unfinished	479.2	879.1	41.1	66.4
17-4 PH SN4	Machined	535.0	881.8	51.6	67.8
Ti-6Al-4V SN8	Unfinished	817.7	904.6	8.2	28.7
Ti-6Al-4V SN10	Unfinished	812.9	900.5	7.3	23.7
Ti-6Al-4V SN2	Machined	987.3	1103.2	15.0	33.9

Figura 2.11: confronto delle proprietà meccaniche tra provini ottenuti mediante SLM e EBM finiti e non finiti superficialmente [9]

Anche la tenacità a frattura dei materiali metallici processati con tecnologie di additive manufacturing è caratterizzata dalla presenza di un certo grado di anisotropia: in genere allo stato *as-built* provini orientati orizzontalmente sono caratterizzati da valori superiori della tenacità a frattura rispetto a provini orientati verticalmente. Un ulteriore contributo all'anisotropia del valore di tenacità a frattura è dato dalla presenza di tensioni residue nel materiale. Rispetto ai materiali lavorati con i processi convenzionali, i valori di tenacità a frattura risultano mediamente inferiori (o al limite uguali [7]). Anche in questo caso il

valore della tenacità a frattura dipende dalla tecnologia: ad esempio per provini in titanio ottenuti via EBM la tenacità a frattura risulta superiore rispetto all'equivalente prodotto via SLM.

Per quanto concerne le proprietà a fatica, nei materiali metallici processati con le tecniche considerate tali proprietà risultano caratterizzate da un certo grado di anisotropia: provini orientati orizzontalmente esibiscono in genere una resistenza a fatica maggiore rispetto a quelli orientati verticalmente.

A causa della scarsa finitura superficiale e dei difetti interni che caratteristici dei processi additivi, la resistenza a fatica del materiale *as-built* risulta inferiore rispetto alla resistenza a fatica dello stesso materiale processato mediante i processi convenzionali. Inoltre, come visibile in figura 2.12 per il caso del Ti6Al4V da fusione laser selettiva, degno di menzione è il fatto che l'effetto dato dalla presenza di difetti superficiali sulla vita a fatica è più penalizzante rispetto alla presenza di difetti interni quali le porosità.

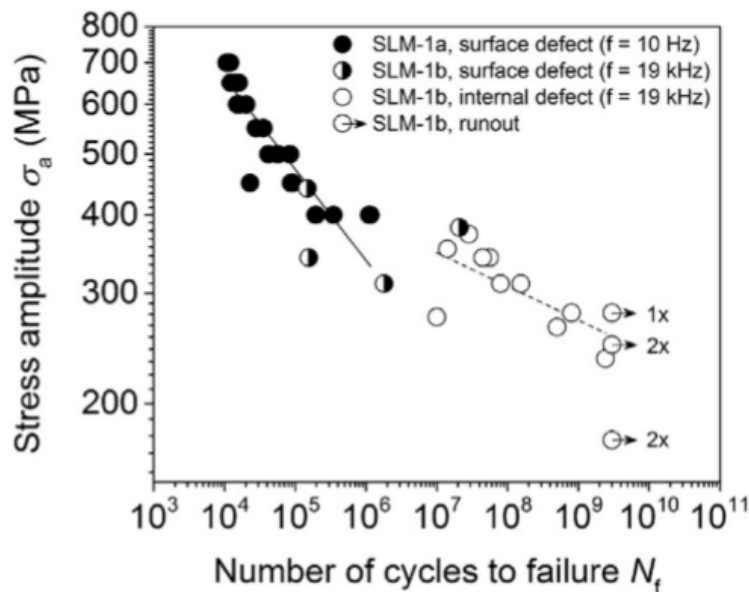


Figura 2.12: confronto tra l'effetto della finitura superficiale e l'effetto delle porosità interne sulle prestazioni a fatica del Ti6Al4V bulk prodotto via SLM [8]

Si è visto che l'eliminazione dei difetti indotti dal processo attraverso trattamenti termici successivi, come la pressatura isostatica a caldo, e processi di miglioramento della finitura superficiale porta a un miglioramento delle prestazioni a fatica del materiale rispetto allo stato *as-built*.

In sintesi, a seconda delle tecnologie utilizzate si possono indurre difetti diversi e in misura diversa nel materiale, la cui entità è strettamente dipendente dai parametri di processo e dal tipo di processo stesso. La loro presenza all'interno del materiale influenza le proprietà meccaniche risultanti e può causare una diminuzione più o meno marcata delle proprietà. Inoltre, ci può essere un certo grado di anisotropia indotta di cui bisogna tener conto. Risulta possibile migliorare le performance meccaniche rispetto allo stato *as-built* mediante trattamenti termici che mirano, ad esempio, a ridurre le porosità presenti nel materiale o a omogeneizzare la microstruttura, oppure con trattamenti di miglioramento della finitura superficiale.

È utile osservare come il problema dell'anisotropia indotta non è presentato dai metodi *non-EDMs* in quanto non sono soggetti a cicli termici locali durante la produzione che inducono l'allungamento della grana cristallina, causa principale dell'anisotropia delle proprietà.

2.4 COMPORTAMENTO MECCANICO

Il comportamento meccanico dei solidi a struttura reticolare metallici, in quanto appartenenti alla categoria dei solidi a struttura cellulare, rispecchia quello esibito da questi ultimi, come visibile in figura 2.13 che schematizza la curva tensione-deformazione tipica derivante da una prova di compressione di un *lattice material* costituito da materiale elastoplastico: un tratto iniziale lineare elastico, governato da meccanismi di deformazione elastica assiale o di flessione degli *strut*, seguito da un tratto plastico che inizia con lo snervamento o il *buckling* plastico degli *strut* durante il quale le celle collassano e da una fase finale di densificazione in cui gli *strut* entrano in contatto impedendo deformazioni ulteriori e causando un rapido incremento della tensione. I modi di cedimento del materiale a compressione che sono stati osservati sono il cedimento successivo per snervamento, *buckling* o *crushing* di piani di celle perpendicolari alla direzione di carico, comportamento tipicamente esibito da quei materiali che sopportano i carichi principalmente con deformazioni assiali, o in piani a 45° in cui la tensione di taglio risulta massima, più presente all'aumentare della lunghezza degli *strut* e tipico di quei materiali a struttura reticolare che rispondono ai carichi prevalentemente flettendosi.

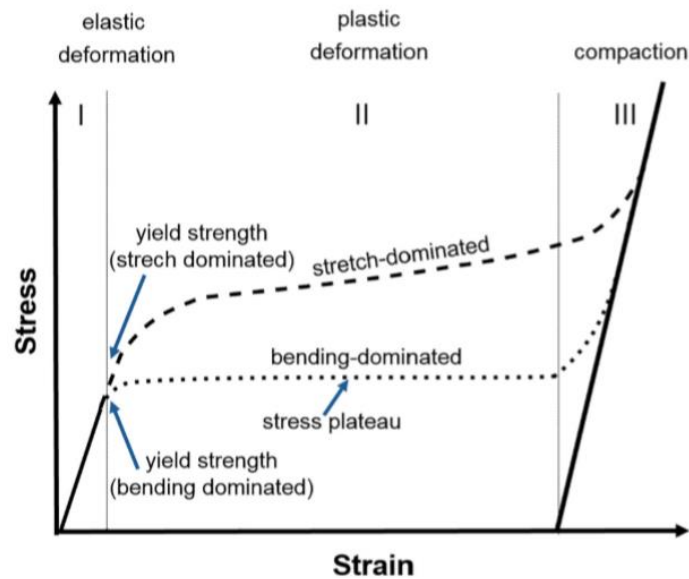


Figura 2.13: curva σ - ϵ a compressione tipica dei *lattice materials* [10]

Chiaramente il comportamento meccanico, come visto per i *cellular solids*, dipende, oltre che dal materiale costituente, dalla topologia della cella unitaria: la variazione della disposizione degli *strut* e del numero di questi che va a comporre una cella base porta a meccanismi di deformazione dominanti diversi, quindi a una risposta meccanica diversa. In letteratura tradizionalmente il comportamento meccanico dei materiali a struttura reticolare viene classificato come *bending-dominated* o *stretching-dominated*: nel primo caso gli *strut* sopportano i carichi principalmente flettendosi, mentre nel secondo caso prevalentemente con deformazioni assiali. In linea di principio, la rigidezza e la resistenza delle strutture *stretching-dominated* risulta superiore rispetto a quelle *bending-dominated*, rendendo queste ultime più inclini ad applicazioni del tipo *energy-absorption* anziché per applicazioni strutturali. Altra differenza che esiste fra le due tipologie riguarda il comportamento in campo plastico: mentre le strutture *bending-dominated* presentano un plateau, quelle *stretching-dominated* presentano una certa oscillazione della tensione causata dal cedimento improvviso per *buckling* o *crushing* di un *layer* di celle, come visibile in figura 2.14 in cui sono state riportate le curve sperimentali per topologie *bending* (BCC e FCC) e *stretching* (BCCZ e FCCZ) *dominated*.

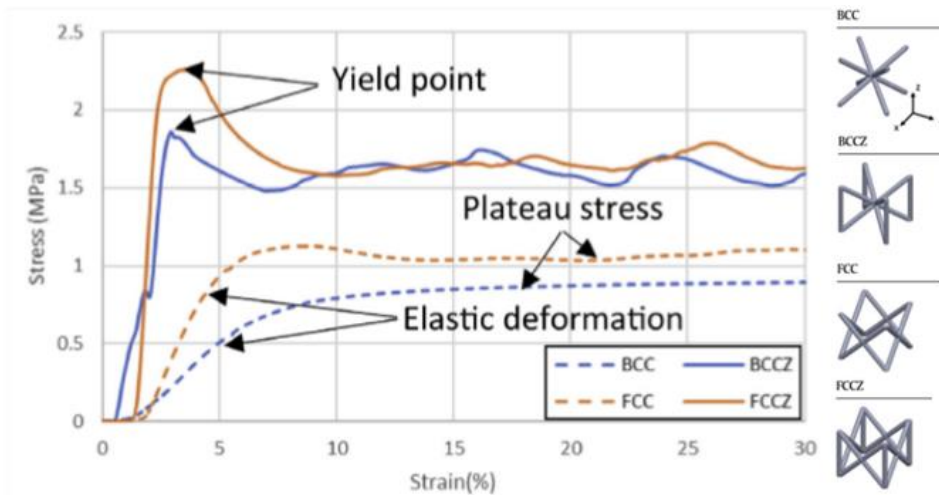


Figura 2.14: confronto curve sperimentali tra topologie *bending-dominated* e *stretching-dominated* [4]

Per capire in quale delle due categorie rientra la topologia di una cella unitaria in letteratura viene usato il criterio di Maxwell [11], che prevede il calcolo del numero di Maxwell M in base al numero di *strut* s che la compongono e al numero di nodi n secondo la seguente relazione:

$$M = s - 3n + 6$$

nel caso in cui $M < 0$, la topologia è del tipo *bending-dominated*, mentre in caso contrario è *stretching dominated*.

Il soddisfacimento di questo criterio, tuttavia, costituisce una condizione necessaria ma non sufficiente al fine della determinazione del comportamento della topologia che si considera: esso si basa solo su considerazioni di natura topologica che non tengono conto di fattori influenti come ad esempio le condizioni di carico e l'allineamento *strut*-direzione di carico [12]: infatti, secondo il criterio di Maxwell le topologie FCCZ e BCCZ riportate in figura 2.14 dovrebbero esibire un comportamento del tipo dominato dalla flessione, ma nel caso considerato, in cui la direzione del carico è la stessa dell'orientazione degli *strut* verticali di rinforzo, il loro comportamento è, al contrario, del tipo *stretching-dominated*, come chiaramente visibile sempre in figura 2.14.

Esiste inoltre la possibilità di incorrere in un comportamento atipico delle topologie indotto dalle dimensioni della cella (figura 2.15 a, b, c): ad esempio la topologia cubica a facce centrate (FCC), che tipicamente è *bending-dominated*, per dimensioni della cella

pari a 2 mm lo è, mentre per valori di 3 e 4 mm tende ad esibire un'oscillazione del tratto plastico tipica delle topologie *stretching-dominated* (transizioni attribuite dagli autori [13] al passaggio del meccanismo di cedimento dominante da *buckling* a *crushing*); al contrario, le topologie FCCZ e BCCZ al diminuire della *cell size* presentano un tratto plastico con poche oscillazioni tipico dei *bending-dominated*.

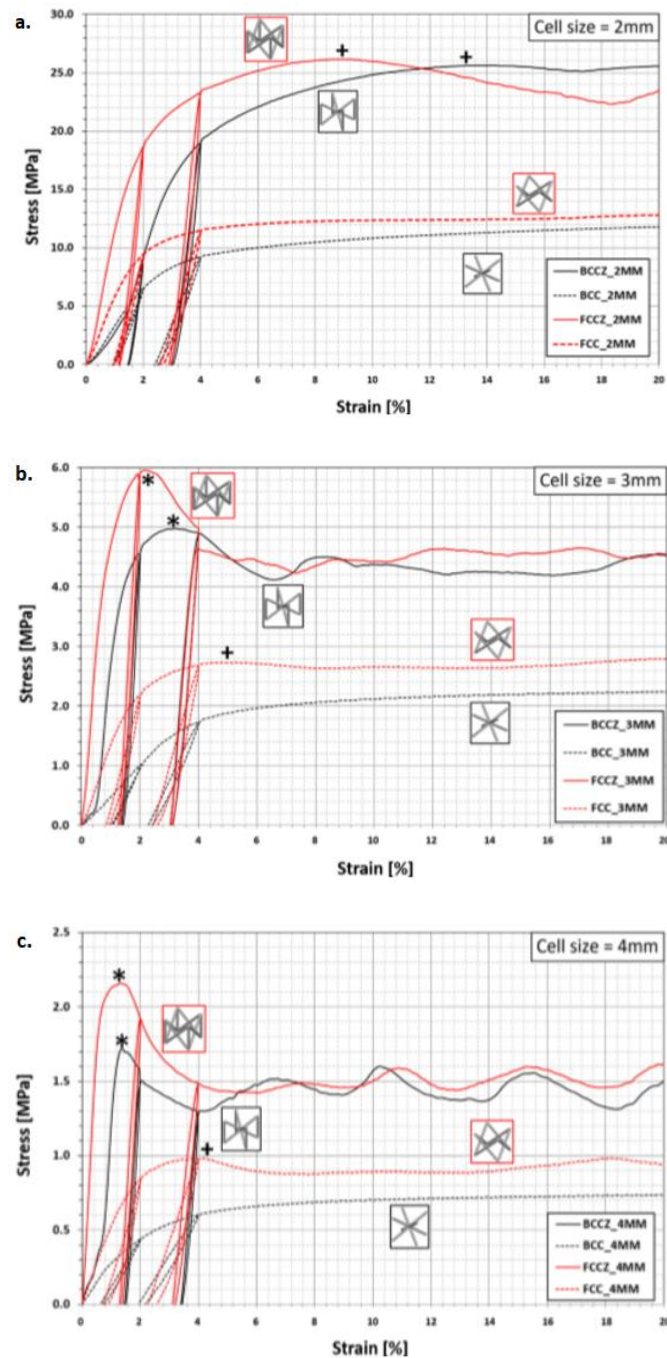


Figura 2.15a, b, c: curve sperimentali di prove di compressione per diverse topologie al variare della dimensione della cella [13]

2.5 PARAMETRI CHE INFLUENZANO LE PROPRIETÀ MECCANICHE

Come già visto inizialmente per i solidi a struttura cellulare “tradizionali”, anche per i *lattice materials* le proprietà meccaniche dipendono da:

- Materiale costituente
- Caratteristiche della cella unitaria (o base).

A questi fattori si devono aggiungere le peculiarità derivanti dal processo produttivo di additive manufacturing per mezzo del quale vengono fabbricati, che come visto può portare con sé sia difetti di natura geometrica sia caratteristiche a livello di microstruttura del materiale costituente che incidono fortemente sul comportamento meccanico.

2.5.1 MATERIALE COSTITUENTE

Per quanto riguarda il materiale costituente, è chiaro come a materiali diversi corrispondano comportamenti e proprietà meccaniche diverse. I materiali metallici più usati nei processi di produzione additiva sono le leghe di titanio, principalmente titanio di grado 5 (*Ti6Al4V*), gli acciai inossidabili *AISI 316* e *316L* e, in minor misura, leghe di alluminio (*AlSi7Mg*, *AlSi12Mg*) e superleghe (*Inconel 625*).

2.5.2 CARATTERISTICHE DELLA CELLA UNITARIA

La risposta meccanica macroscopica del materiale a struttura reticolare dipende inevitabilmente dal comportamento meccanico microscopico, ovvero a livello di cella unitaria. I due fattori che caratterizzano la struttura della cella sono la sua topologia, ovvero la disposizione geometrica di un certo numero di *strut* nello spazio per formare la cella base, e le caratteristiche geometriche della cella (tipo di sezione degli *strut* e relative dimensioni, lunghezza degli *strut*, dimensione della cella).

Per quanto concerne la topologia, è immediatamente intuibile come a un diverso numero e disposizione di *strut* che formano la cella unitaria corrispondano meccanismi di deformazione dominanti diversi e quindi risposte meccaniche diverse, come già

introdotto nel paragrafo 2.4 dove è stata esposta la distinzione tra topologie *bending-dominated* e *stretching-dominated* e le relative peculiarità. Comunemente gli *strut* sono disposti simmetricamente rispetto al centro della cella, il che induce ortotropia delle proprietà di rigidità e di resistenza, mentre in caso contrario il comportamento meccanico risulterebbe anisotropo.

L'impatto della topologia della cella elementare sulle proprietà meccaniche è ben visibile in figura 2.14, dove si può osservare come il modulo elastico della topologia cubica a corpo centrato (BCC) sia inferiore rispetto a tutte le altre topologie riportate. Ancora, si riporta la figura 2.16, ripresa da [14], in cui per le topologie visibili è stato fatto un confronto tra i moduli elastici normalizzati ricavati da dati sperimentali da una prova di compressione: la topologia cubica traslata (TSC) presenta, a parità di materiale costituente e densità relativa, un modulo elastico normalizzato superiore rispetto alle altre topologie.

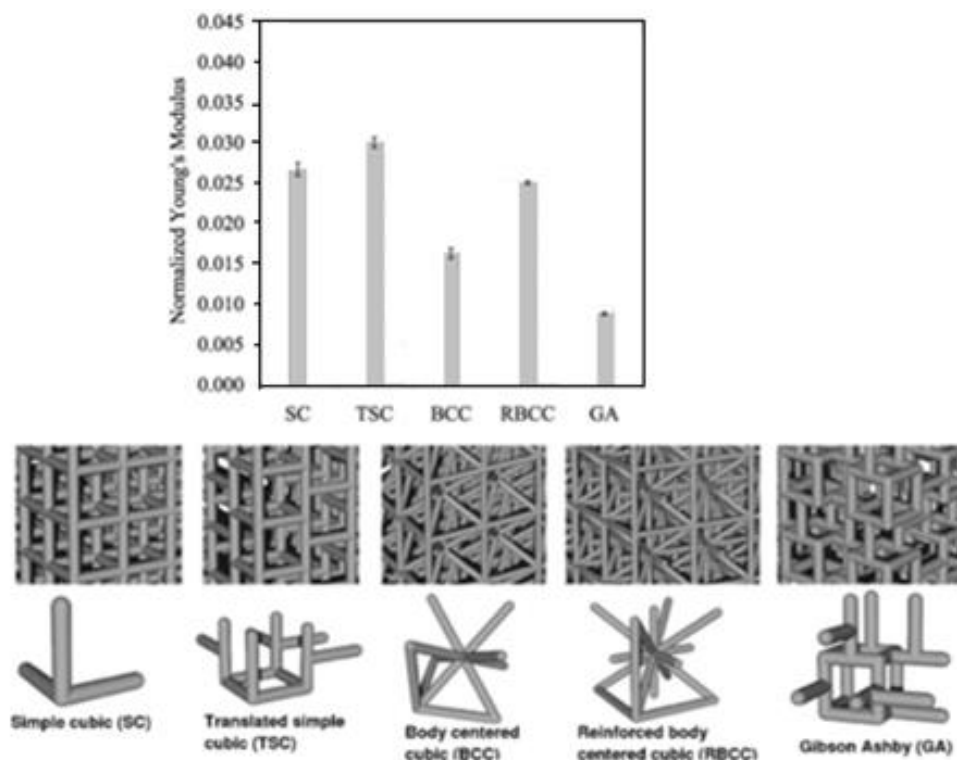


Figura 2.16: modulo elastico normalizzato al variare della topologia della cella unitaria [14]

Bisogna tenere presente che il valore delle proprietà di rigidità e resistenza dipende dall'orientazione della cella unitaria rispetto alla direzione di prova: discostandosi dalle direzioni principali, infatti, le proprietà variano consistentemente come visibile in figura

2.17 che riporta la variazione del modulo elastico normalizzato al variare della direzione di prova per le diverse topologie a parità di densità relativa (10%) con simulazioni numeriche. Si può notare come le topologie SC, GA e TSC presentino un rapido degrado del modulo elastico normalizzato appena ci si discosta dalla direzione principale, mentre le topologie BCC e RBCC un po' più dolce.

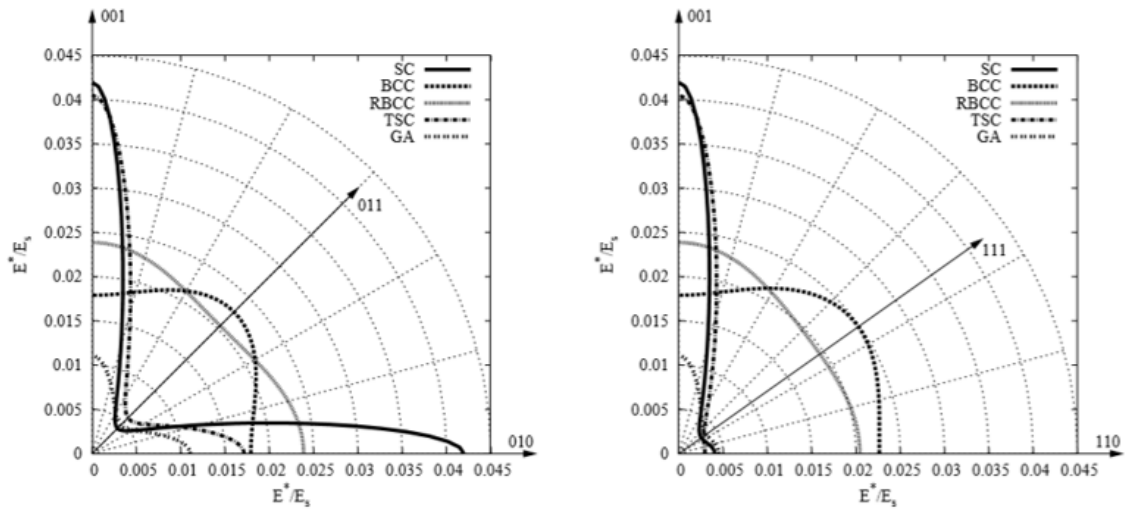


Figura 2.17: variazione del modulo elastico normalizzato nel piano 001-010 e nel piano 001-110 al variare della direzione di prova per le diverse topologie [14]

I valori delle proprietà meccaniche misurate nelle direzioni principali dipendono dalla geometria presentata dalla cella unitaria: possono essere uguali fra loro in caso di distribuzione simmetrica del materiale rispetto al centro della cella, come nel caso delle topologie BCC e FCC, oppure essere diverse fra loro, come per le topologie BCCZ e FCCZ riportate in figura 2.14 dove le performance meccaniche in direzione z, che presenta *strut* allineati con la direzione di carico, sono superiori rispetto alle direzioni x e y.

I parametri geometrici associabili a una cella unitaria si possono suddividere tra parametri collegati alla topologia della cella stessa e parametri legati agli elementi costituenti la cella, ovvero gli *strut*. Al primo gruppo appartengono tutti quei parametri che identificano l'orientazione degli *strut*, come ad esempio gli angoli di inclinazione ω_1 e ω_2 in figura 2.18, che vanno appunto a definire la disposizione spaziale degli elementi costitutivi e quindi l'ingombro tridimensionale della cella, che solitamente nella pratica è cubica ma

che può anche essere a parallelepipedo (le dimensioni L_1 , L_2 e L_3 in figura 2.18 possono essere uguali o diverse tra loro).

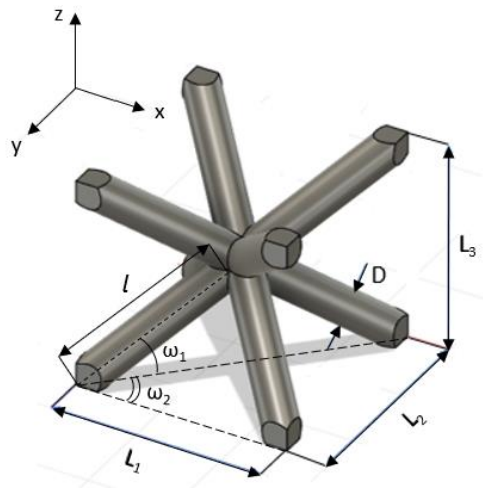


Figura 2.18: parametri geometrici associabili a una cella unitaria *strut-based*

I parametri appartenenti al secondo gruppo sono tutti quei parametri che caratterizzano geometricamente gli *strut*, ovvero il loro diametro (indicato con D in figura 2.18), dato che essi sono quasi esclusivamente a sezione circolare, e la loro lunghezza, indicata con l in figura. Da un punto di vista applicativo la lunghezza degli *strut* è un parametro poco pratico in quanto può risultare variabile all'interno di una stessa topologia (ad esempio in una topologia BCCZ gli *strut* verticali hanno lunghezza diversa rispetto a quelli che formano la diagonale del cubo), per cui a esso viene preferito la dimensione media della cella unitaria, indicata con L in figura 2.18 e che è legata ai parametri geometrici visti.

Nel caso di topologie tipiche degli *scaffold* per l'ingegneria dei tessuti come quella riportata in figura 2.19a ottenuta attraverso il processo di *direct ink writing*, i parametri geometrici associabili sono, ancora una volta, il diametro degli *strut* D e la distanza tra gli *strut* L , come indicato in figura 2.19b.

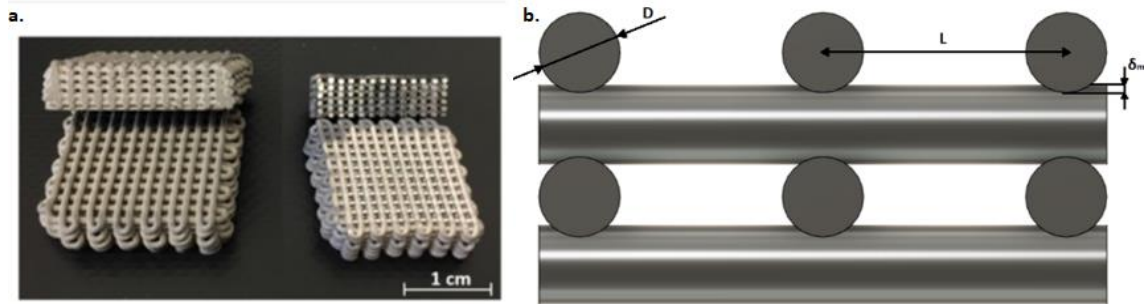


Figura 2.19: a. topologia *lattice* per *scaffold* [15]; b. parametri geometrici associati

Ovviamente, assieme alla topologia della cella i parametri geometrici vanno a determinare la densità relativa del materiale a struttura reticolare. Esiste la possibilità in questo caso di determinarla mediante relazioni analitiche, come nel caso riportato in figura 2.20 per la topologia BCC, oppure, per estensione di quanto visto nel primo capitolo valido per le schiume a cella aperta, tramite relazioni del tipo riportato sotto ricavata da [1]:

$$\frac{\rho^*}{\rho_S} = C_1 \left(\frac{D}{L}\right)^2 * \left(1 - D_1 \left(\frac{D}{L}\right)\right)$$

dove la densità relativa viene correlata al diametro degli *strut* D e alla dimensione della cella L tramite i coefficienti C_1 e D_1 da tarare sperimentalmente e che si riduce al solo primo termine qualora $D \ll L$, ipotesi che solitamente viene verificata.

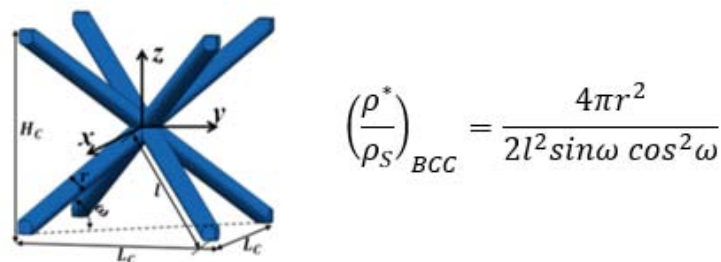


Figura 2.20: relazione analitica per il calcolo della densità relativa topologia BCC [16]

Indipendentemente dalla topologia, le proprietà meccaniche dei solidi a struttura cellulare, e quindi anche dei *lattice materials*, aumentano all'aumentare della densità relativa, perciò in base alla relazione scritta in precedenza un aumento del diametro o una diminuzione della dimensione della cella provocano un aumento delle performance del materiale, in particolare del modulo elastico e della tensione di plateau plastico accompagnato da una diminuzione della deformazione a cui ha inizio la densificazione.

Tuttavia, in letteratura sono presenti esempi che testimoniano la presenza di un certo *size effect* che riguardano il diametro degli *strut* e la dimensione della cella a parità di topologia e densità relativa: ad esempio in [41] è stato riscontrato da prove sperimentali come per valori molto prossimi della densità relativa un decremento del diametro degli *strut* da 941 a 466 μm conduca a un decremento sostanziale del modulo elastico (da 2,92 a 0,57 GPa) e della resistenza (da 163 a 7,28 MPa) a compressione. In [42], invece, è stato rilevato come per la topologia della cella a diamante un decremento della dimensione della cella comporti, a parità di densità relativa, un aumento sia del modulo elastico che della resistenza a compressione.

2.5.3 EFFETTI DEL PROCESSO PRODUTTIVO

Come accennato precedentemente, ognuno dei processi produttivi di additive manufacturing comunemente utilizzati per la produzione dei materiali a struttura reticolare con materiale base metallico è caratterizzato dal far insorgere specifici difetti nel materiale che ne influenzano inevitabilmente le performance meccaniche.

I difetti che si possono riscontrare nei materiali a struttura reticolare possono essere distinti in tre tipologie:

- Difetti geometrici
- Difetti superficiali
- Difetti interni

Come visto in precedenza per i processi di fusione laser selettiva e fusione a fascio di elettroni, tra i possibili effetti del processo produttivo sul materiale allo stato *as-built* c'è la possibilità di indurre un certo grado di anisotropia delle proprietà meccaniche.

La presenza di anisotropia delle proprietà meccaniche porta a dover considerare un altro fattore determinante per i valori di rigidità e resistenza esibiti dai materiali a struttura reticolare, ovvero l'orientazione della direzione di test rispetto alla direzione di costruzione: infatti, come riportato in [17] e visibile in figura 2.21a, che riporta i risultati di prove di compressione sperimentali per carichi paralleli e perpendicolari alla direzione di costruzione z di provini costruiti con i medesimi parametri di processo e medesima densità relativa con celle unitarie con topologia a diamante (figura 2.21b) in superlega

(Inconel 625) ottenuti con il processo EBM, provini caricati parallelamente alla direzione di costruzione mostrano modulo elastico e resistenza (*plateau stress*) più alti rispetto a quelli testati perpendicolarmente. Tale fenomeno è stato giustamente attribuito dagli autori alla microstruttura orientata tipica del processo EBM, che è la causa predominante dell'anisotropia delle proprietà meccaniche.

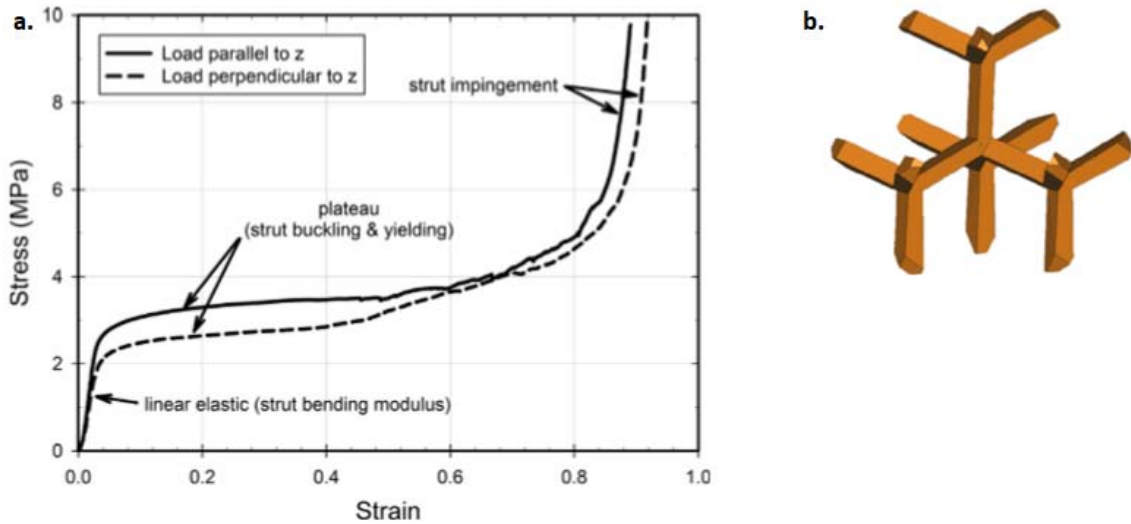


Figura 2.21: a. curve sperimentali σ - ε a compressione al variare dell'orientazione della direzione di carico rispetto alla direzione di costruzione; b. topologia cella unitaria "a diamante" [17]

Tale discrepanza tra i comportamenti, inoltre, è risultata dipendente dalla densità relativa (aumenta al diminuire della densità relativa, figura 2.22).

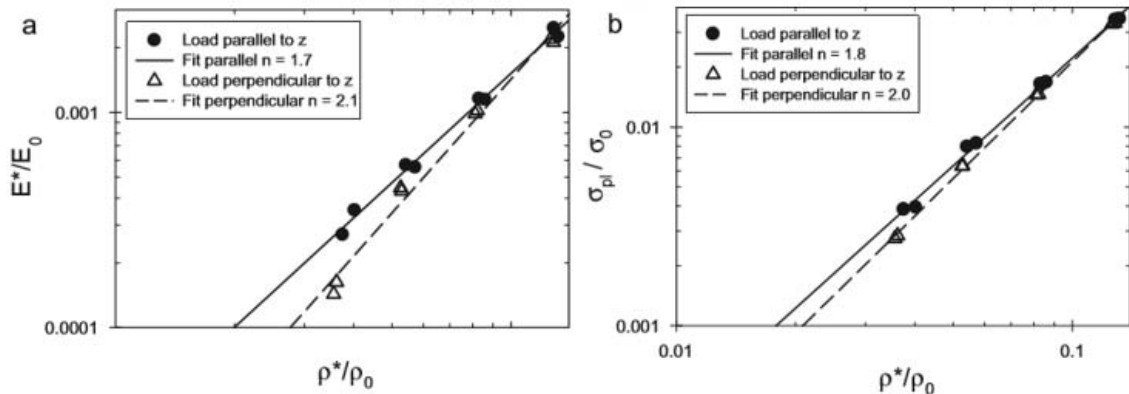


Figura 2.22: confronto, al variare della direzione di carico, tra i valori del modulo elastico relativo (a) e della tensione di plateau plastico relativo (b) al variare della densità relativa [17]

La presenza, inoltre, di tensioni residue indotte dal processo può portare a una diminuzione della resistenza a compressione del materiale poiché possono indurre un cedimento anticipato degli *strut*.

Procedendo con ordine, nel seguito si vuole andare a vedere nello specifico ognuna delle tipologie di difetti presenti.

2.5.3.1 DIFETTI GEOMETRICI

Per difetti geometrici si vogliono intendere tutti quei difetti di natura geometrica indotti dai processi produttivi che portano la geometria reale a differire da quella ideale: nei materiali a struttura reticolare, infatti, idealmente gli *strut* dovrebbero essere di sezione circolare, di diametro costante lungo tutta la loro lunghezza e rettilinei, cosa che non si presenta nella realtà.

Da un'analisi della letteratura è emerso che i materiali a struttura reticolare metallici reali generalmente presentano i seguenti difetti di natura geometrica:

- Variabilità della forma della sezione degli *strut*
- Variabilità del diametro lungo lo *strut* (figura 2.23a)
- Deviazione dell'asse dello *strut* rispetto all'asse rettilineo ideale, presentando una certa ondulazione (*waviness*, figura 2.23b).
- Compenetrazione tra *strut* (*layer penetration*).

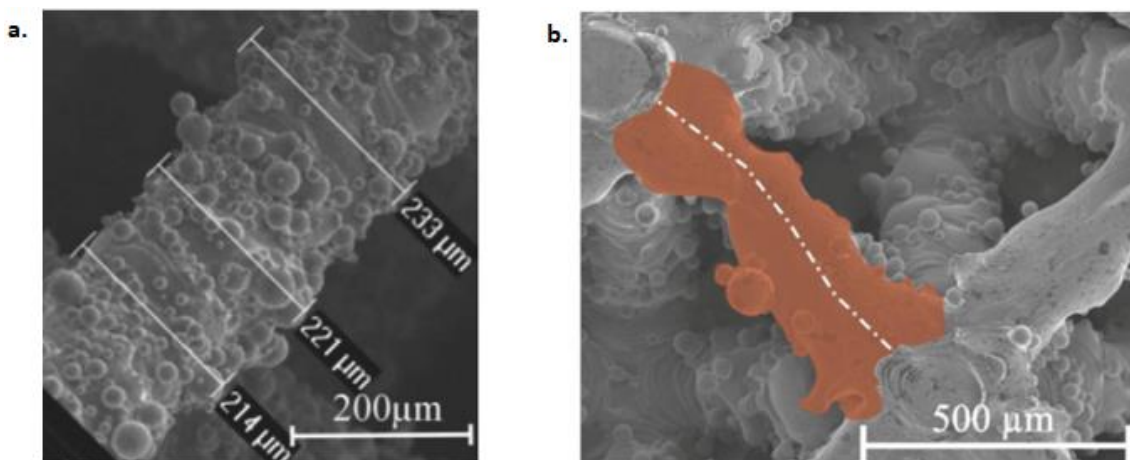


Figura 2.23: difetti geometrici presenti nei materiali a struttura reticolare: a. variabilità del diametro lungo lo *strut* [18]; b. *strut waviness* [19]

Per quanto concerne la variabilità della forma della sezione, in letteratura esistono numerosi studi che riportano come la forma della sezione degli *strut* devii dalla forma circolare a quella ellittica, effetto che risulta essere più pronunciato alle estremità degli *strut* e che è maggiormente presente in quelli orientati orizzontalmente. Questa tipologia di difetto è riscontrabile nei materiali a struttura reticolare ottenuti con tecniche a fusione di polveri [19] e nel processo DIW [15].

La presenza di questo difetto, che altera l'area resistente e il momento geometrico del secondo ordine degli *strut* rispetto a quelli teorici, può avere un effetto sia positivo che negativo sia sul modulo elastico che sulla resistenza a seconda che la sezione sia maggiore o minore rispetto a quella ideale [20].

Rispetto alla dimensione nominale teorica, il diametro degli *strut* nei materiali a struttura reticolare risulta essere variabile lungo la sua lunghezza, come visibile in figura 2.23a, fatto che implica la presenza di una certa deviazione del diametro medio rispetto a quello teorico. Come riportato in [19], il diametro medio esibito risulta essere dipendente dall'orientazione dello *strut*: tipicamente nei processi a letto di polveri il diametro medio degli *strut* verticali risulta essere inferiore fino al 45% rispetto al valore ideale, mentre *strut* orizzontali possono risultare sovradimensionati anche del 100%. L'impatto della variazione del diametro della sezione sulle proprietà meccaniche può essere trattato da un punto di vista globale e locale: se globalmente il diametro medio risulta inferiore al diametro ideale, la densità relativa e conseguentemente le proprietà meccaniche risulteranno inferiori, mentre in caso contrario l'impatto sarà benefico. Da un punto di vista locale, invece, si può dire che variazioni del diametro lungo lo *strut* portano a eterogeneità locali e a concentrazioni di tensione che portano a una variabilità della rigidità e della resistenza.

L'ondulazione dell'asse dello *strut* (*strut waviness*, figura 2.23b), riscontrabile bene o male in tutti i *lattice materials* prodotti coi processi produttivi citati, rendendo la struttura più prona a flettersi ha un effetto penalizzante sul modulo elastico, come riportato in [21] dove è stato dimostrato numericamente come il modulo elastico di una cella cubica in cui è stato considerato un certo grado di ondulazione degli *strut* risulti inferiore rispetto a considerare la cella unitaria ideale (3766 MPa vs 4264 MPa) e più prossimo ai dati sperimentali (3436 MPa).

L'effetto penalizzante della *strut waviness* si ripercuote anche sulla resistenza, ma in modo meno pronunciato rispetto al modulo elastico [20].

L'entità della deviazione dell'asse rispetto all'essere rettilineo risulta dipendente dall'orientazione degli *strut*: è stato osservato un maggior grado di ondulazione negli *strut* orizzontali e inclinati rispetto a quelli verticali [19].

Nel caso di geometrie tipiche per gli *scaffold* ottenute con tecnologie a deposizione (figura 2.19) esistono anche altre tipologie di difetti oltre a quelle viste, come la compenetrazione tra *layer*, indicata con δ_m in figura 2.24.

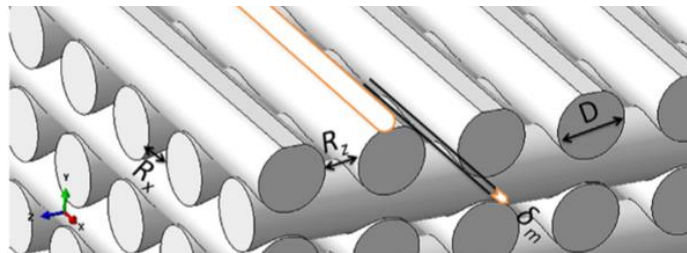


Figura 2.24: compenetrazione tra *layer* δ_m [22]

Come riportato in [22], l'aumentare di questo parametro comporta un aumento quasi lineare del modulo elastico (figura 2.25).

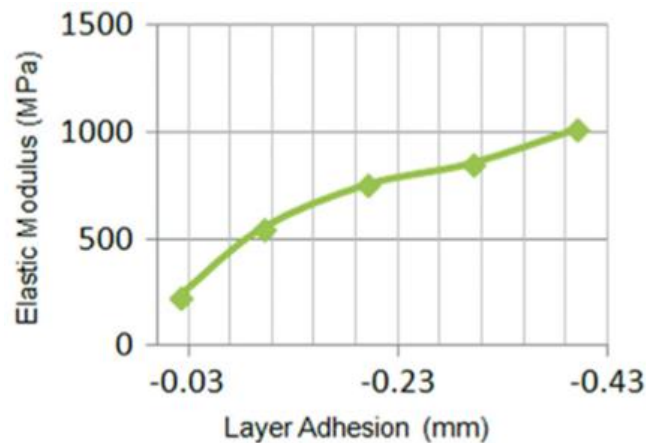


Figura 2.25: andamento del modulo elastico in funzione della compenetrazione tra *layer* (*layer adhesion* in figura) [22]

Inoltre, tali punti sono punti in cui ci sono concentrazioni di tensione in cui solitamente si possono rivelare fratture fragili locali, diminuendo la resistenza del materiale [15].

2.5.3.2 DIFETTI SUPERFICIALI

Con difetti superficiali si intendono tutti quei difetti che portano le superfici degli *strut* a discostarsi dalla condizione ideale, ovvero lisce e prive di difetti superficiali. Come già menzionato in precedenza i processi additivi in genere portano alla realizzazione di prodotti la cui finitura superficiale risulta abbastanza scarsa rispetto ad altri processi produttivi. Nei processi a letto di polveri la causa principale dell'elevata rugosità superficiale è dovuta alla presenza di particelle non fuse o parzialmente fuse attaccate agli *strut* (figura 2.23a), problema non riscontrato ad esempio nel processo DIW [15].

La presenza in grado più o meno elevato di polveri non fuse attaccate su una superficie, che dipende dalla direzione di smaltimento del calore, è legata all'orientazione della stessa, la quale è legata all'orientazione dello *strut*, come visibile in figura 2.26 dove si può vedere la morfologia delle superfici degli *strut* al variare dell'angolo di inclinazione degli stessi. Inoltre, sempre per lo stesso motivo la rugosità superficiale esibita dalle superfici orientate verso il basso risulta circa doppia rispetto a quella della faccia superiore, con valori di rugosità Ra misurati fino a 120 micron [19].

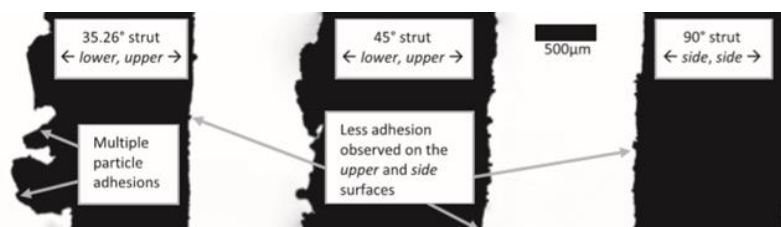


Figura 2.26: finitura superficiale degli *strut* al variare della loro inclinazione [23]

Negli *strut* inclinati la presenza del cosiddetto *staircase effect* (figura 2.27a, b), oltre che a causare una deviazione dalla geometria ideale (difetti geometrici) dovuta all'approccio *layer-by-layer*, è responsabile della scarsa finitura delle superfici orientate verso il basso in quanto provoca un aumento della superficie di scambio di calore che favorisce l'attaccamento delle particelle non fuse.

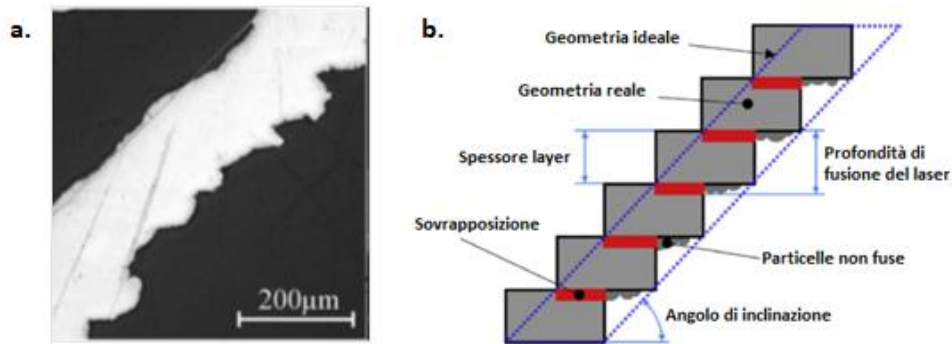


Figura 2.27: a. *staircase effect* [18]; b. schematizzazione *staircase effect* [4]

La presenza di una scarsa finitura superficiale porta alla presenza di eterogeneità locali e concentrazioni di tensioni che comportano una diminuzione della rigidità e della resistenza a compressione [18].

2.5.3.3 DIFETTI INTERNI

Con difetti interni si vogliono intendere tutti quei difetti presenti negli *strut* causati dal processo produttivo, come le porosità nel materiale.

Questi difetti sono causati, nei metodi a fusione di letto di polveri citati, dall'alta velocità di raffreddamento che impedisce ai gas, che si formano dall'evaporazione di elementi a basso punto di evaporazione presenti nella polvere oppure che sono presenti all'interno di alcune particelle o che sono presenti a causa di vuoti nel letto di polveri, di fuoriuscire, lasciando quindi vuoti di forma sferica.

Un'altra tipologia di difetto interno, come già discusso in precedenza, sono le zone dove non c'è stata una fusione completa, che causa pori di forma irregolare che contengono polveri non fuse. Porosità interne al filamento stampato sono presenti anche nel caso del processo DIW, dovute o ad aria intrappolata durante la preparazione dell'inchiostro oppure che si formano durante la decomposizione del binder [15]. Anche nel processo di *binder jetting* le porosità interne sono presenti in misura abbastanza elevata [24].

La presenza di questi difetti induce nel materiale punti in cui si concentrano le tensioni, i quali hanno un impatto negativo sulle proprietà meccaniche: come riportato in figura 2.28 a e b e ripresa da [25], dalla simulazione numerica di una prova di trazione del singolo *strut* all'aumentare della quantità vuoti sferici, aventi posizioni casuali e diametri tra 30

e 40 μm tali da soddisfare il valore di porosità interne imposto P, sia il modulo elastico che la resistenza al collasso plastico (*collapse strength* o tensione di plateau plastico) diminuiscono in modo pressoché lineare.

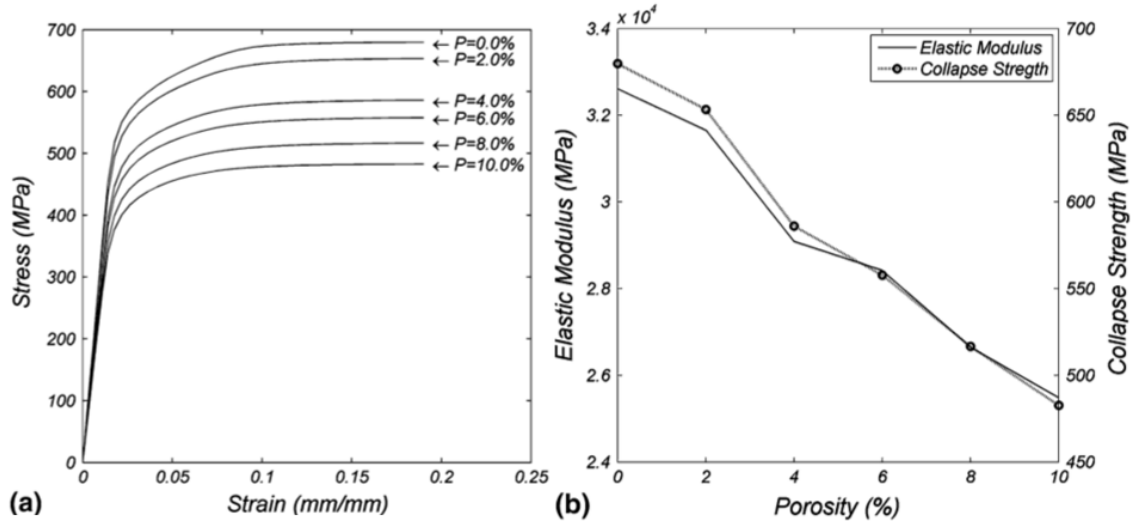


Figura 2.28a, b: effetto della porosità interna sulle proprietà meccaniche di uno *strut* [25]

2.6 STIMA DELLE PROPRIETÀ MECCANICHE

Il modello comunemente accettato per la previsione delle proprietà meccaniche dei materiali a struttura reticolare, per estensione di quanto visto nel caso dei materiali a struttura cellulare nel capitolo 1, è il modello di Gibson e Ashby [1,2] in cui le proprietà meccaniche come il modulo elastico relativo e la resistenza relativa vengono espresse, a seguito di considerazioni di natura analitica, da una legge di potenza del tipo:

$$\frac{E^*}{E_S} = C \left(\frac{\rho^*}{\rho_S} \right)^n$$

$$\frac{\sigma_{pl}^*}{\sigma_{YS}} = D \left(\frac{\rho^*}{\rho_S} \right)^m$$

dove gli esponenti n e m sono dipendenti dalla topologia e i coefficienti C e D derivati da dati sperimentali. I valori per l'esponente n suggeriti da Ashby [2] è pari a 2 nel caso di topologie *bending-dominated* e pari a 1 nel caso di topologie *stretching-dominated*, mentre per il valore di m è di 1,5 e 1 rispettivamente per bending e stretching.

Dal confronto coi dati sperimentali, i valori suggeriti in [2] per le costanti di proporzionalità C e D sono 1 e 0,3 nel caso di topologie *bending-dominated* e 1/3 sia per C che per D nel caso *stretching-dominated*.

Il grado di accuratezza previsionale di tali relazioni può essere migliorato utilizzando esponenti e coefficienti specifici per ciascuna topologia della cella unitaria. A tal fine si riporta la tabella 2.1 che riporta i valori dei coefficienti ottenuti mediante un'analisi di regressione su dati sperimentali presi da letteratura per materiali a struttura reticolare metallici prodotti con il processo di fusione laser selettiva.

Tabella 2.1: valori degli esponenti e dei coefficienti al variare della topologia [4]

Unit cell topology	Strength (MPa)			Modulus (MPa)		
	Coefficient (C)	Exponent (n)	Correlation (R ²) (%)	Coefficient (C)	Exponent (n)	Correlation (R ²) (%)
All topologies	0.24	1.16	68.02	0.15	1.67	60.27
BCC	0.14	1.14	66.56	0.07	1.71	66.74
BCCZ	0.06	0.48	38.84	0.01	0.22	12.42
Diamond	0.08	0.55	9.43	0.04	0.86	21.99
Dodecahedron	2.21	2.51	99.04	0.63	2.64	99.93
FBCCXYZ	1.20	1.99	98.34	0.10	1.28	87.72
FBCCZ	1.04	1.72	95.31	0.03	0.54	46.60
FCC	1.18	1.75	99.79	0.37	1.94	99.97
FCCZ	1.32	1.59	99.43	0.35	1.50	91.93
Gyroid	0.06	0.17	5.64	0.01	0.22	1.85
Schwartz diamond	0.77	1.36	99.76	0.05	0.76	96.61
Simple cubic	0.64	1.23	64.09	0.15	0.93	37.02
		Average	70.35		Average	60.25

La taratura dei coefficienti sui dati sperimentali consente di tenere conto in qualche modo degli effetti dei difetti visti sulle proprietà meccaniche. Tuttavia, la corrispondenza tra proprietà previste e proprietà effettive risulta strettamente legata all'entità dei difetti presenti di volta in volta, dipendenti dal tipo di processo e dai parametri di processo utilizzati e quindi estremamente variabili: pertanto, a parità di topologia, parametri geometrici e materiale di base, i materiali a struttura reticolare esibiscono un certo intervallo di proprietà.

Per la stima delle proprietà meccaniche con metodi numerici, ad esempio mediante analisi agli elementi finiti, è stato dimostrato come sia proficuo tenere conto dei difetti indotti dal processo: a titolo di esempio è stata riportata la figura 2.29, che mostra come per la topologia visibile, rispetto a considerare *strut* di diametro costante (“*one interval (Beam or Solid)*” in figura), ci sia una miglior adesione alla curva sperimentale per il modello con elementi solidi che tiene conto della variabilità del diametro degli *strut* con almeno

12 intervalli per *strut*, riportando un errore inferiore all'1,5% rispetto ai dati sperimentali sul modulo elastico e del 6,1% sulla *collapse stress*.

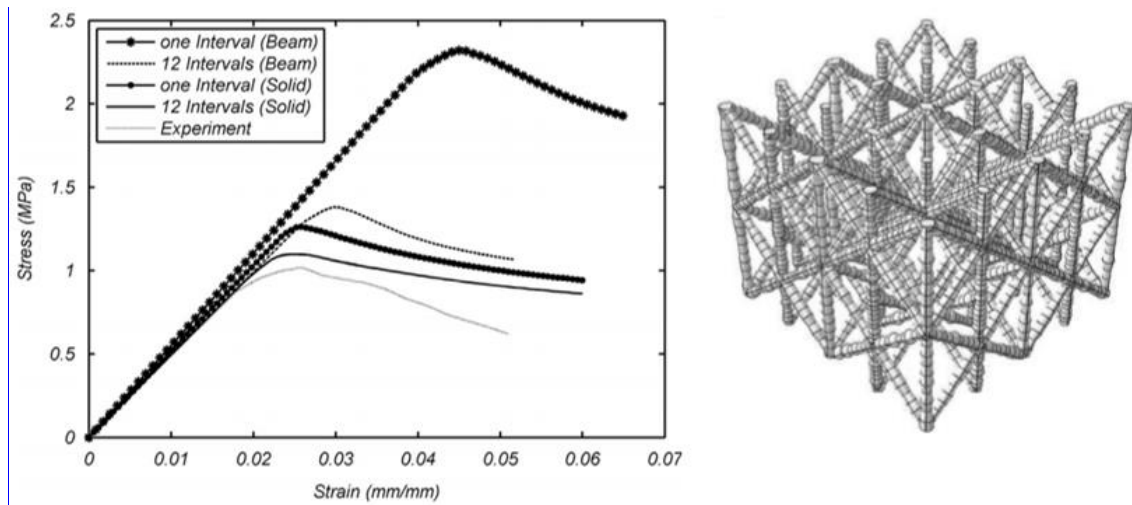


Figura 2.29: effetto del considerare la variabilità del diametro degli *strut* sulla bontà previsionale delle proprietà meccaniche attraverso analisi numeriche [26]

Un altro esempio presente in letteratura dell'effetto positivo legato al considerare i difetti in fase di previsione numerica delle proprietà meccaniche è presente in [21], dove è stata considerata la *waviness* degli *strut*.

2.7 COMPORTAMENTO A FATICA

Come per i materiali convenzionali, nelle applicazioni dove i componenti costituiti da materiali a struttura reticolare sono soggetti a carichi ciclici, come ad esempio nelle applicazioni biomedicali dove le protesi sono soggette giornalmente a carichi variabili, tipicamente di compressione, durante le attività quotidiane, è importante fare considerazioni progettuali relative alla verifica a fatica dei componenti, risultando quindi indispensabile conoscere il comportamento e le proprietà di resistenza a fatica dei materiali a struttura reticolare.

Generalmente, a causa dei difetti derivanti dal processo produttivo visti in precedenza presenti nei materiali a struttura reticolare, la resistenza a fatica normalizzata dei materiali a struttura reticolare risulta inferiore rispetto a quella del materiale *bulk* [30].

Il cedimento a fatica dei materiali a struttura reticolare considerati avviene per innesco e propagazione di cricche negli *strut*, le quali coalescono tra loro portando alla frattura finale del componente.

In letteratura storicamente il comportamento a fatica di un materiale a struttura reticolare viene valutato, parallelamente a quanto viene fatto per le schiume metalliche, utilizzando diagrammi che riportano l'andamento della deformazione al variare del numero di cicli di carico. A prescindere da fattori rilevanti quali la topologia della cella unitaria, la densità relativa, il materiale costituente e i difetti che derivano dal processo produttivo, l'andamento presentato dalla curva della deformazione al variare del numero di cicli è del tipo schematizzato in figura 2.30 e risulta suddivisibile in tre parti [27]:

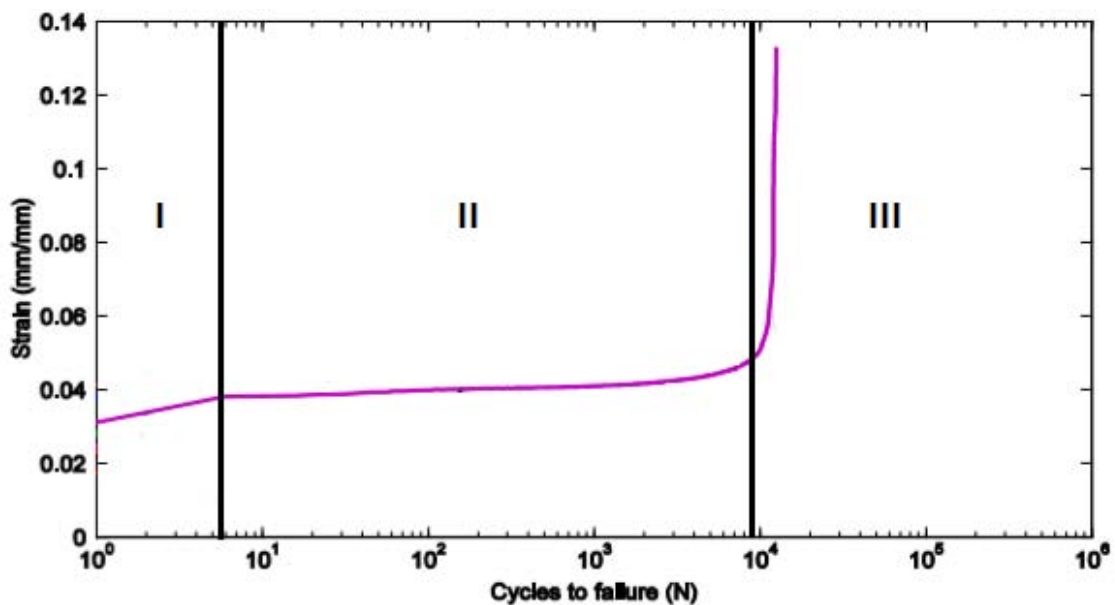


Figura 2.30: schema deformazione vs numero di cicli a rottura [28]

- Fase I: la prima fase è caratterizzata da un accumulo lineare progressivo di deformazione plastica dovuta a fenomeni legati al *ratcheting* ciclico [30]. Durante questa fase, che corrisponde alla vita a innesco delle prime cricche, l'accumulo di strain plastico porta alla formazione di cricche prevalentemente in corrispondenza di punti dove si creano concentrazioni di tensione come intagli dovuti alla rugosità superficiale e porosità interne principalmente in prossimità dei punti di incontro fra *strut* (nodi), come visibile in figura 2.31, in corrispondenza di punti in cui si generano le più alte tensioni di trazione nel materiale durante i cicli di carico.

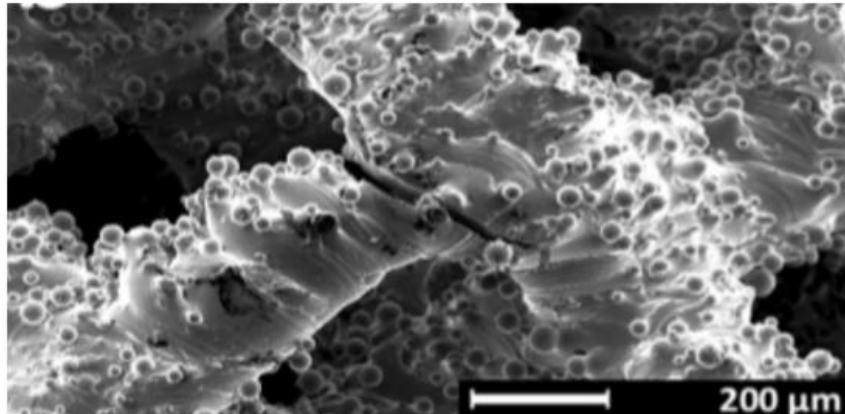


Figura 2.31: sito di nucleazione preferenziale delle cricche di fatica prevalentemente vicino ai nodi [29]

- Fase II: durante questa fase, caratterizzata dalla pressoché costanza del valore della deformazione, le cricche formatesi in precedenza in più di uno *strut* propagano e ciò induce un progressivo decremento della rigidità (figura 2.32).

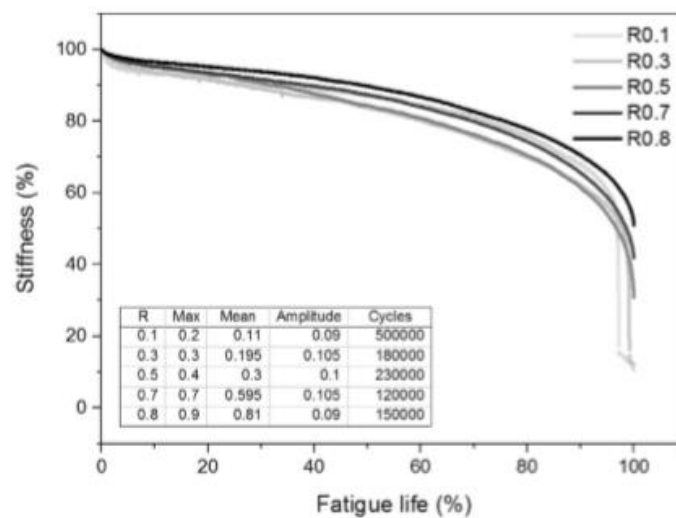


Figura 2.32: andamento della rigidità durante la vita a fatica per diversi valori del rapporto di ciclo R [33]

Inoltre, all'avanzare del numero di cicli alcuni *strut* giungono a rottura già in questa fase, causando perciò una redistribuzione tensionale e la conseguente nascita di nuove cricche oltre che la nucleazione di altre cricche in altri *strut*.

- Fase III: lo *strain* cresce esponenzialmente in pochi cicli e causa la rottura finale del campione (figura 2.33). Questa fase è caratterizzata dalla coalescenza delle cricche di fatica presenti che porta al cedimento finale.

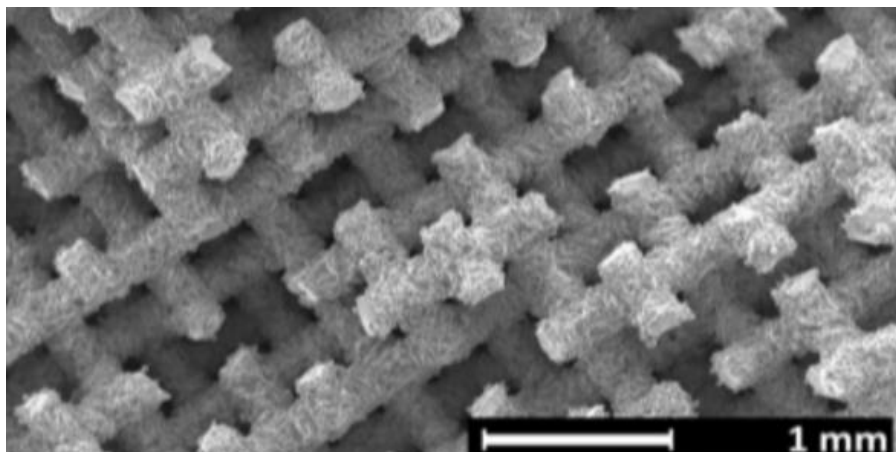


Figura 2.33: Esempio di cedimento finale di materiali a struttura reticolare in Ti6Al4V [29]

La durata in termini di numero di cicli di ciascuna fase dipende da diversi fattori: ad esempio la prima fase ha una estensione legata all'entità della velocità di accumulo della deformazione plastica, all'aumentare della quale la durata di questa fase si riduce. La velocità di accumulo della deformazione plastica dipende dalla densità relativa, dall'entità della sollecitazione, dalla topologia della cella unitaria e dal materiale costituente considerato: all'aumentare della sollecitazione e al diminuire della densità relativa la velocità aumenta, mentre a parità di questi parametri materiali più duttili rispetto ad altri presentano velocità inferiori [30]. Questa fase, secondo [27], indicativamente ha una durata compresa tra le decine e le centinaia di cicli, ma che risulta variabile a seconda di quanto detto in precedenza [30].

Sempre secondo [27], la fase II dura dai 10^4 ai 10^6 cicli, ovviamente dipendente dall'entità delle sollecitazioni, mentre la fase III solamente pochi cicli.

In letteratura, probabilmente a causa delle difficoltà legate al monitoraggio dei campioni durante i test di fatica nella ricerca delle prime cricche, non esistono correlazioni che indichino il rapporto esatto tra vita a innesco (fase I) e vita a rottura (fase II+ fase III). Pertanto, in quest'ottica uno dei possibili approcci utilizzabili può essere quello definito in [40] dove è stato definito come numero di cicli a innesco il numero di cicli che corrisponde alla variazione dell'1% rispetto all'ampiezza di deformazione iniziale. L'assunzione di tale ipotesi, per diverse topologie e stesso materiale costituente (lega di alluminio AlSi7Mg), ha rivelato in quel caso una dipendenza pressoché lineare del numero di cicli a innesco dal numero di cicli a rottura e dalla topologia (figura 2.34a) e

che la frazione di vita a innesco aumenta all'aumentare del numero di cicli a rottura (figura 2.34b), cioè a livelli di carico inferiori.

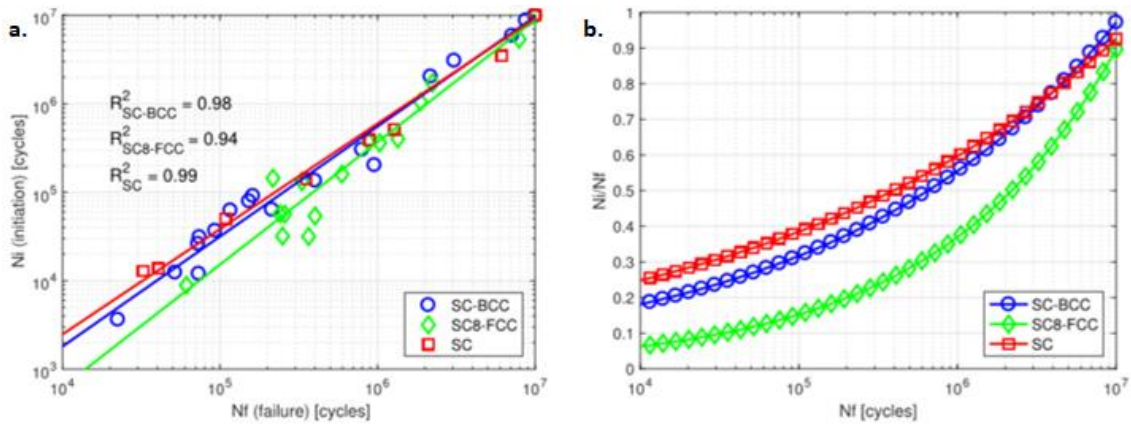


Figura 2.34: a. numero di cicli a innesco vs numero di cicli a rottura per diverse topologie; b. rapporto tra numero di cicli a innesco e a rottura al variare del numero di cicli a rottura per diverse topologie [40]

Per la stima della vita a innesco, in letteratura esistono anche delle formulazioni analitiche basate sul modello di creep di Gibson ed Ashby, riportate ad esempio in [38].

2.7.1 FATTORI CHE INFLUENZANO LE PROPRIETÀ A FATICA DEI MATERIALI A STRUTTURA RETICOLARE

Le performance a fatica dei materiali dipendono da fattori interni, che sono legati a caratteristiche intrinseche al materiale stesso, e da fattori esterni, come le condizioni di carico. Fra i fattori interni i più influenti per i materiali a struttura reticolare sono il materiale costituente, la densità relativa, la topologia della cella base, la geometria degli *strut* e i difetti dovuti al processo produttivo visti in precedenza, mentre fra i fattori esterni ci sono il valore della tensione media e il rapporto di ciclo.

2.7.1.1 MATERIALE COSTITUENTE

Per quanto concerne il materiale costituente, è intuibile come al variare del materiale corrispondano performance a fatica diverse che si ripercuotono inevitabilmente sul materiale a struttura reticolare: considerando le proprietà dei solidi *bulk*, gli acciai, ad

esempio, presentano un limite di fatica mentre le leghe di alluminio no, oppure ancora le leghe di titanio mostrano una resistenza a fatica ancora diversa.

Inoltre bisogna tenere presente che le proprietà a fatica dei materiali metallici prodotti mediante tecnologie di additive manufacturing più utilizzate per produrre *lattice materials* (SLM e EBM) presentano performance inferiori rispetto ai materiali prodotti con i processi convenzionali a causa della scarsa finitura superficiale e delle porosità interne che causano punti di concentrazione di tensione e quindi siti di innesco preferenziale delle cricche, migliorabili mediante trattamenti successivi, e che queste prestazioni possono presentare un certo grado di anisotropia. La presenza di anisotropia delle proprietà a fatica del materiale costituente porta a dover considerare come fattore determinante l'orientazione della direzione di costruzione del materiale a struttura reticolare rispetto alla direzione di applicazione del carico di fatica.

2.7.1.2 DENSITÀ RELATIVA E TOPOLOGIA DELLA CELLA ELEMENTARE

Così come per le proprietà meccaniche statiche, anche nel caso delle proprietà a fatica le prestazioni dei *lattice materials* dipendono sia dalla densità relativa e dalla topologia della cella elementare. Come riportato in figura 2.35, che riporta le curve ampiezza di tensione-numero di cicli a rottura (curve S-N), dove la rottura è intesa come decremento del 90% della rigidezza rispetto a quella iniziale, derivanti da prove sperimentali in compressione-compressione di provini di Ti6Al4V prodotti via fusione laser selettiva con rapporto di ciclo, inteso dagli autori come il rapporto tra la tensione massima e quella minima, pari a 0,1, all'aumentare della densità relativa a parità di topologia aumenta la resistenza a fatica, mentre a parità di densità relativa (ad esempio confrontando i dati per D2 e T1), topologie diverse presentano diverse performance a fatica.

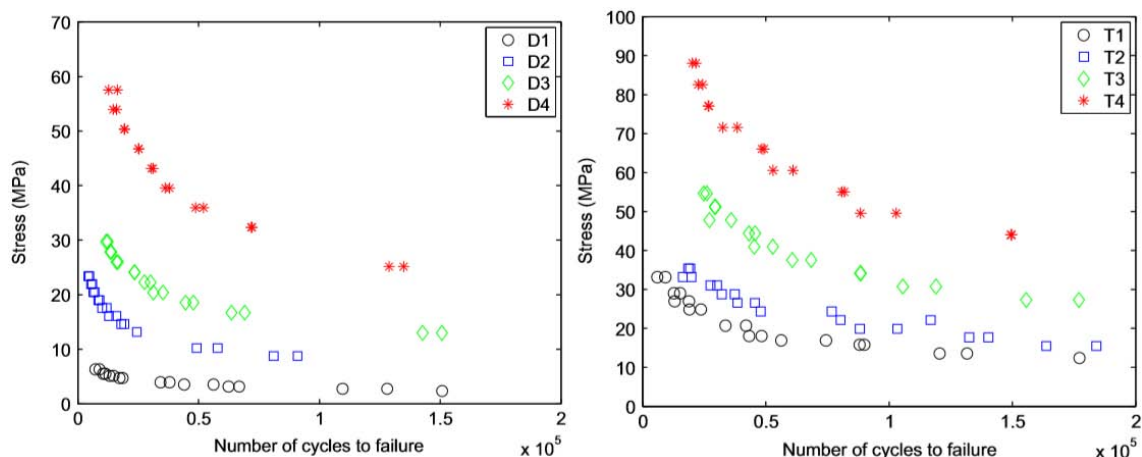


Figura 2.35: curve S-N per topologia a diamante (D, a sinistra) e cubottaedro troncato (T, a destra) al variare della densità relativa. Le serie sono numerate in modo crescente da 1 a 4, cui corrisponde a un aumento della densità relativa (densità relativa 1 < densità relativa 2 < densità relativa 3 < densità relativa 4) [31]

Quel che emerge dalla normalizzazione della resistenza a fatica di ciascuna delle curve riportate in figura 2.35 per la rispettiva tensione di snervamento calcolata mediante prove statiche è che le curve S-N di una determinata topologia per diversi valori di densità relativa si sovrappongono con buona correlazione, come riportato in figura 2.36. Questo fatto indica, dunque, che è sufficiente conoscere la curva normalizzata per una certa topologia e la proprietà meccanica statica secondo cui è stata fatta la normalizzazione (tensione di snervamento piuttosto che la tensione di plateau plastico) per un certo valore di densità relativa per poter ricavare la curva S-N specifica da usare in fase di progettazione.

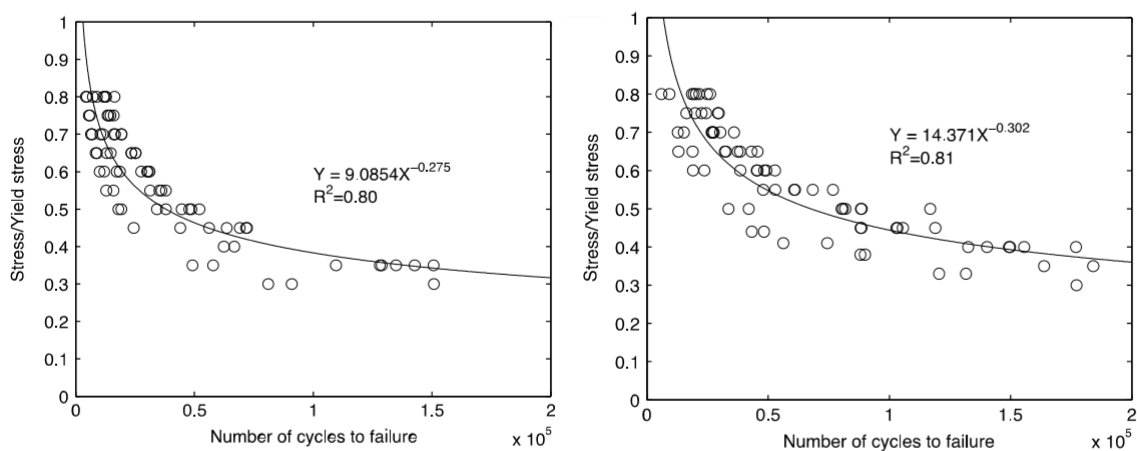


Figura 2.36: curve S-N normalizzate per topologia a diamante (sinistra) e cubottaedro troncato (destra): le curve per diverse densità relative si sovrappongono [31]

Sfruttando questo fatto, inoltre, è possibile fare un confronto diretto tra le proprietà a fatica delle diverse tipologie di celle unitarie utilizzando le curve S-N normalizzate, come riportato in figura 2.37: quel che emerge dal confronto, considerando il valore delle proprietà di resistenza statica, è che non necessariamente l'ordine delle proprietà a fatica è lo stesso di quello delle proprietà meccaniche statiche (ad esempio la topologia denominata in figura 2.37 “*rhombic dodecahedron*” ha proprietà di resistenza statica intermedie tra “*diamond*”, più basse, e “*truncated cuboctahedron*”, più alte, ma a fatica esibisce proprietà inferiori a tutti).

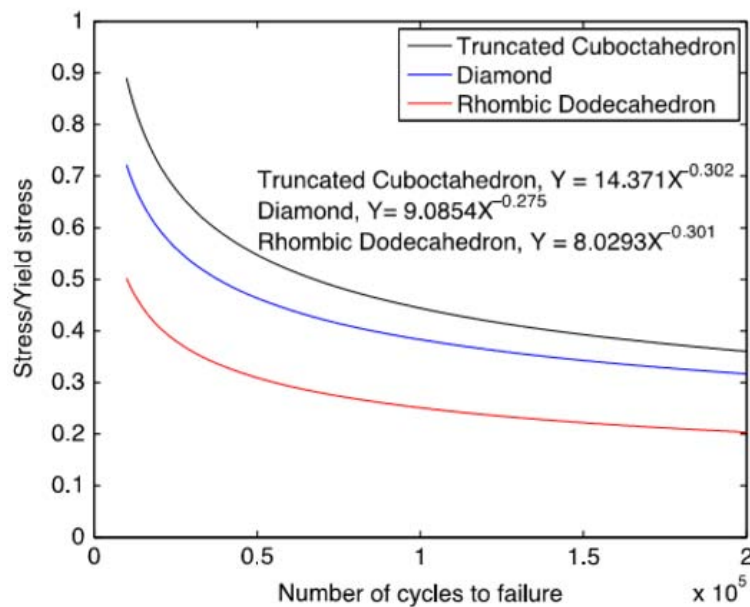


Figura 2.37: confronto tra curve S-N normalizzate per diverse topologie della cella unitaria [31]

L'effetto della topologia sulle prestazioni a fatica è legato al modo in cui le strutture rispondono alle sollecitazioni (*bending* e *stretching-dominated*): ad esempio a compressione topologie *bending-dominated*, dove la flessione degli *strut* induce sempre tensioni sia di compressione che di trazione, favoriscono la nucleazione e la propagazione delle cricche di fatica e risulteranno meno performanti a fatica rispetto alle topologie *stretching-dominated* [20,29].

2.7.1.3 DIFETTI DOVUTI AL PROCESSO PRODUTTIVO

Come visto il processo produttivo può avere effetti sul componente prodotto (stress residui), sul materiale (possibile anisotropia delle proprietà) e introduce difetti geometrici,

interni e superficiali negli *strut* componenti i materiali a struttura reticolare. Tali difetti, inducendo forti variazioni locali, hanno alta incidenza sulla resistenza a fatica data la natura estremamente localizzata dei meccanismi che caratterizzano il fenomeno della fatica.

La presenza di stress residui può essere benefica oppure no: tensioni residue di compressione nel materiale sono positive in quanto si oppongono alla nucleazione delle cricche, mentre quelle di trazione la favoriscono e perciò sono deleterie.

L'effetto penalizzante dei difetti superficiali e dei difetti interni sulle proprietà a fatica del materiale prodotto mediante le tecniche di additive manufacturing più comuni, e quindi per estensione anche sui materiali a struttura reticolare, sono già stati analizzati in precedenza. Sempre dall'analisi precedente è emerso come la finitura superficiale degli *strut* esibisca una dipendenza dall'orientazione degli *strut* e dalla superficie considerata (*up-ward vs down-ward*), il che può essere un ulteriore fattore che contribuisce all'anisotropia delle proprietà a fatica.

Per quanto riguarda, invece, l'effetto dei difetti geometrici indotti dal processo, da simulazioni numeriche di test di fatica in compressione-compressione ($R=0,1$) con algoritmo aderente ai dati sperimentali, in [32] è stato dimostrato che un incremento della deviazione del raggio degli *strut* rispetto al raggio medio teorico porta a una diminuzione della resistenza a fatica e che un aumento della *waviness* degli *strut* fa diminuire la resistenza a fatica ma con un effetto meno rilevante rispetto alla deviazione delle dimensioni degli *strut*.

2.7.1.4 EFFETTO DELLE CONDIZIONI DI CARICO

Generalmente per i *lattice materials* le prove di fatica, come visto in precedenza, vengono svolte in compressione-compressione a causa delle difficoltà di natura pratica che possono incorrere qualora si voglia andare a sottoporre a tensioni di trazione il provino. Come per i materiali tradizionali, anche per i materiali a struttura reticolare la resistenza a fatica dipende dalle condizioni di carico, in particolare dal valore del rapporto di ciclo e della tensione media di ciclo.

Per quanto riguarda l'effetto del rapporto di ciclo R , si può affermare come a parità di tensione massima applicata all'aumentare del valore del rapporto di ciclo la vita a fatica aumenti, come riportato in figura 2.38 dove sono riportati i risultati delle prove di fatica sperimentali normalizzate in compressione-compressione per la topologia a diamante in lega di titanio (Ti6Al4V) prodotta via fusione laser selettiva al variare del rapporto di ciclo, anche qui inteso dagli autori come rapporto tra la tensione massima e quella minima di sollecitazione. Questo risultato è quello che ci si aspetta in quanto per qualsiasi valore di tensione massima dato l'ampiezza di tensione e la tensione media diminuiscono all'aumentare del rapporto di ciclo.

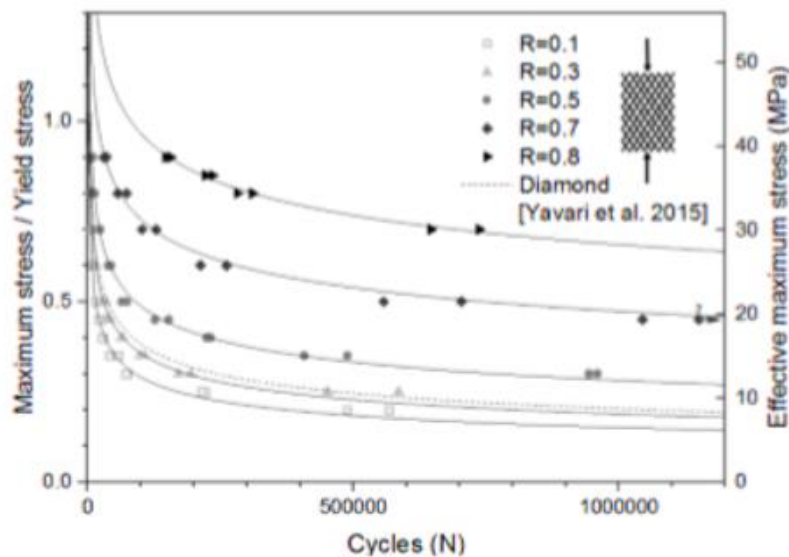


Figura 2.38: effetto della variazione del rapporto di ciclo sulla resistenza a fatica [33]

È stato osservato, plottando le curve di figura 2.38 in un diagramma in scala doppio logaritmica, come la pendenza delle curve S-N diminuisca all'aumentare del rapporto di ciclo, il che indica che un cambiamento relativamente piccolo nella tensione massima influenza la vita a fatica più fortemente per alti valori del rapporto di ciclo.

Inoltre, plottando l'ampiezza di tensione normalizzata in funzione del numero di cicli si delinea un singolo trend sebbene il rapporto di ciclo vari (figura 2.39).

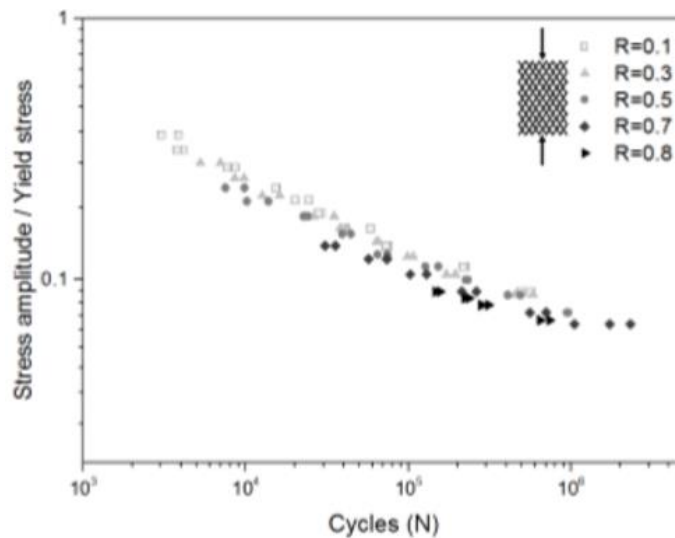


Figura 2.39: grafico ampiezza di tensione normalizzata vs numero di cicli a rottura [33]

Una cosa da notare nel grafico di figura 2.38 è il fatto che la curva denominata “Diamond [Yavari et al. 2015]”, ricavata per $R=0,1$, si sovrappone alla curva per $R=0,3$: questa cosa, secondo gli autori, è dovuta al fatto che per le loro prove hanno usato provini più grandi rispetto a quelle dell’altro autore e potrebbe essere indice di un certo “size effect” per il comportamento a fatica di questi materiali.

Sempre in [33] è stato riscontrato come per i loro test un incremento della tensione media di ciclo non risulti in un decremento notevole dell’ampiezza di tensione a parità di vita a fatica.

Anziché concentrarsi solo su test a fatica in compressione-compressione, in [29] sono stati riportati i risultati di prove a fatica per provini con topologia della cella unitaria a diamante in Ti6Al4V per diversi valori del rapporto di ciclo (figura 2.40), qui inteso come rapporto tra la tensione minima e quella massima.

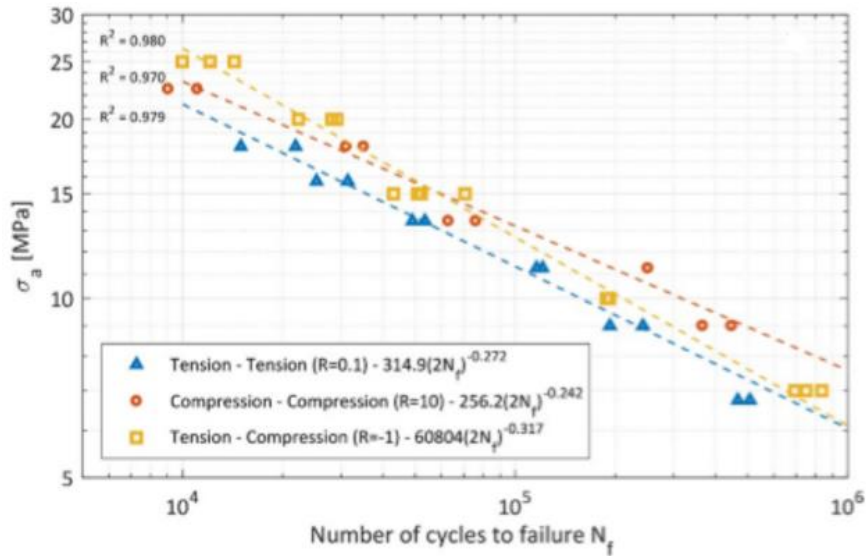


Figura 2.40: curve ampiezza di tensione-numero di cicli a rottura per diversi valori di R [29]

Le curve del diagramma in scala doppia logaritmica seguono un andamento replicato dall'equazione di Basquin del tipo:

$$\sigma_a = A(2N_f)^b$$

Dove σ_a è l'ampiezza di tensione, N_f il numero di cicli a rottura e i parametri A e b sono caratteristici di ciascuna curva e sono riportati in figura 2.40.

Dall'analisi di questo grafico si può dedurre come a parità di ampiezza di sollecitazione caricare in tensione-tensione ($R=0,1$) conduca a una riduzione della vita a fatica rispetto a caricare in compressione-compressione ($R=10$), indicando dunque come una tensione media di compressione porti beneficio alla resistenza a fatica.

Sempre in figura 2.40 si può notare come la curva sperimentale per $R=-1$ intersechi quella per $R=10$ in corrispondenza del valore dell'ampiezza di tensione pari a 15 MPa, decretando come nel caso in cui l'ampiezza di tensione sia inferiore a quel valore la vita a fatica per $R=-1$ sia inferiore a quella per $R=10$, viceversa per valori dell'ampiezza di tensione superiori a 15 MPa.

Per questi dati l'effetto della tensione media è ben visibile nel diagramma a vita costante (diagramma di Haigh, figura 2.41): per valori della tensione media positivi, bisogna diminuire l'ampiezza se si vuole mantenere costante la vita a fatica, con un effetto poco penalizzante per valori di tensione media di ciclo inferiori a 10 MPa, mentre per valori

della tensione media negativi si possono distinguere tre zone: se l'ampiezza di tensione è maggiore di 16 MPa, un aumento della tensione media di compressione richiede un decremento dell'ampiezza, se l'ampiezza di tensione è inferiore a 12 MPa un aumento della tensione media di compressione comporta un aumento dell'ampiezza, mentre per valori intermedi di ampiezza la tensione media non influisce sulla resistenza a fatica.

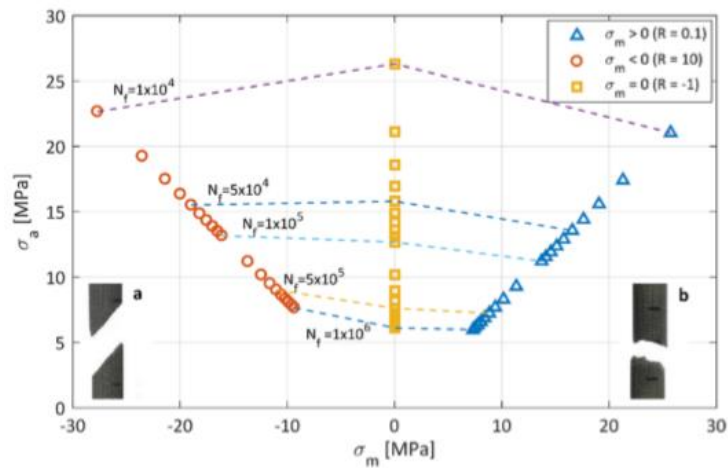


Figura 2.41: Diagramma di Haigh per le curve di figura 2.39 [29]

Per quanto riguarda sempre l'effetto della tensione media, in [32] attraverso una simulazione numerica di prove di fatica a parità di ampiezza di tensione per la cella unitaria scelta (topologia *Kelvin*) è stato riscontrato come all'aumentare della tensione media di compressione la vita a fatica decresca.

CAPITOLO 3: METODI DI ANALISI DELLE PROPRIETÀ MECCANICHE DEI SOLIDI A STRUTTURA CELLULARE

L'obiettivo del presente capitolo è quello di fornire una panoramica di carattere generale dei metodi che vengono più frequentemente utilizzati in letteratura per capire o stimare le proprietà meccaniche dei solidi a struttura cellulare in genere, con maggior enfasi sui materiali a struttura reticolare. Oltre alla descrizione di ciascun tipo di approccio, il capitolo si propone di metterne in luce pregi e difetti.

3.1 INTRODUZIONE

In letteratura esistono diversi metodi utilizzabili per capire o prevedere le proprietà meccaniche dei solidi a struttura cellulare in genere, ognuno contraddistinto da propri aspetti positivi e negativi. Questi approcci di previsione possono essere suddivisi fondamentalmente in due macro-categorie: approccio sperimentale e approccio simulativo (figura 3.1).

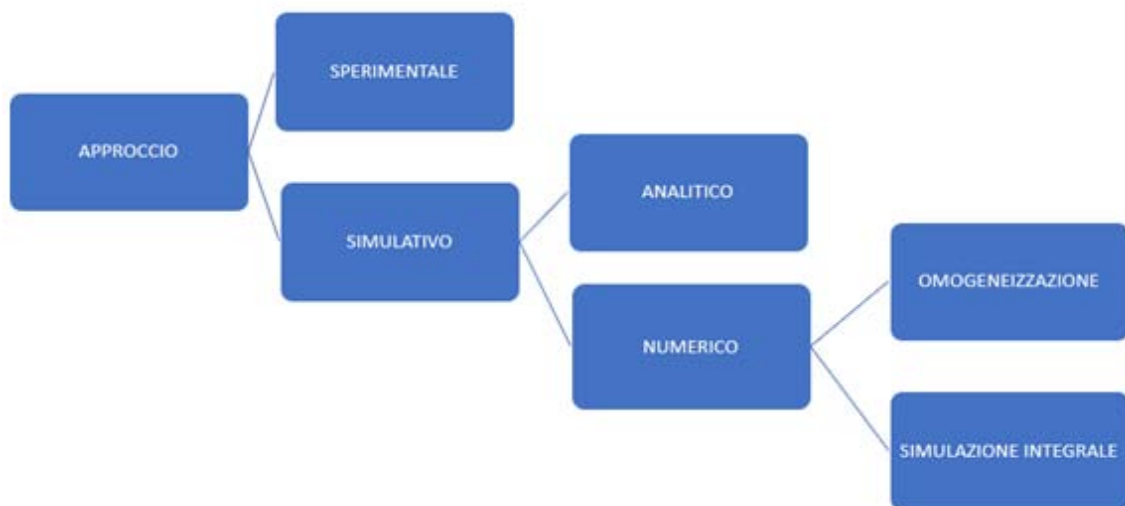


Figura 3.1: tipologie di approccio utilizzabili per la stima delle proprietà meccaniche

L'approccio sperimentale si basa sulla misurazione diretta delle proprietà meccaniche tramite prove sperimentali (figura 3.2) e consente di rilevare le proprietà di rigidità e

resistenza, a impatto (assorbimento di energia) e a fatica del materiale al variare della prova a cui lo si sottopone.

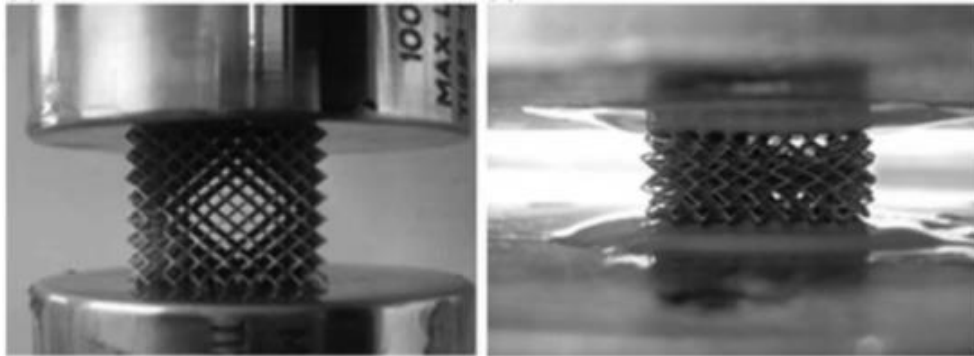


Figura 3.2: prova di compressione assiale per un materiale a struttura reticolare [43]

Il vantaggio principale di questo metodo risiede nel fatto che riesce a tenere conto della struttura reale del materiale a struttura cellulare considerato, in particolare della topologia, dei parametri geometrici e soprattutto dei difetti associati alla tecnologia produttiva e ai parametri di processo adottati, che come visto contribuiscono significativamente a determinare le proprietà meccaniche esibite. Tuttavia, questo approccio porta con sé degli svantaggi, tra cui l'alto dispendio economico e di tempo legati alla produzione e al test dei provini necessari per avere dei dati rappresentativi che tengano conto della dispersione statistica dei risultati. Inoltre, non essendo un metodo che permette di fare previsioni, qualora si volessero cambiare dei parametri geometrici, produttivi o il tipo di materiale costituente bisognerebbe fare una nuova campagna sperimentale.

Dato l'elevato impatto economico che rende impraticabile la strada dell'approccio sperimentale, quel che conviene fare è ricorrere a un approccio di tipo simulativo.

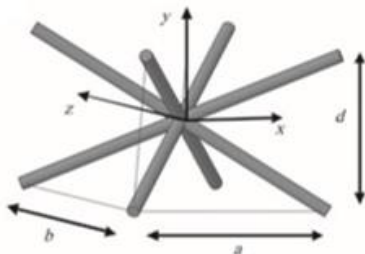
I metodi simulativi si dividono tra approcci analitici e approcci numerici, con questi ultimi che sono suddivisibili a loro volta in due categorie (figura 3.1): metodi di omogeneizzazione e metodi di simulazione integrale.

Nel seguito questi verranno analizzati, portando alla luce i rispettivi pro e contro.

3.2 APPROCCIO ANALITICO

Questo tipo di approccio si basa sull'analisi della cella unitaria costituente il materiale o di un suo modello assunto come rappresentativo, come visto nel primo capitolo per le schiume a cella aperta, ricavando le proprietà meccaniche del materiale in forma chiusa risolvendo le equazioni di equilibrio associate nell'ipotesi che gli elementi che la compongono si comportino secondo la teoria della trave. Con questo metodo, che concettualmente rientra fra i metodi di omogeneizzazione (si veda il paragrafo 3.3.1), si riescono a ricavare sia proprietà di rigidezza che di resistenza, oltre che parametri come la tenacità a frattura [1].

Nel caso di un materiale a struttura reticolare, in cui la geometria della cella unitaria è ben definita, è possibile ottenere delle relazioni parametriche del tipo riportato in figura 3.3, valida per la topologia cuboide a corpo centrato per il modulo elastico longitudinale in direzione y e per i parametri lì indicati. In [43] e [44], inoltre, sono stati ricavati sempre in forma parametrica anche i valori di moduli elastici longitudinali e trasversali e dei coefficienti di Poisson.



$$E_y = \frac{4dE_0}{ab \left[\frac{d^2}{\pi r^2 \sqrt{a^2 + b^2 + d^2}} + \frac{\sqrt{a^2 + b^2}}{\sqrt{a^2 + b^2 + d^2}} \right] \times \left(\frac{\sqrt{a^2 + b^2}(a^2 + b^2 + d^2)}{12\pi r^4} + \frac{0.7073552\sqrt{a^2 + b^2}(1 + \nu_s)}{r^2} \right)}$$

Figura 3.3: formula parametrica per il calcolo del modulo elastico in direzione y e relativa topologia considerata. I parametri non riportati in figura corrispondono al raggio degli *strut* (r) e a modulo elastico e coefficiente di Poisson del materiale costituente (E_0 e ν_s) [43]

Le relazioni così ricavate, se confrontate coi dati da prove sperimentali, forniscono risultati che mostrano margini di errore contenuti (ad esempio in [43], il modulo elastico a compressione sperimentale risulta di 66 MPa, mentre quello da relazione teorica 62,88 MPa).

L'approccio analitico presenta, tuttavia, alcuni limiti: in primo luogo ci può essere difficoltà nel ricavare le relazioni quando intervengono fattori di complessità geometrica della cella unitaria. Altro limite presentato da tale tipo di approccio è che non riesce a

tiene conto degli effetti dei difetti presenti nelle strutture reali. Seguendo, invece, un approccio del tipo usato in [1] è necessario determinare la costante di proporzionalità mediante prove sperimentali, come già detto in precedenza.

3.3 APPROCCIO NUMERICO

Gli approcci simulativi finora visti “soffrono” tutti della dipendenza dai dati sperimentali o comunque il loro utilizzo viene reso difficoltoso dall’eventuale complessità geometrica legata alla topologia, rendendo perciò difficile fare previsioni. Sotto questo punto di vista i metodi numerici non offrono limitazioni e riescono ad affrontare qualsiasi configurazione geometrica.

Gli approcci numerici, come detto in precedenza e riportato in figura 3.1, si possono suddividere fra approcci di omogeneizzazione e di simulazione integrale. Il vantaggio principale offerto dall’utilizzo di questo tipo di approccio sta nel ridotto impatto economico rispetto ai metodi sperimentali, oltre che alla buona accuratezza dei risultati ottenibili.

3.3.1 OMOGENEIZZAZIONE

Gli approcci di omogeneizzazione si propongono di ricavare le proprietà meccaniche macroscopiche, cioè alla scala delle applicazioni ingegneristiche, di materiali eterogenei analizzando la risposta di un certo volume di materiale eterogeneo assunto come rappresentativo del materiale (*representative volume element*, RVE), la cui ripetizione nello spazio forma la struttura dello stesso. Le proprietà macroscopiche così trovate consentono di trattare il materiale eterogeneo come un solido continuo omogeneo dalle proprietà equivalenti al materiale di partenza considerato (figura 3.4).

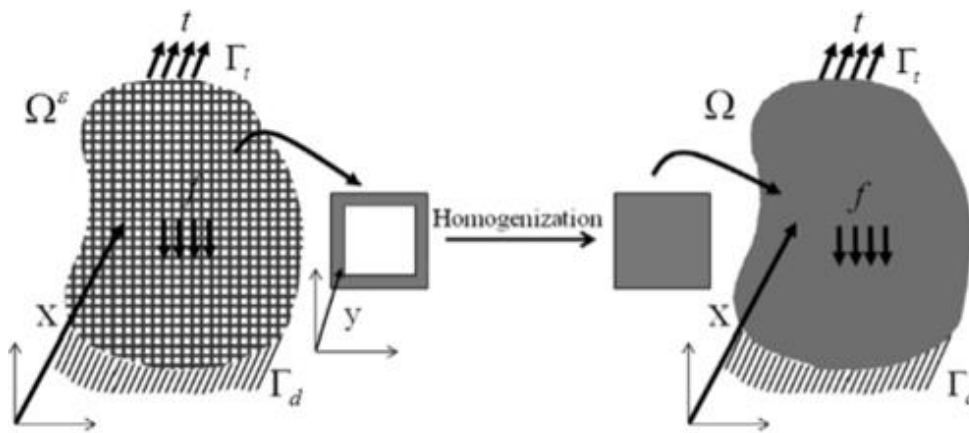


Figura 3.4: concetto di omogeneizzazione [45]

L'identificazione del volume rappresentativo può essere più o meno difficoltosa a seconda del grado di eterogeneità esibito dal materiale, basti pensare alla struttura caratteristica di una schiuma con la sua variabilità di forma e dimensione delle celle base. Nel caso dei materiali a struttura reticolare, i quali esibiscono una struttura periodica, banalmente l'RVE coincide con la cella unitaria costituente.

In letteratura esistono diversi schemi di omogeneizzazione per stimare il comportamento meccanico di solidi a struttura cellulare, ognuno caratterizzato da proprie assunzioni, limiti e vantaggi [45].

Tra i più diffusi si possono citare l'omogeneizzazione asintotica [45], l'omogeneizzazione discreta e l'omogeneizzazione con analisi agli elementi finiti [54].

L'omogeneizzazione asintotica si basa sul fatto che le quantità di campo (ad esempio gli spostamenti) possono essere descritte da uno sviluppo asintotico e che ciascuna quantità dipende da due scale diverse, una a livello microscopico e una a livello macroscopico. Le altre ipotesi alla base di questo schema prevedono che le quantità di campo siano periodiche a livello microscopico (condizioni al contorno periodiche imposte all'RVE) e che non varino bruscamente a livello macroscopico.

Le quantità di campo così definite se rimpiazzate nelle equazioni di equilibrio permettono di prevedere le proprietà del materiale (moduli elastici, coefficienti di Poisson e resistenza), per esempio attraverso la discretizzazione delle equazioni con analisi agli elementi finiti. Tale metodo può analizzare diverse topologie delle celle unitarie dei materiali a struttura reticolare con buona adesione ai dati sperimentali [45], ma può avere

alti costi computazionali. Il metodo, inoltre, consente di determinare accuratamente la distribuzione delle tensioni all'interno della cella unitaria e può essere esteso ad analisi non lineari in campo elastoplastico e per fenomeni di danno [45].

Lo schema di omogeneizzazione discreta, invece, è una variante dell'omogeneizzazione asintotica [46] che usa elementi strutturali come aste o travi per ricavare numericamente il comportamento meccanico dei materiali a struttura reticolare. Come nel caso dell'omogeneizzazione asintotica, anch'esso si basa sullo sviluppo asintotico delle quantità di campo (spostamenti, tensioni e forze esterne) da inserire nelle equazioni di equilibrio, la cui somma discreta viene convertita in una relazione continua di tensione-deformazione da cui vengono ricavate le proprietà omogeneizzate [46].

Tale metodo fornisce buoni risultati per i parametri in regime lineare elastico, come riportato in figura 3.5 per il modulo elastico di una schiuma "Kelvin" di densità relativa pari a 0,01, ma non riesce a tener conto di effetti locali non lineari come il *buckling* e altri fenomeni fortemente localizzati [46].

Equivalent properties	Zhu et al. (1997) (Analitico)	Homogenized properties (this work)	Li et al. (2006) (FEM)	Gibson and Ashby (1997) (Analitico)
Young's modulus	$E_{100} = 9.94e - 5E_s$	$E_{100} = 9.94e - 5E_s$	$E_1 \approx 9.61e - 5E_s$	$E \approx 1e - 4E_s$
Poisson's coefficient	$\nu_{12} = 0.485$	$\nu_{12} = 0.485$	$\nu_{12} \approx 0.48$	$\nu \approx 0.33$

Figura 3.5: proprietà omogeneizzate trovate con l'omogeneizzazione discreta e confronto con altri valori da letteratura [46]

Altri schemi di omogeneizzazione matematica che si possono citare sono gli schemi *matrix-based*, che mirano a ottenere la matrice di rigidezza omogeneizzata esprimendo le deformazioni nodali in una cella elementare in termini di deformazioni macroscopiche [47], oppure gli schemi *energy-based*, che si basano sulla conservazione dell'energia (ad esempio di deformazione, come in [48]).

Fra gli approcci numerici più utilizzati per determinare le proprietà meccaniche dei materiali a struttura reticolare, sicuramente il metodo degli elementi finiti è fra i più diffusi in ambito ingegneristico.

L'omogeneizzazione con analisi agli elementi finiti è un metodo di omogeneizzazione numerico che mira a ricavare le proprietà meccaniche del materiale attraverso un'analisi agli elementi finiti di una cella unitaria con condizioni al contorno periodiche.

Tale metodo viene usato prevalentemente per determinare le proprietà lineari elastiche del materiale sottoponendo la cella unitaria a diverse condizioni di carico, come riportato ad esempio in [49] dove è stata determinata la matrice di rigidezza per due topologie di celle elementari imponendo sei condizioni di carico macroscopiche, oppure ancora in [21] dove è stato valutato il modulo elastico del materiale con topologia della cella unitaria cubica. Questo metodo risulta quindi adatto per capire l'influenza dei parametri geometrici sul comportamento meccanico, ma non riesce a trattare fenomeni ed effetti fortemente localizzati, come ad esempio il comportamento a frattura, a causa della periodicità delle condizioni al contorno imposta: infatti, gli approcci *unit-cell* con condizioni al contorno periodiche non possono essere applicati direttamente per prevedere la propagazione di cricche su microscala in quanto danno origine a modi di deformazione, tensioni e deformazione periodiche e conseguentemente a pattern periodici di danno e cricche[50].

Questo approccio, che risulta facile da implementare, ha costi computazionali variabili che dipendono dalla geometria considerata: per topologie complicate, il costo computazionale può risultare elevato. Uno dei pregi più rilevanti di questo metodo è che per l'aspetto simulativo si possono considerare in input le geometrie reali delle celle unitarie ricavate, ad esempio, attraverso la tomografia computerizzata (figura 3.6), oppure si riescono a modellare e quindi a considerare i difetti presenti nel materiale.

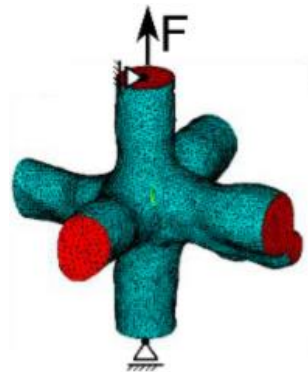


Figura 3.6: esempio di approccio *unit-cell* con modello solido ottenuto da tomografia computerizzata *meshato* con elementi finiti solidi [21]

Nel caso in cui si debba fare un'omogeneizzazione numerica con gli elementi finiti in presenza di materiali eterogenei a comportamento non lineare, a causa del fatto che a differenza del caso lineare non si conosce a priori la forma generale del comportamento

meccanico omogeneizzato del materiale eterogeneo, è necessario ricorrere a metodi multi-scala in cui il materiale viene considerato omogeneo a livello macroscopico ed eterogeneo in scala microscopica. A ogni punto di integrazione macroscopico viene associato un volume rappresentativo del materiale in scala microscopica a cui viene imposta come condizione al contorno la deformazione macroscopica.

Dalla risoluzione del problema a livello microscopico è poi possibile ricavare la relazione tensione-deformazione macroscopica sottoforma di legge costitutiva omogeneizzata. Questo tipo di approccio all'omogeneizzazione con gli elementi finiti è noto come *metodo FE²* (figura 3.7) in quanto consiste nel risolvere un'analisi agli elementi finiti in scala microscopica per poter risolvere l'analisi agli elementi finiti in scala macroscopica, il che conduce inevitabilmente a un elevato costo computazionale del metodo.

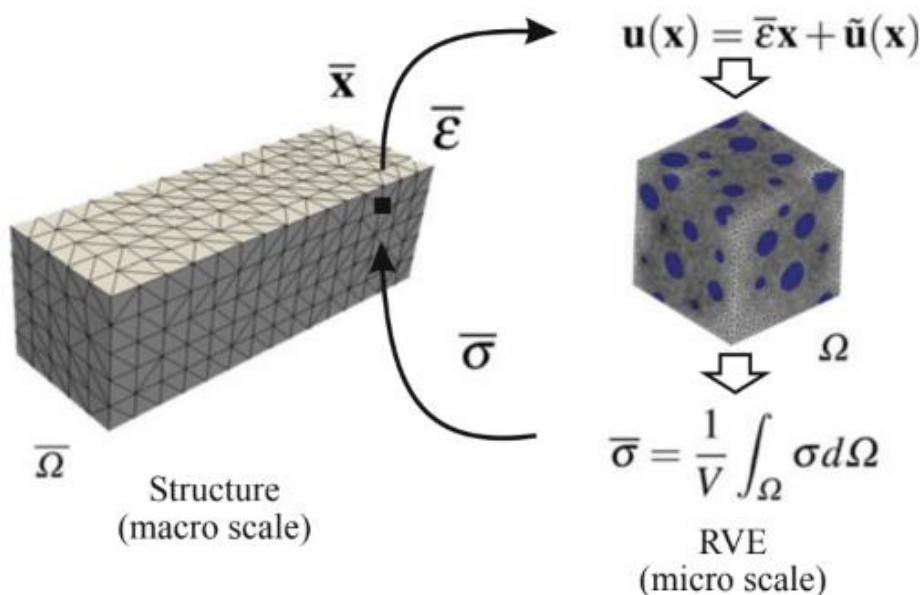


Figura 3.7: schema approccio multi-scala FE² per l'omogeneizzazione [49]

3.3.2 APPROCCIO DI SIMULAZIONE INTEGRALE

L'approccio di simulazione integrale si basa fundamentalmente sulla modellazione agli elementi finiti di tutta la struttura del materiale, come riportato a titolo di esempio in figura 3.8, e quindi non di una singola cella unitaria. Tale metodo, non prevedendo

l'imposizione di condizioni al contorno periodiche, consente di tenere conto di fenomeni localizzati come gli effetti di bordo o le concentrazioni di tensione e le eterogeneità tensionali locali in vari punti della struttura. Inoltre, con questo approccio è possibile osservare l'evoluzione della struttura del materiale durante l'applicazione del carico macroscopico.

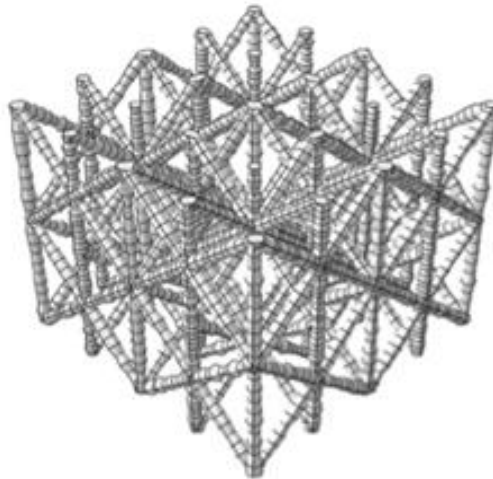


Figura 3.8: esempio di approccio simulativo integrale [26]

Altro lato positivo di questo metodo riguarda la possibilità di tenere conto dei difetti caratteristici dei materiali a struttura reticolare come la variabilità del diametro degli *strut*, la *waviness* degli *strut* e la presenza di porosità interne introducendo anche una certa variabilità degli stessi in diverse zone del materiale che consente di replicare più fedelmente la struttura reale dello stesso e, di conseguenza, una miglior stima delle proprietà.

Uno dei limiti principali di questo metodo è in genere l'elevato costo computazionale che lo contraddistingue, rendendolo dunque applicabile per simulare il comportamento meccanico solo di campioni di piccola taglia.

Con tale approccio è possibile stimare le proprietà di rigidità e resistenza del materiale, oltre che predire il comportamento del materiale nel caso di fenomeni fortemente localizzati, come ad esempio i fenomeni di danno. Al fine di prevedere la propagazione di cricche nel materiale e contemporaneamente ridurre l'elevato costo di calcolo necessario per risolvere l'intero modello, un possibile compromesso utilizzato in letteratura è l'utilizzo di metodi *embedded* [50]. I metodi *embedded* utilizzano una

rappresentazione dettagliata agli elementi finiti della microstruttura solo attorno all'apice della cricca, mentre il materiale circostante viene considerato come un materiale continuo omogeneo dalle proprietà equivalenti ricavate con metodi di omogeneizzazione, come rappresentato in figura 3.9 che schematizza l'approccio usato in [51] nel caso della simulazione del comportamento a frattura di schiume di alluminio a cella aperta.

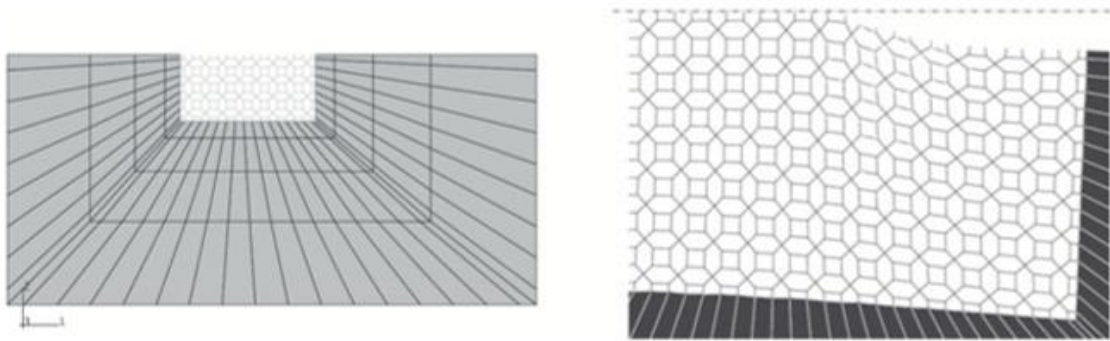


Figura 3.9: modello *embedded*: modellazione con elementi trave della zona attorno all'apice della cricca [50]

Per quanto riguarda l'analisi agli elementi finiti, la modellazione dei materiali a struttura reticolare può essere fatta usando sia elementi trave che elementi solidi.

Da un punto di vista di bontà previsionale utilizzare elementi solidi conduce a previsioni più accurate rispetto a utilizzare elementi di tipo trave, come visibile in figura 3.10 dove è riscontrabile un miglior fitting ai dati sperimentali da parte delle analisi condotte con gli elementi solidi a parità di numero di intervalli di variabilità del diametro lungo lo *strut* considerato.

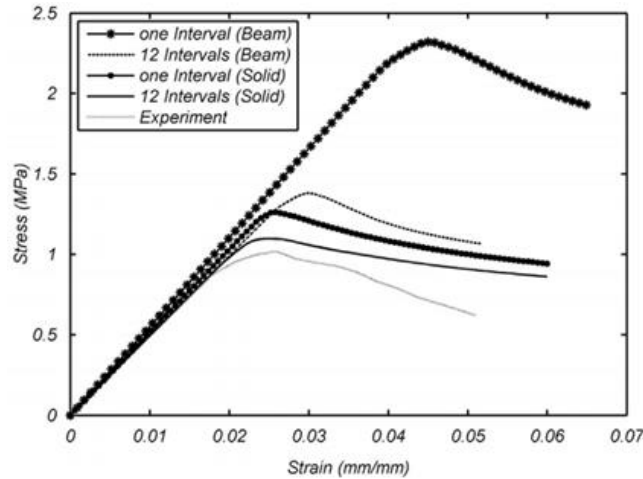
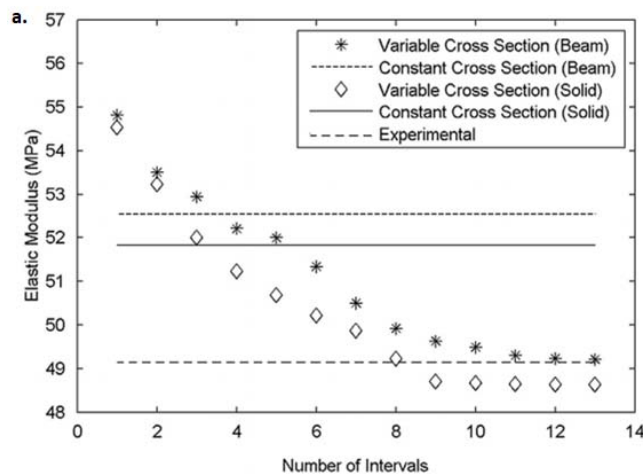


Figura 3.10: risultati ottenuti con elementi solidi ed elementi trave e confronto coi dati sperimentali [26]

La miglior adesione ai dati sperimentali riguarda il modulo elastico, con un errore rispetto ai dati sperimentali rispettivamente del 7% per modello con elementi trave e 6% per modello con elementi solidi considerando i modelli a sezione costante e che diventa inferiore all'1,5% considerando *strut* composti da più di 9 sezioni (figura 3.11a), la resistenza, con la tensione di collasso plastico che presenta un errore minimo del 6,1% e del 27,7% rispettivamente per il modello con elementi solidi e il modello con elementi trave (figura 3.11b), e la previsione in campo plastico.



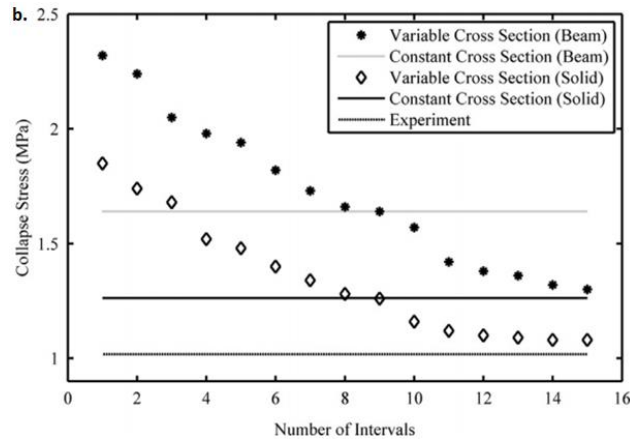


Figura 3.11: confronto coi dati sperimentali del modulo elastico (a) e *collapse stress* (b) al variare del numero di intervalli [26]

Nonostante i risultati della simulazione numerica ottenuti aderiscano in modo migliore, uno dei principali svantaggi dell'uso di elementi solidi rispetto a elementi trave è l'elevato tempo di calcolo ad essi associato: a titolo di esempio, in [52] è riportato come per le celle unitarie visibili in figura 3.12 l'utilizzo di elementi solidi (a) comporti la presenza di 19.830 elementi e 2h e 44 min di calcolo, mentre nei casi (b) e (c) all'utilizzo di elementi trave sono associati rispettivamente 160 elementi e 51 secondi di tempo di calcolo e 96 elementi e 12 secondi di tempo di calcolo.

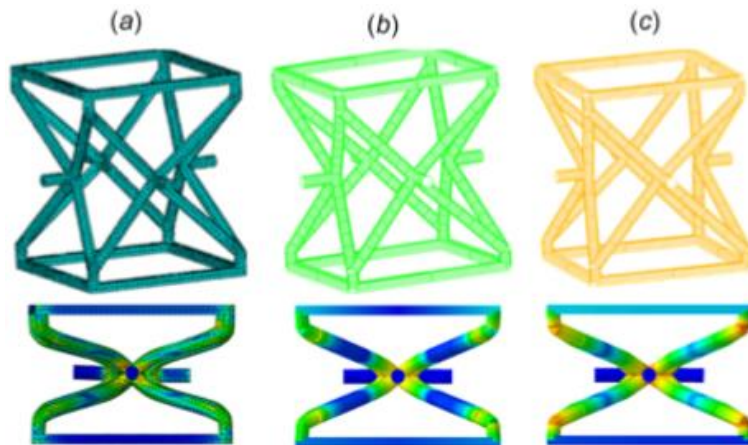


Figura 3.12: mesh con elementi solidi (a) e con elementi trave (b,c) [52]

Esistono, tuttavia, alcune limitazioni o svantaggi legati all'utilizzo di elementi trave che si aggiungono alla già citata accuratezza previsionale inferiore rispetto agli elementi solidi:

- non tutti i tipi di struttura possono essere *meshati* con elementi trave: in presenza, ad esempio, di *strut* tozzi, si possono violare le assunzioni fatte nella teoria della trave e quindi ottenere risultati fuorvianti;
- ci possono essere problemi di modellazione: nella modellazione con elementi trave in corrispondenza dei nodi c'è una sovrapposizione di volumi, come visibile in figura 3.13.

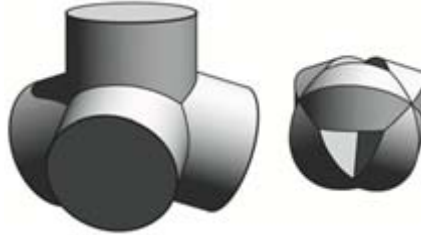


Figura 3.13: sovrapposizione di volumi per gli elementi trave in corrispondenza dei nodi [50]

CAPITOLO 4: SIMULAZIONE FEM DI PROVE DI COMPRESSIONE DI UN MATERIALE A STRUTTURA RETICOLARE PARAMETRICA

In questo capitolo verranno descritte nel dettaglio le condizioni e le ipotesi alla base delle simulazioni numeriche svolte al fine di determinare le proprietà meccaniche di un materiale a struttura reticolare di topologia nota. L'obiettivo di questo capitolo è di capire la bontà previsionale del metodo attraverso un confronto con dei dati sperimentali e di mostrare il cambiamento delle proprietà meccaniche del materiale al variare dei parametri geometrici.

4.1 OBIETTIVI E IPOTESI

Dopo aver descritto le caratteristiche generiche dei solidi a struttura cellulare (capitolo 1), aver analizzato nel dettaglio le peculiarità e il comportamento meccanico della categoria dei solidi a struttura reticolare (capitolo 2) e aver elencato gli approcci di analisi delle proprietà meccaniche usati in letteratura (capitolo 3), quel che è stato svolto nel presente capitolo è una simulazione numerica, col metodo degli elementi finiti, del comportamento meccanico a compressione di un materiale a struttura reticolare parametrica di topologia fissata.

Lo scopo delle analisi è stimare le proprietà di rigidità e resistenza del materiale e capirne l'andamento al variare delle variabili geometriche considerate, pertanto a tal fine sono state fatte due serie di analisi FEM, la prima a diametro degli *strut* costante e la seconda a dimensione della cella unitaria costante. Altro obiettivo delle analisi è capire la bontà dei risultati ottenuti con l'approccio seguito confrontandoli con dei dati sperimentali di riferimento presenti in letteratura.

L'approccio che è stato seguito per lo svolgimento delle simulazioni FEM è un approccio del tipo *unit-cell*, nel quale si mira a ricavare le prestazioni meccaniche del materiale analizzando il comportamento di una sola cella elementare, assunta quindi come volume rappresentativo del materiale, con condizioni al contorno periodiche (ipotesi di mezzo

infinito). Questo metodo, come visto, viene utilizzato per la stima delle proprietà lineari elastiche del materiale e comporta costi computazionali di gran lunga inferiori rispetto alla simulazione fatta sottoponendo alle condizioni di carico un volume di materiale composto da più celle base. La scelta di questo metodo di analisi è stata dettata fondamentalmente dalla disponibilità di una ridotta capacità di calcolo.

Un'altra assunzione che è stata fatta per svolgere le analisi agli elementi finiti riguarda l'utilizzo di modelli CAD della cella unitaria in cui non sono stati modellati i difetti caratteristici presentati dalle strutture reali i quali, secondo quanto riportato in precedenza, hanno un forte impatto sulle prestazioni meccaniche effettive. Questa scelta è stata fatta per due motivi:

1. dal punto di vista della modellazione, modellare i difetti geometrici presenti negli *strut* comporta un dispendio di tempo molto più elevato rispetto a considerare gli *strut* nella loro forma ideale cilindrica a sezione circolare costante;
2. l'entità dei difetti esibiti, come visto, è strettamente dipendente dai parametri di processo utilizzati e l'assunzione di una certa variabilità dei difetti potrebbe non rispecchiare la distribuzione reale effettiva, il che potrebbe portare a risultati fuorvianti.

4.2 TOPOLOGIA DELLA CELLA UNITARIA E MATERIALE COSTITUENTE CONSIDERATI

La cella unitaria che è stata analizzata presenta una topologia del tipo cubico a corpo centrato (*body centered cubic*, BCC), di cui viene riportato il modello CAD utilizzato per le simulazioni, ottenuto col software di *Autodesk Fusion360*®, in figura 4.1. Sempre in figura sono riportati i parametri geometrici che sono stati variati fra le diverse analisi: con D è stato indicato il diametro degli *strut*, assunto uguale e costante lungo tutti gli *strut*, mentre con L la dimensione della cella.

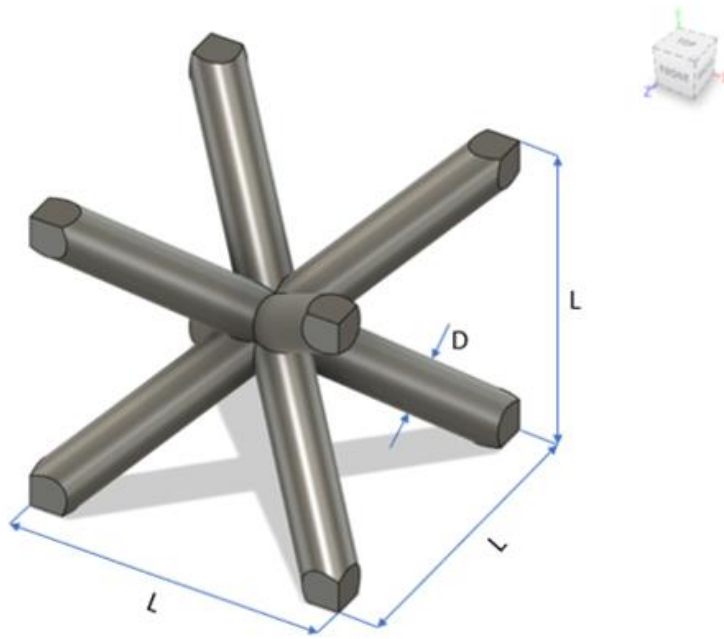


Figura 4.1: modello CAD parametrico della cella unitaria con topologia BCC e relativi parametri geometrici considerati

Il materiale costituente che è stato scelto per le simulazioni è l'acciaio *AISI 316L*. Le proprietà meccaniche di questo materiale che sono state considerate sono state ricavate da letteratura [56] per il caso di provini prodotti via fusione laser selettiva.

In figura 4.2 sono state riportate le curve sforzo-deformazione ingegneristiche relative sia a campioni ottenuti da barre orizzontali sia da barre verticali (figura 4.3): nel primo caso la direzione di costruzione del pezzo e la direzione di test sono perpendicolari fra loro, mentre nel secondo caso sono parallele. La seconda condizione, cui corrisponde in questo caso un maggior numero di difetti all'interfaccia tra *layer* [56] e quindi proprietà meccaniche inferiori, rappresenta il caso più sfavorevole tra le due, per cui si è deciso di considerare una delle curve appartenenti a questo gruppo come curva rappresentativa del materiale.

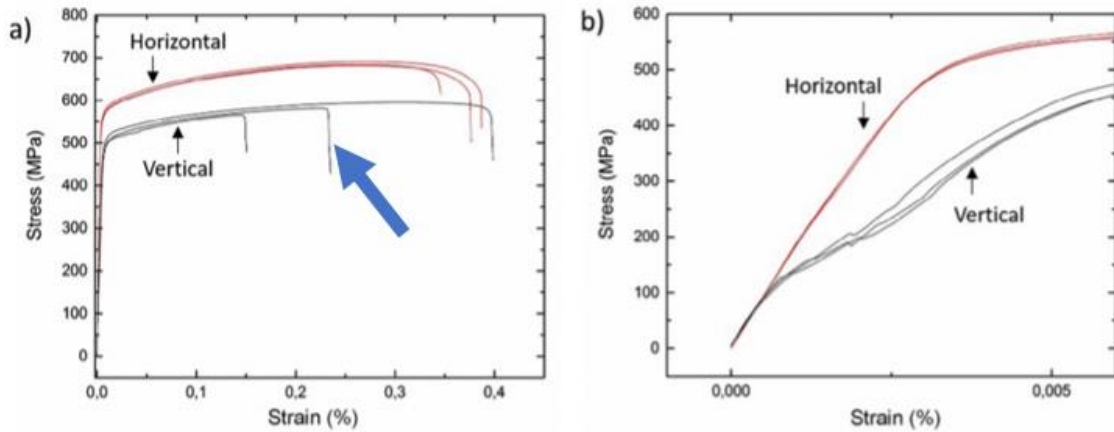


Figura 4.2: a. curve sforzo-deformazione ottenute da prove di trazione per campioni in AISI 316L via SLM ottenuti da barre orizzontali (*Horizontal*) e verticali (*Vertical*); b. zoom sulle curve all'inizio dello snervamento [56]

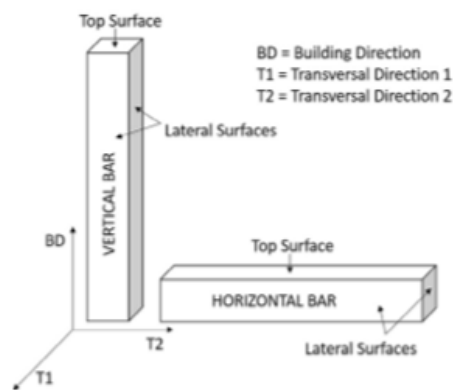


Figura 4.3: diverse direzioni di costruzione dei provini per i test di trazione adottate [56]

Fra le tre curve presenti in questa famiglia si è scelto di adottare, per non essere troppo penalizzanti, la curva che presenta caratteristiche intermedie di *strain* a rottura, indicata in figura 4.2 dalla freccia. Tale curva, come riportato in [56], presenta un tratto iniziale lineare elastico fino a una tensione di circa 120 MPa con modulo elastico pari a 180 GPa ed è seguito da un tratto elastico non lineare fino alla tensione di snervamento (circa 360 MPa).

La scelta dell'utilizzo di questo materiale è motivata da due fattori:

- 1- l'AISI 316L e la tecnologia SLM sono rispettivamente uno dei materiali metallici e uno dei processi di additive manufacturing più comunemente utilizzati per l'ottenimento dei materiali a struttura reticolare;

- 2- le proprietà del materiale ottenute da provini prodotti via SLM tengono conto, in una certa misura, della presenza dei difetti caratteristici del processo come le porosità nel materiale e le zone con polveri non fuse, e quindi dei conseguenti effetti penalizzanti che questi hanno sulle proprietà meccaniche del materiale, avvicinandosi di più alle proprietà reali del materiale che compone il materiale a struttura reticolare rispetto a considerare le caratteristiche meccaniche del materiale ottenuto coi processi convenzionali.

4.3 DATI SPERIMENTALI DI RIFERIMENTO E SERIE DI ANALISI PARAMETRICHE CONDOTTE

Uno degli obiettivi che è stato posto per l'analisi è capire la bontà previsionale delle proprietà meccaniche ricavate dalle simulazioni. Fortunatamente sono stati trovati in letteratura [55] dei risultati di prove di compressione sperimentali di provini di materiale a struttura reticolare con topologia BCC in acciaio AISI 316L prodotti via SLM, le cui curve sforzo-deformazione sono riportate in figura 4.4 al variare del rapporto D/L . In questo lavoro [55] è stata condotta una analisi sperimentale parametrica mantenendo il diametro degli *strut* costante e pari a 0,21 mm e variando la dimensione della cella secondo i valori riportati di seguito nella tabella 4.1.

Pertanto, tale lavoro è stato replicato numericamente e usato come termine di paragone per la serie di analisi parametriche a diametro degli *strut* costante.

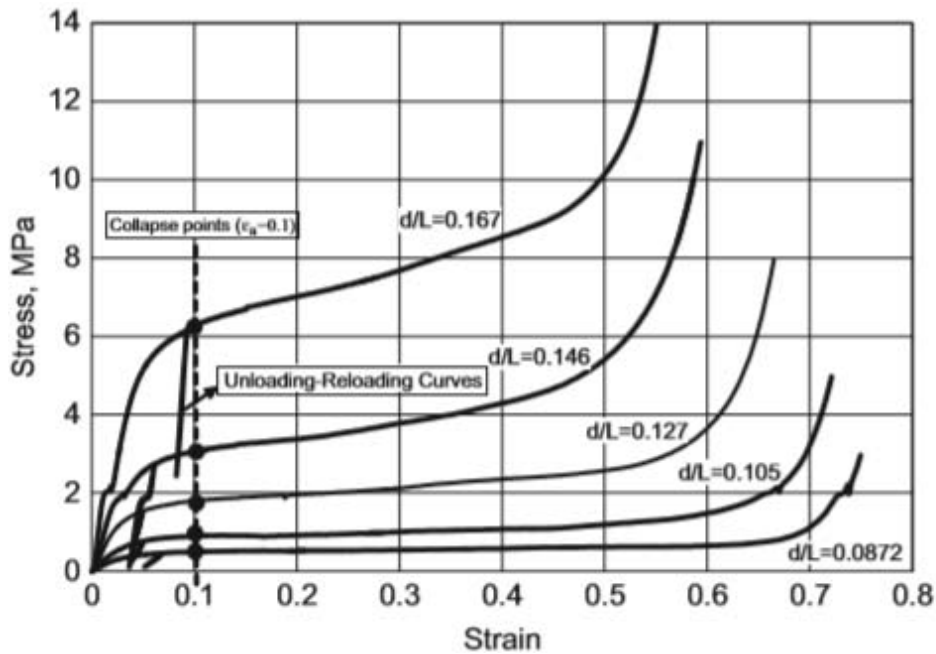


Figura 4.4: curve sperimentali prova di compressione topologia BCC [55]²

Tabella 4.1: valori di dimensione della cella utilizzati in [55] e replicati numericamente

L (mm)	D (mm)	D/L
1,25	0,21	0,168
1,379	0,21	0,152
1,6	0,21	0,131
2	0,21	0,105
2,5	0,21	0,084

La seconda serie di analisi parametriche è stata condotta mantenendo costante e pari a 1,25 mm la dimensione della cella unitaria L e facendo variare il diametro degli *strut*

² Nota: i valori di D/L riportati in figura 4.4 non corrispondono a quelli matematici riportati in tabella 4.1 a causa dello scostamento, dell'ordine massimo della decina di μm e causato dal processo produttivo, del diametro medio reale degli *strut* rispetto a quello teorico fissato a 0,21 mm.

secondo i valori riportati in tabella 4.2. Per tali analisi, al contrario del caso precedente, non sono stati trovati dati sperimentali per poter fare un confronto.

Tabella 4.2: valori del diametro degli *strut* utilizzati per l'analisi a *L* costante

L (mm)	D (mm)	D/L
1,25	0,15	0,12
1,25	0,21	0,168
1,25	0,25	0,2
1,25	0,3	0,24
1,25	0,34	0,272

Si vuol far notare come al valore massimo del diametro degli *strut* considerato in questa serie di analisi con dimensione della cella pari a 1,25 mm corrisponda un valore di densità relativa pari a 0,3, che è considerato il limite superiore affinché si possa parlare di materiale a struttura cellulare (capitolo 1).

4.4 IMPOSTAZIONE DELLE ANALISI FEM

Le analisi agli elementi finiti sono state svolte utilizzando il software *Ansys® Mechanical APDL 18.1* importando i vari modelli geometrici in formato “.igs” creati con l’ausilio del software CAD.

I modelli geometrici delle celle unitarie sono stati *meshati* con elementi solidi tridimensionali a 20 nodi (*solid brick 20 nodi 186*), scelta dettata dalla maggior accuratezza offerta da questo tipo di elemento in presenza di analisi con non linearità, con una *mesh* di tipo *free* (figura 4.5) con dimensione globale degli elementi (*global size*) variabile e riportata in tabella 4.3 per ciascuna simulazione svolta.

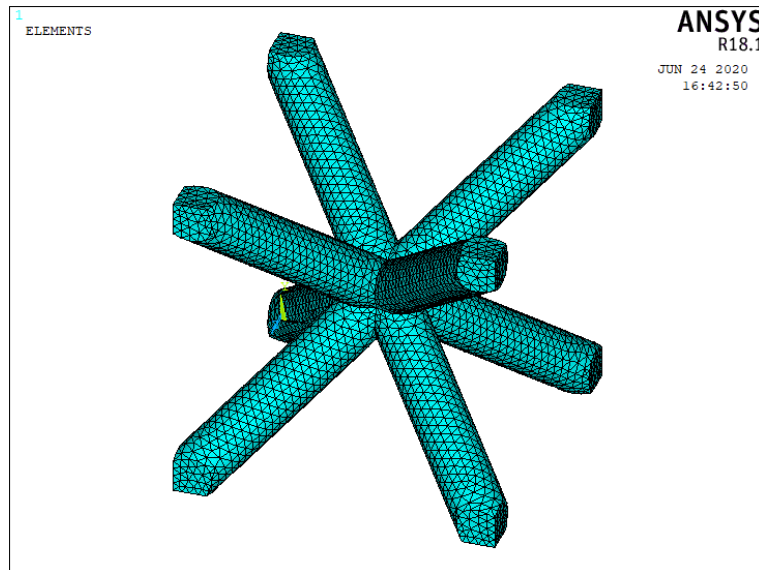


Figura 4.5: mesh free utilizzata nelle varie simulazioni

Come modello del materiale, volendo simulare il comportamento meccanico a compressione fino a densificazione e quindi dovendo considerare i valori di tensione e deformazione del materiale anche in campo plastico, che va oltre la regione lineare, è stato definito un modello compatibile col comportamento del materiale scelto, caratterizzato quindi da un comportamento lineare elastico e isotropo per il primo tratto della curva σ - ε fino a una tensione di 120 MPa, con un modulo elastico pari a 180 GPa e un coefficiente di Poisson assunto pari a 0,3, non essendo questo riportato in [56], seguito da un tratto con comportamento “*multilinear isotropic hardening*” (*non linear > inelastic > isotropic hardening plasticity > mises plasticity > multilinear*) che è stato descritto inserendo per punti, nel software, la curva σ - ε scelta.

La curva σ - ε ingegneristica di figura 4.2 di interesse è stata dapprima digitalizzata usando il software *open-source* “*Engauge Digitizer*”, convertita nella curva sforzo-deformazione vere e poi inserita con un numero ridotto di punti in *Ansys*®, assicurandosi che questa sia rappresentativa del comportamento del materiale tanto quanto quella “completa” derivante dalla digitalizzazione (figura 4.6).

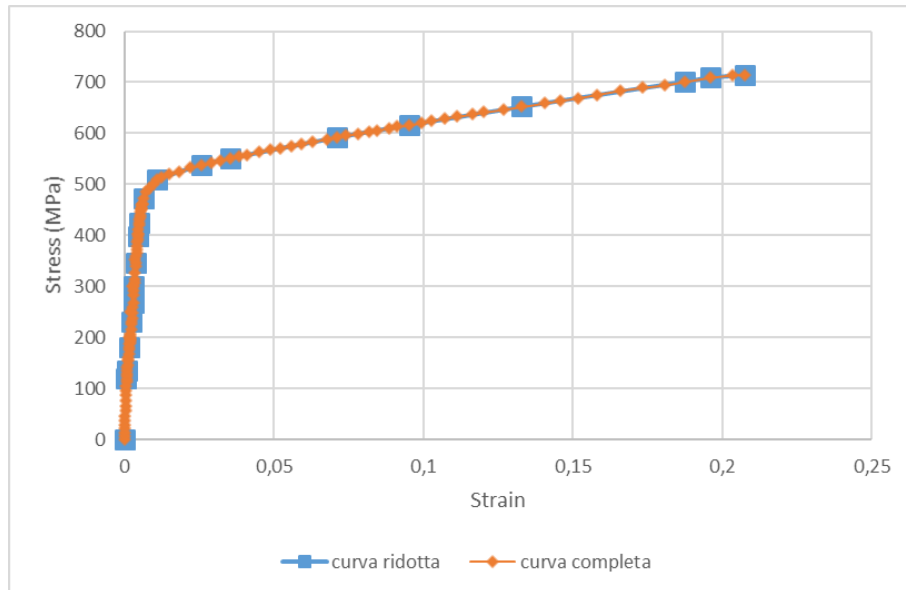


Figura 4.6: confronto tra la curva σ - ϵ vera con n° ridotto di punti, inserita in Ansys®, e la curva con tutti i punti ricavati dalla digitalizzazione

Volendo sottoporre il modello a condizioni al contorno periodiche, i vincoli che sono stati imposti ai modelli sono quelli riportati di seguito con l'ausilio di figura 4.7:

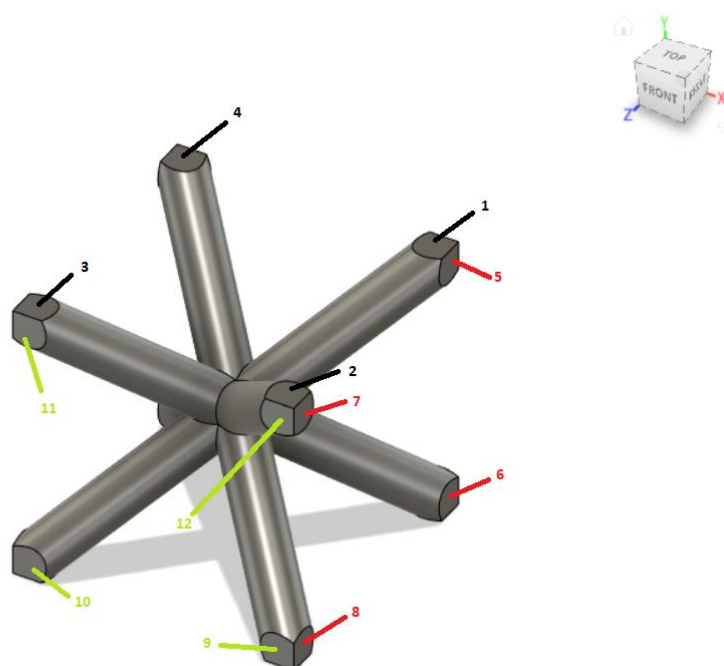


Figura 4.7: vincoli imposti al modello

- uguaglianza degli spostamenti in direzione y (UY) dei nodi appartenenti alle aree 1-2-3-4;

- uguaglianza degli spostamenti in direzione x (UX) dei nodi appartenenti alle aree 5-6-7-8;
- uguaglianza degli spostamenti in direzione z (UZ) dei nodi appartenenti alle aree 9-10-11-12;
- spostamenti nulli in direzione y ($UY=0$) delle aree parallele e simmetriche alle aree 1-2-3-4;
- spostamenti nulli in direzione x ($UX=0$) delle aree parallele e simmetriche alle aree 5-6-7-8;
- spostamenti nulli in direzione z ($UZ=0$) delle aree parallele e simmetriche alle aree 9-10-11-12.

Inerentemente ai carichi imposti, con riferimento sempre alla figura 4.7 è stata applicata una pressione³ sulle aree identificate come 1, 2, 3 e 4, la cui entità varia chiaramente da caso a caso in quanto, sulla base di quanto visto nei capitoli precedenti, all'aumentare del rapporto D/L , e quindi della densità relativa, aumentano le performance meccaniche del materiale a struttura reticolare e quindi il carico necessario per arrivare al regime di densificazione. I valori dei carichi caso per caso sono stati riportati nella tabella 4.3.

Con l'avanzare della deformazione di compressione gli *strut* sovrapposti a un certo punto entrano in contatto, dando inizio alla zona di densificazione: sono stati, perciò, introdotti degli elementi di contatto nel modello. È stato imposto un contatto del tipo flessibile-flessibile tra superfici con gli elementi di tipo *contact* e *target* che sono stati attribuiti agli elementi appartenenti alle aree indicate in figura 4.8 e, ovviamente, a quelle omologhe nelle coppie di *strut* che entreranno in contatto.

³ Nota: in Ansys® applicare una pressione con segno positivo su un'area significa applicare una pressione che ha verso entrante rispetto alla superficie stessa

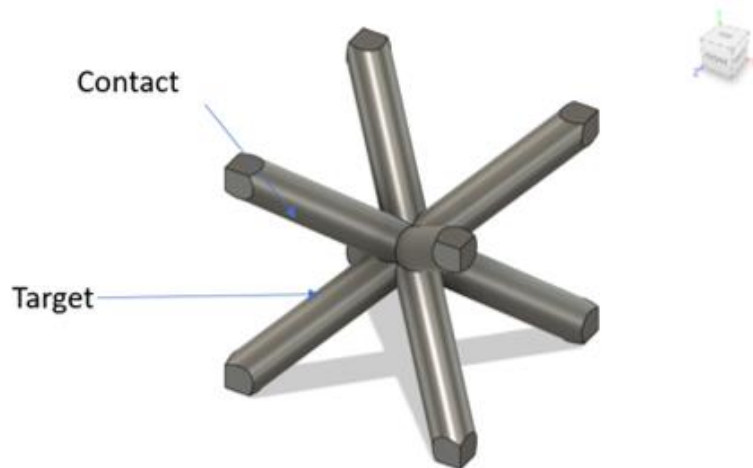


Figura 4.8: assegnazione degli elementi di contatto

Data la presenza di elementi di contatto e a causa del fatto che nel materiale le tensioni escono dal regime lineare elastico, l'analisi svolta è una analisi di tipo non lineare.

Inoltre, dato che durante l'applicazione del carico a livello di *strut* cade l'ipotesi di piccoli spostamenti, si è in presenza anche di una non linearità geometrica, che impone quindi di imporre come opzione di analisi "*large displacement static*".

Per arrivare alla soluzione finale dell'analisi non lineare avendo un numero sufficientemente elevato di punti tale da poter costruire con buona accuratezza la curva σ - ϵ finale, è stata imposta una suddivisione del carico imponendo il numero di *substep*, il numero massimo e minimo di *substep* riportati per ciascuna analisi in tabella 4.3.

Tabella 4.3: dettagli dell'impostazione delle analisi condotte

L (mm)	D (mm)	D/L	Global size (mm)	Carico (MPa)	N°substep	N°sub max	N°sub min	Tempo di calcolo⁴
1,25	0,21	0,168	0,035	275	1000	3000	500	2 h 10 min
1,379	0,21	0,152	0,035	262	1000	3000	500	3 h 10 min
1,6	0,21	0,131	0,0325	256	1000	3000	500	4 h 5 min
2	0,21	0,105	0,0325	250	1000	3000	500	5,5 h
2,5	0,21	0,084	0,035	234	1000	3000	500	5 h
1,25	0,15	0,12	0,0325	260	1000	3000	500	2h 15min
1,25	0,25	0,2	0,04	350	1000	3000	500	1,75h
1,25	0,3	0,24	0,04	625	1000	3000	500	4h
1,25	0,34	0,272	0,04	675	1000	3000	750	7h

In tabella 4.3 sono riportati anche i tempi che sono stati necessari per il calcolo delle varie simulazioni.

4.5 OTTENIMENTO DELLE CURVE SFORZO-DEFORMAZIONE

Una volta concluse le analisi si è passati alla fase di elaborazione dei risultati ottenuti al fine di determinare le curve sforzo-deformazione del materiale dalla cui analisi si possono ricavare le proprietà meccaniche. Per determinare le deformazioni ingegneristiche sono stati presi gli spostamenti in direzione y (UY) del nodo indicato in figura 4.9 per ciascun *substep* di carico e divisi per la dimensione iniziale della cella L .

⁴ Nota: le analisi sono state eseguite su un pc dotato di processore Intel-core i7 9750H, RAM 16 GB, scheda grafica NVIDIA GeForce GTX 1660 Ti con 6 GB di memoria dedicata.

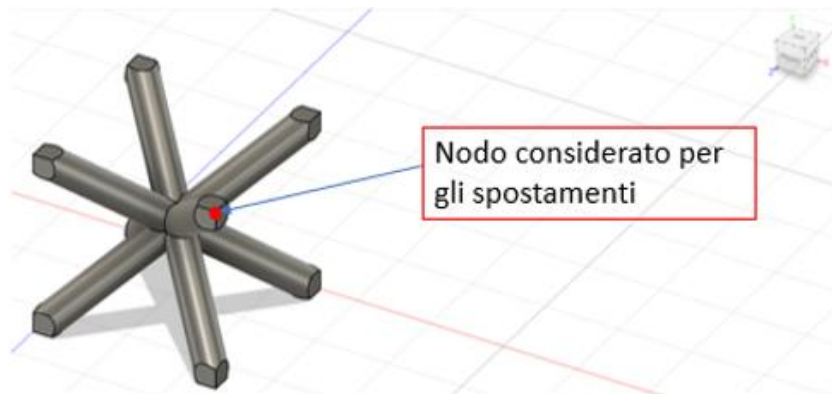


Figura 4.9: nodo preso come riferimento per gli spostamenti

Molto meno immediata è la determinazione del valore di tensione ad ogni *substep*: a ogni *substep* di carico Ansys® associa un valore della variabile TIME, che parte da 0 e sale progressivamente a 1, che corrisponde alla conclusione dell'analisi. Moltiplicando il valore del carico totale applicato per il valore della variabile TIME associato a ciascun *substep* si ottiene il valore della tensione applicata in esso. Tuttavia, il valore di tensione così calcolato non corrisponde alla tensione applicata alla cella unitaria, composta da una struttura solida e da una parte vuota, ma solo alla sua parte solida: la risposta meccanica così calcolata, chiamata “microscopica”, non rappresenta la risposta meccanica, chiamata “macroscopica”, di una cella unitaria di materiale a struttura reticolare inteso come materiale omogeneo. Per calcolare la tensione macroscopica è necessario scalare le tensioni secondo la formula seguente, calcolata imponendo l'uguaglianza della forza applicata:

$$\sigma_{MACRO} = \sigma_{MICRO} * \frac{A_{MICRO}}{A_{MACRO}}$$

dove:

- A_{MACRO} è l'area della superficie macroscopica su cui viene applicato il carico, che corrisponde a L^2 ;
- A_{MICRO} è l'area della superficie microscopica che viene sollecitata, che corrisponde alla somma delle quattro aree uguali ($A_{SUPERFICIE}$) su cui viene applicata la pressione (aree 1, 2, 3 e 4 di figura 4.7).

Alla luce di quanto detto, quindi:

$$\sigma_{MACRO} = \sigma_{MICRO} * \frac{4 * A_{SUPERFICIE}}{L^2}.$$

L'area della superficie su cui viene applicata la pressione, il cui valore è funzione del diametro degli *strut*, è stata ricavata dal modello CAD ed è riportata nella tabella 4.4 sottostante.

Tabella 4.4: valori dell'area della superficie di carico al variare del diametro degli *strut*

D (mm)	A superficie (mm²)
0,21	0,02
0,15	0,01
0,25	0,028
0,3	0,041
0,34	0,052

Grazie a quanto visto è possibile ricavare le curve sforzo-deformazione del materiale.

4.6 RISULTATI: DEFORMATE E CURVE SFORZO-DEFORMAZIONE

Qui di seguito sono riportati i risultati, suddivisi nelle due serie parametriche, ottenuti per ogni valore del rapporto D/L analizzato, per ognuno dei quali è riportata l'immagine della configurazione geometrica deformata finale in cui sono riportati i valori degli spostamenti nodali in direzione y . Verranno dapprima esposti i risultati delle simulazioni a diametro costante (figura 4.10a - figura 4.14a), per i quali sono riportati anche i grafici di confronto tra le curve ottenute numericamente e le curve sperimentali digitalizzate (figura 4.10b - figura 4.14b), poi a seguire i risultati a dimensione della cella costante.

4.6.1 RISULTATI DELL'ANALISI PARAMETRICA A DIAMETRO COSTANTE E CONFRONTI GRAFICI CON LE CURVE SPERIMENTALI

Nel caso in cui il rapporto D/L è pari a 0,168, gli spostamenti in direzione y dei nodi degli elementi che formano la cella unitaria risultano i seguenti:

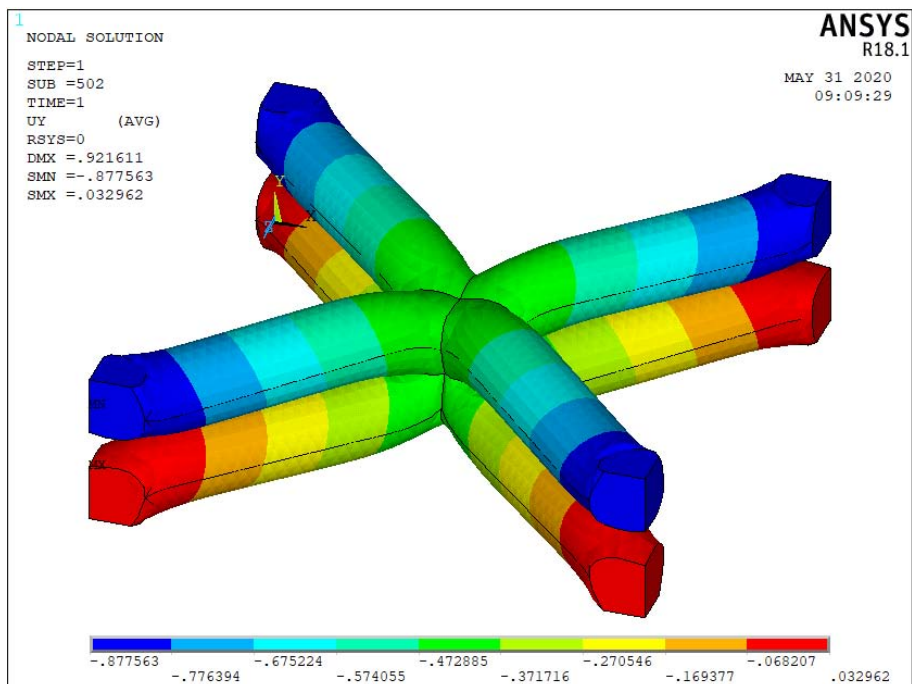


Figura 4.10a: plot degli spostamenti UY (mm) dei nodi per D/L=0,168

Il confronto tra la curva σ - ϵ a compressione ricavata tramite la simulazione e quella sperimentale è il seguente:

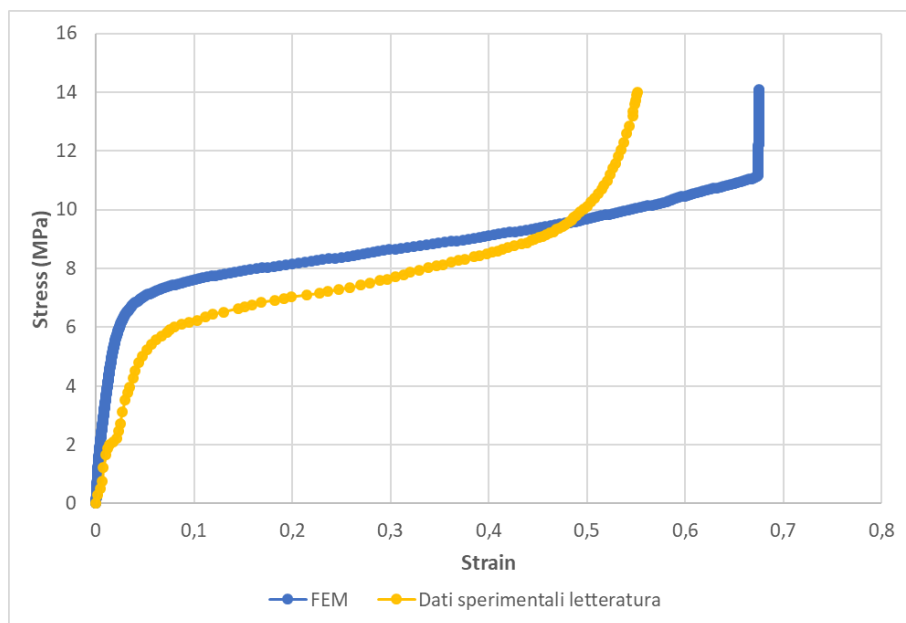


Figura 4.10b: confronto tra risultati dell'analisi FEM e dati sperimentali per D/L=0,168

Nel caso in cui il rapporto D/L è pari a 0,152, gli spostamenti in direzione y dei nodi degli elementi che formano la cella unitaria risultano i seguenti:

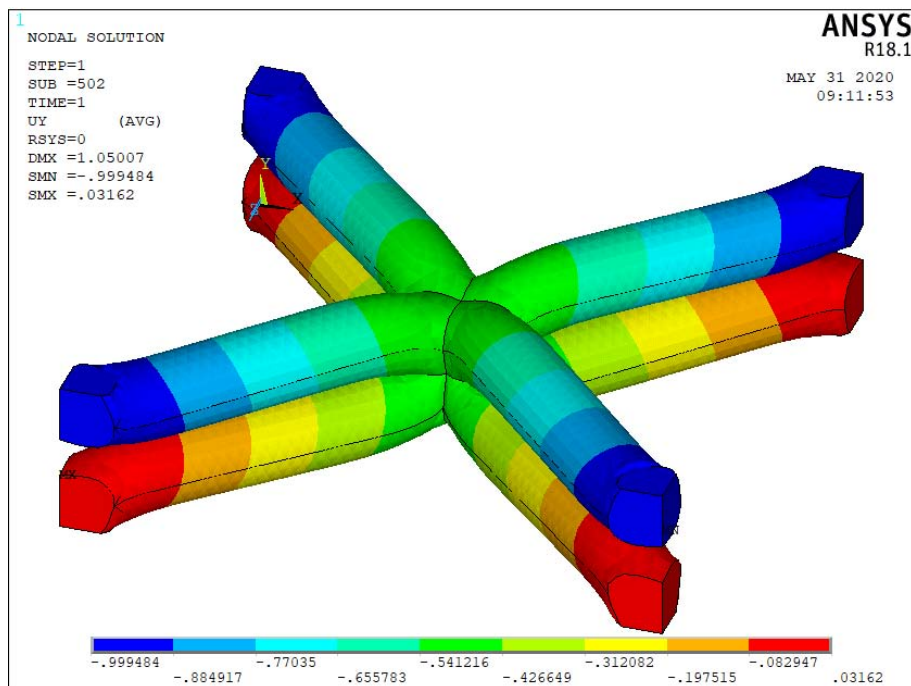


Figura 4.11a: plot degli spostamenti UY (mm) dei nodi per $D/L=0,152$

Il confronto tra la curva σ - ϵ a compressione ricavata tramite la simulazione e quella sperimentale è il seguente:

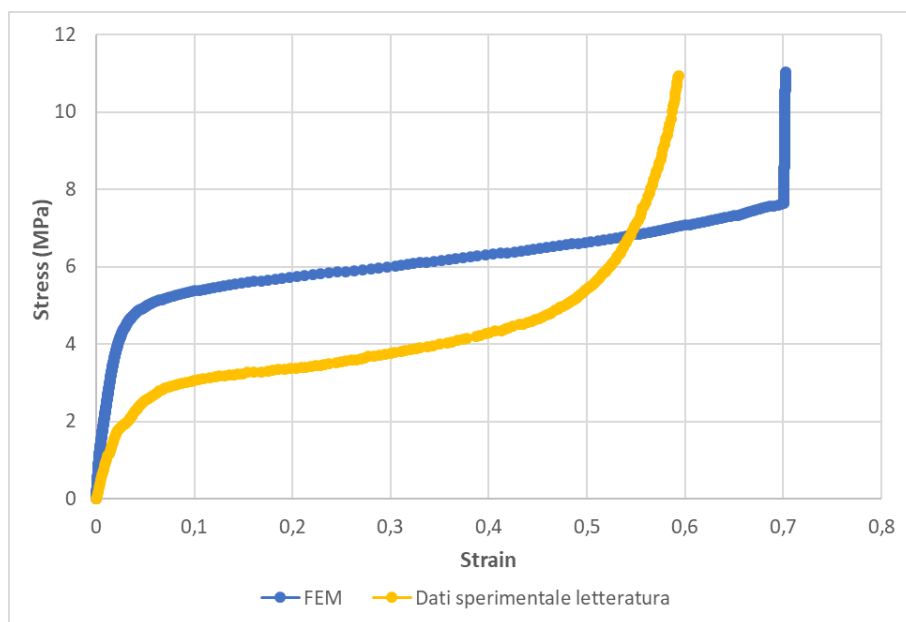


Figura 4.11b: confronto tra risultati dell'analisi FEM e dati sperimentali per $D/L=0,152$

Nel caso in cui il rapporto D/L è pari a 0,131, gli spostamenti in direzione y dei nodi degli elementi che formano la cella unitaria risultano i seguenti:

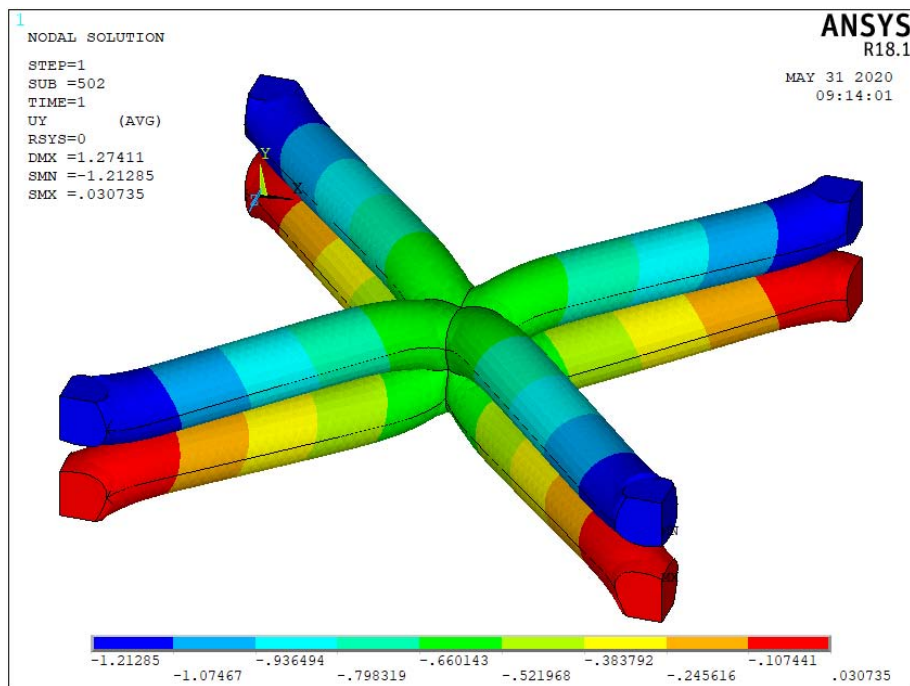


Figura 4.12a: plot degli spostamenti UY (mm) dei nodi per $D/L=0,131$

Il confronto tra la curva σ - ϵ a compressione ricavata tramite la simulazione e quella sperimentale è il seguente:

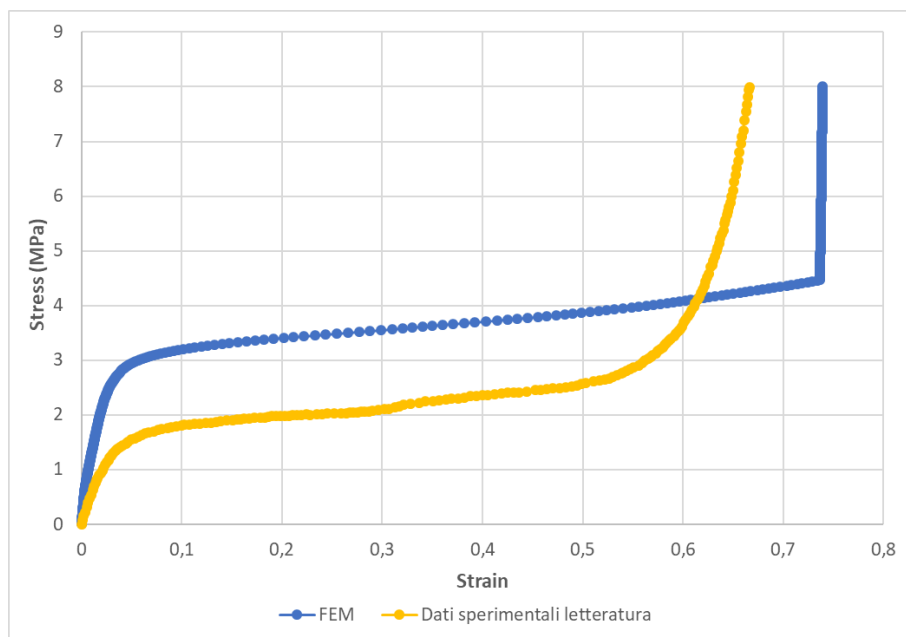


Figura 4.12b: confronto tra risultati dell'analisi FEM e dati sperimentali per $D/L=0,131$

Nel caso in cui il rapporto D/L è pari a 0,105, gli spostamenti in direzione y dei nodi degli elementi che formano la cella unitaria risultano i seguenti:

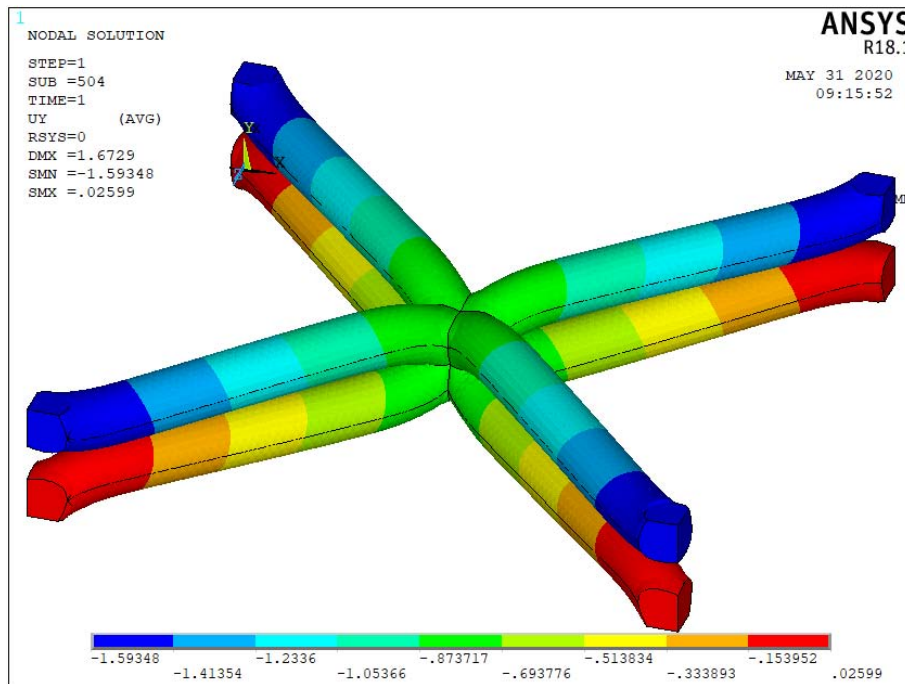


Figura 4.13a: plot degli spostamenti UY (mm) dei nodi per $D/L=0,105$

Il confronto tra la curva σ - ϵ a compressione ricavata tramite la simulazione e quella sperimentale è il seguente:

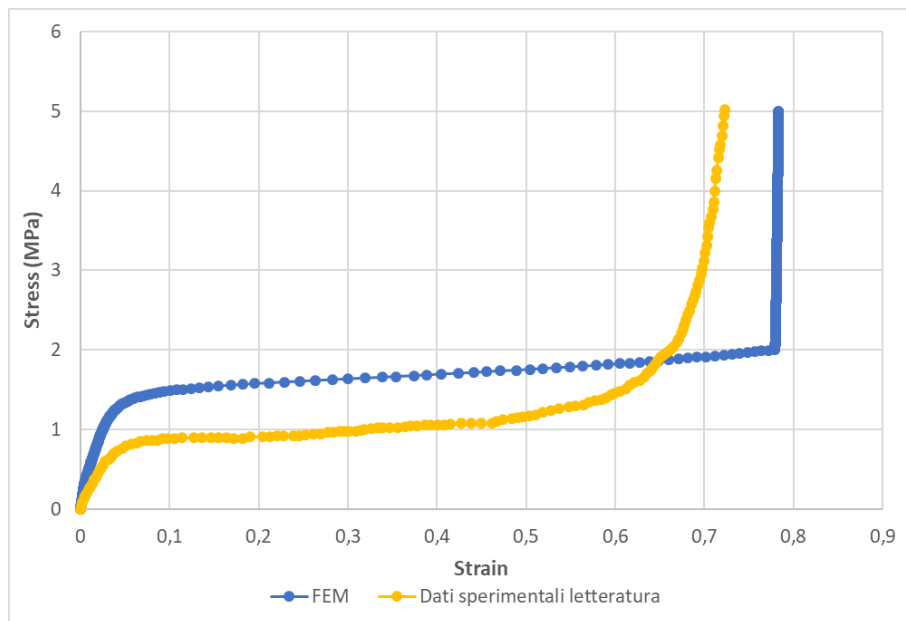


Figura 4.13b: confronto tra risultati dell'analisi FEM e dati sperimentali per $D/L=0,105$

Nel caso in cui il rapporto D/L è pari a 0,084, gli spostamenti in direzione y dei nodi degli elementi che formano la cella unitaria risultano i seguenti:

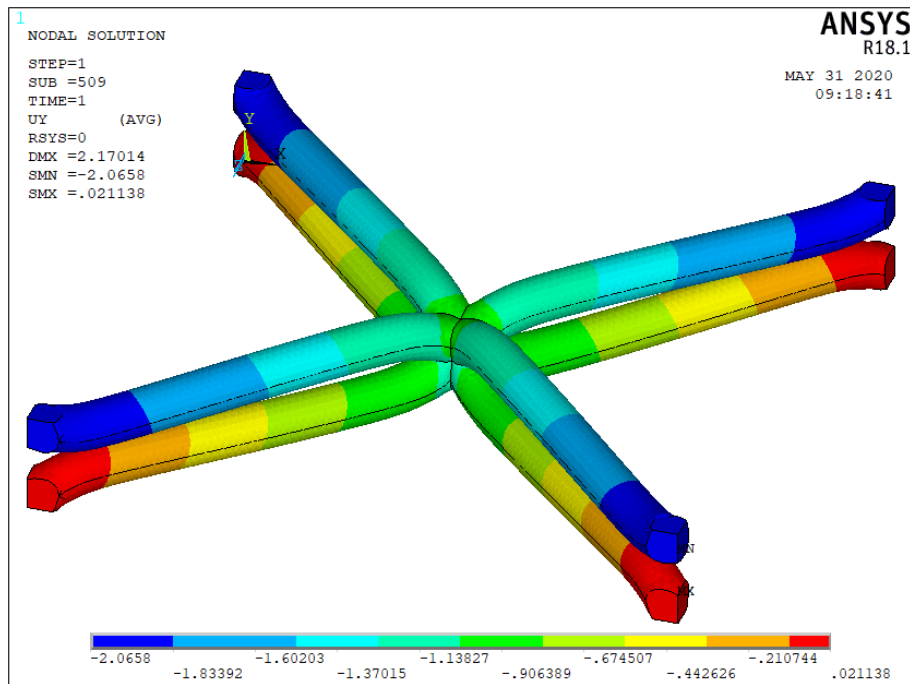


Figura 4.14a: plot degli spostamenti UY (mm) dei nodi per $D/L=0,084$

Il confronto tra la curva σ - ϵ a compressione ricavata tramite la simulazione e quella sperimentale è il seguente:

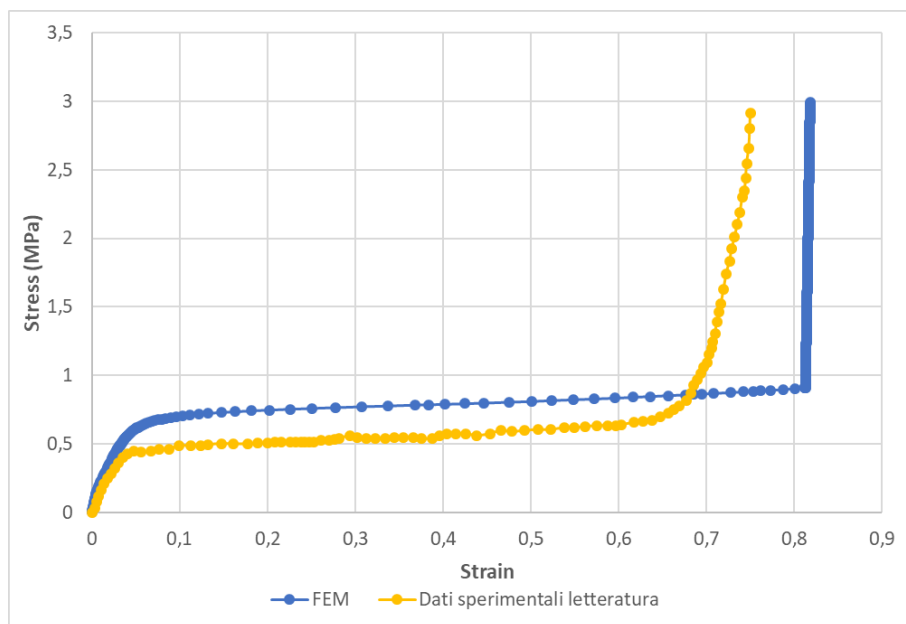


Figura 4.14b: confronto tra risultati dell'analisi FEM e dati sperimentali per $D/L=0,084$

In figura 4.15 è riportato il confronto tra le curve derivanti dall'analisi numerica al variare del rapporto D/L , mantenendo costante il diametro D .

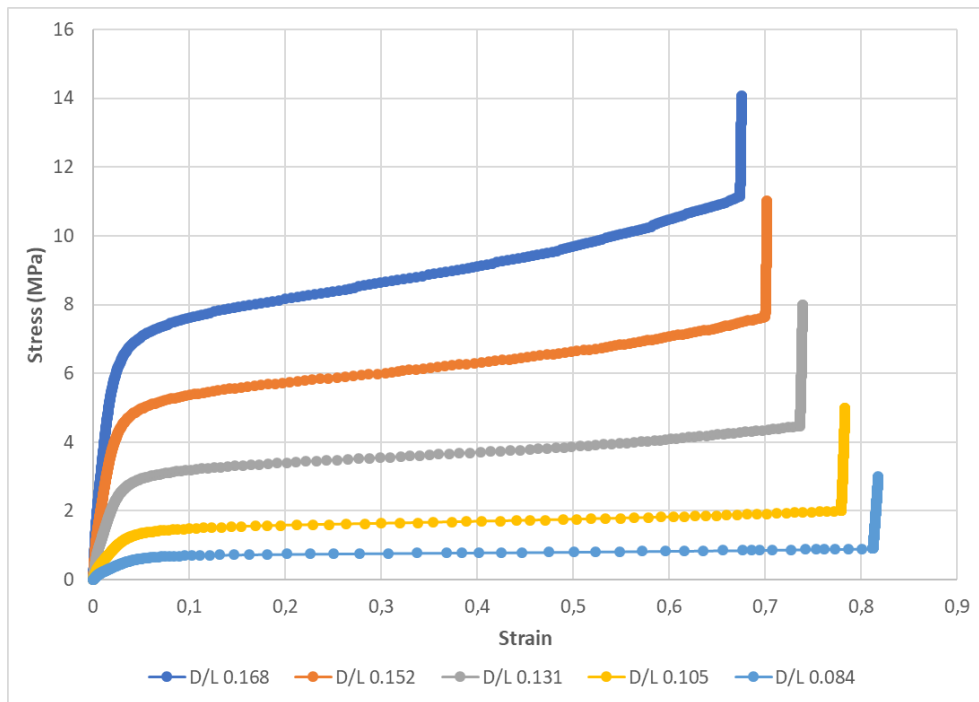


Figura 4.15: confronto tra le curve ottenute dall'analisi FEM a diametro D costante

4.6.2 RISULTATI DELL'ANALISI PARAMETRICA A DIMENSIONE DELLA CELLA UNITARIA COSTANTE

Mantenendo la dimensione della cella costante, pari a 1,25 mm, e variando il diametro degli *strut* secondo quanto indicato in tabella 4.2 sono stati ottenuti i grafici degli spostamenti nodali nella direzione di compressione riportati nelle figure da 4.16 a 4.19, ciascuno caratterizzato dal corrispondente valore di D/L .

Nel caso in cui il rapporto D/L è pari a 0,12, gli spostamenti in direzione y dei nodi degli elementi che formano la cella unitaria risultano i seguenti:

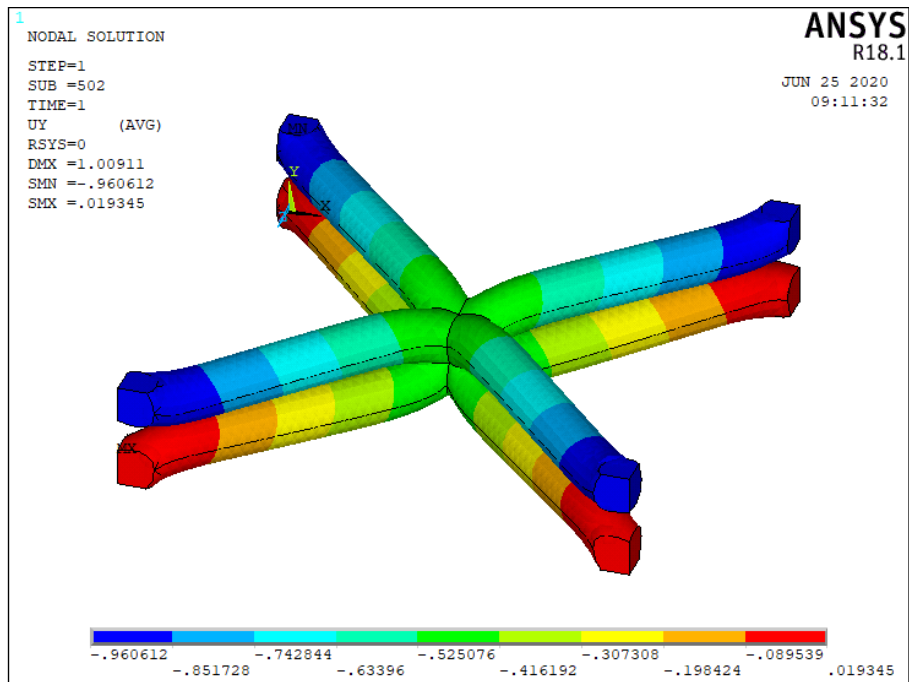


Figura 4.16: plot degli spostamenti UY (mm) dei nodi per $D/L=0,12$

Nel caso in cui il rapporto D/L è pari a 0,2, gli spostamenti in direzione y dei nodi degli elementi che formano la cella unitaria risultano i seguenti:

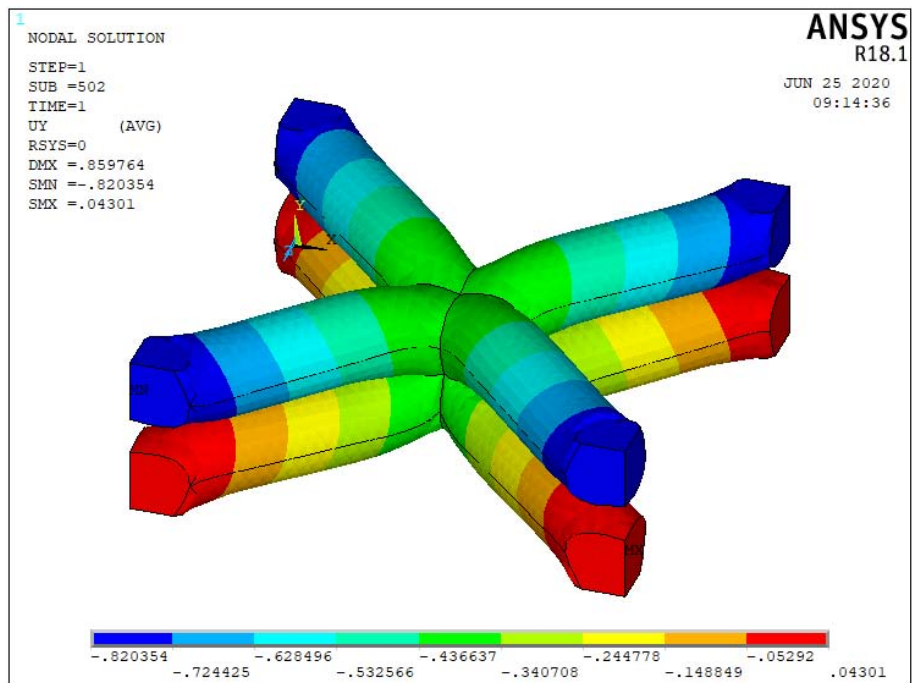


Figura 4.17: plot degli spostamenti UY (mm) dei nodi per $D/L=0,2$

Nel caso in cui il rapporto D/L è pari a 0,24, gli spostamenti in direzione y dei nodi degli elementi che formano la cella unitaria risultano i seguenti:

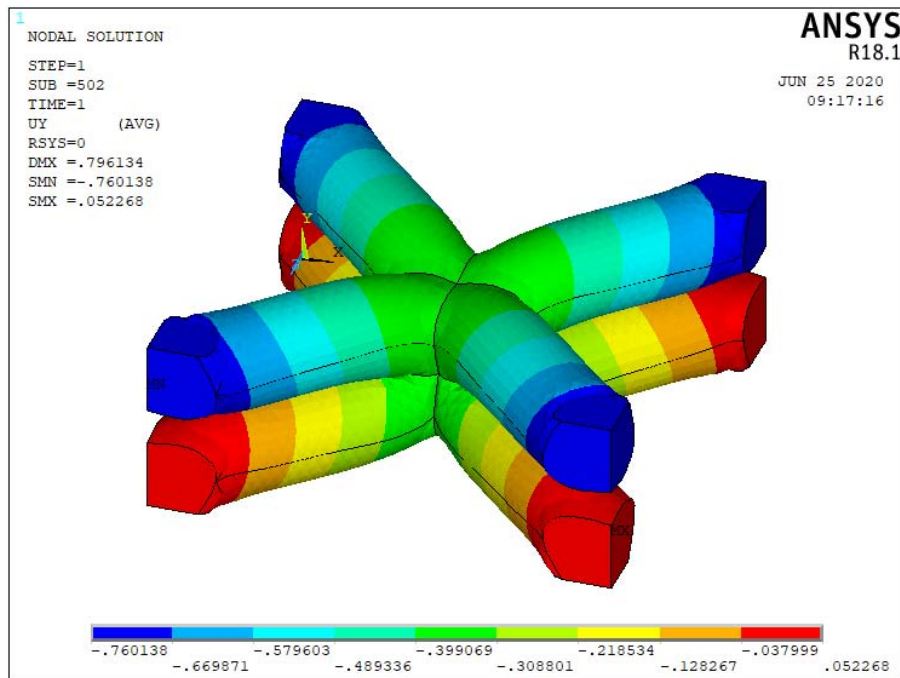


Figura 4.18: plot degli spostamenti UY (mm) dei nodi per $D/L=0,24$

Nel caso in cui il rapporto D/L è pari a 0,272, gli spostamenti in direzione y dei nodi degli elementi che formano la cella unitaria risultano i seguenti:

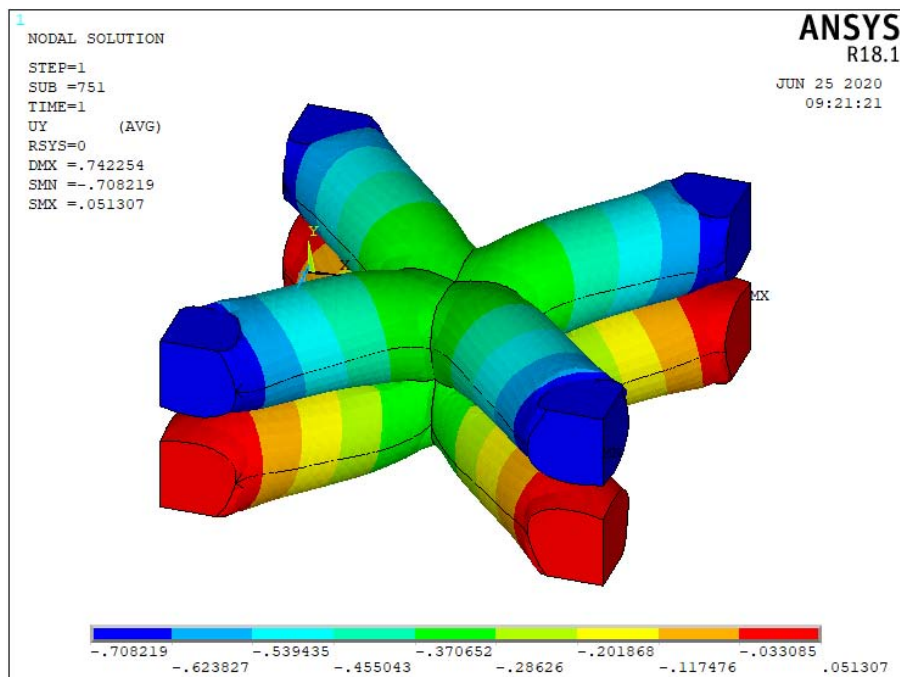


Figura 4.19: plot degli spostamenti UY (mm) dei nodi per $D/L=0,272$

Il confronto tra risultati ottenuti a parità di dimensione della cella L e al variare del diametro degli *strut* D è riportato in figura 4.20.

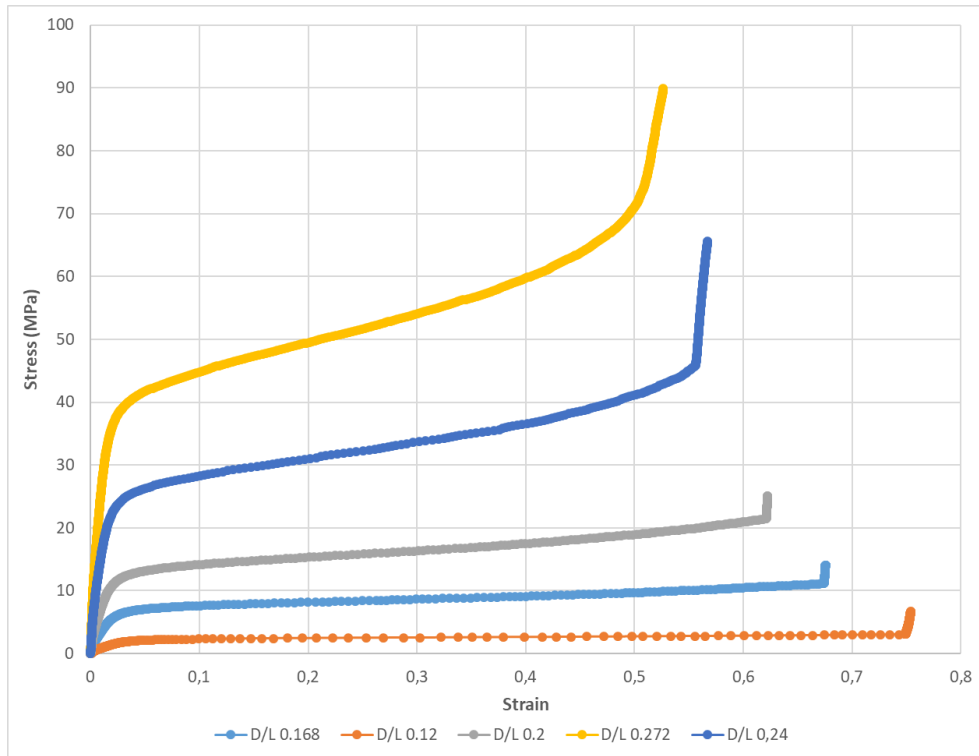


Figura 4.20: confronto tra le curve ottenute dall'analisi FEM a L costante

4.7 ANALISI DELLE CURVE OTTENUTE: CALCOLO MODULO ELASTICO, COLLAPSE STRENGTH E DEFORMAZIONE DI INIZIO DENSIFICAZIONE

Al fine di confrontare i valori delle proprietà meccaniche ottenute numericamente coi dati sperimentali è stato utilizzato il medesimo approccio usato in [55] per la determinazione del modulo elastico e della tensione di inizio plateau plastico (*collapse strength*) dalle curve tensione-deformazione: in particolare, il modulo elastico è stato calcolato facendo la media dei valori dei moduli elastici dei punti delle curve appartenenti al tratto rettilineo iniziale delle curve σ - ϵ , come visibile in figura 4.21 nel caso $D/L=0,168$ dove la linea nera indica il limite considerato, mentre la *collapse strength* è stata calcolata andando a considerare il valore di tensione del primo punto del tratto di plateau plastico, come riportato nell'esempio in figura 4.22.

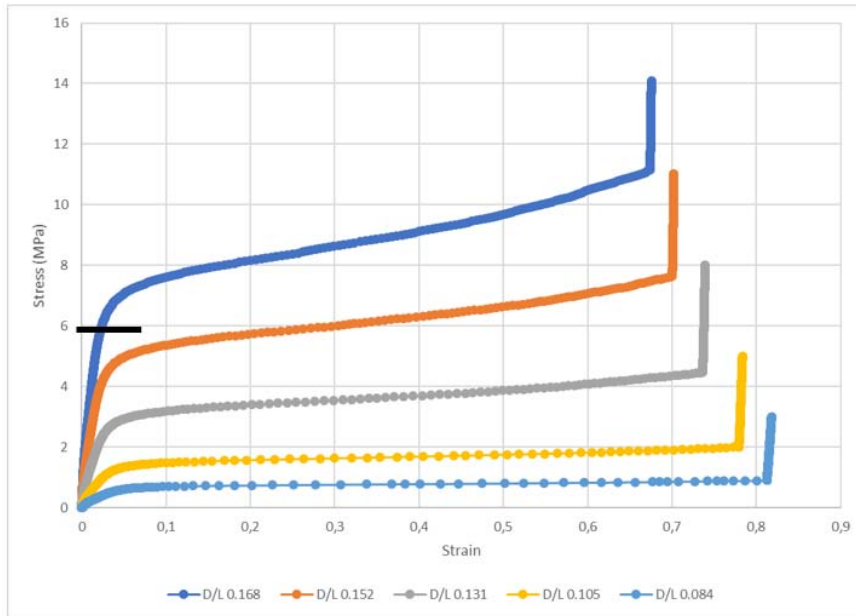


Figura 4.21: approccio utilizzato per la stima del modulo elastico

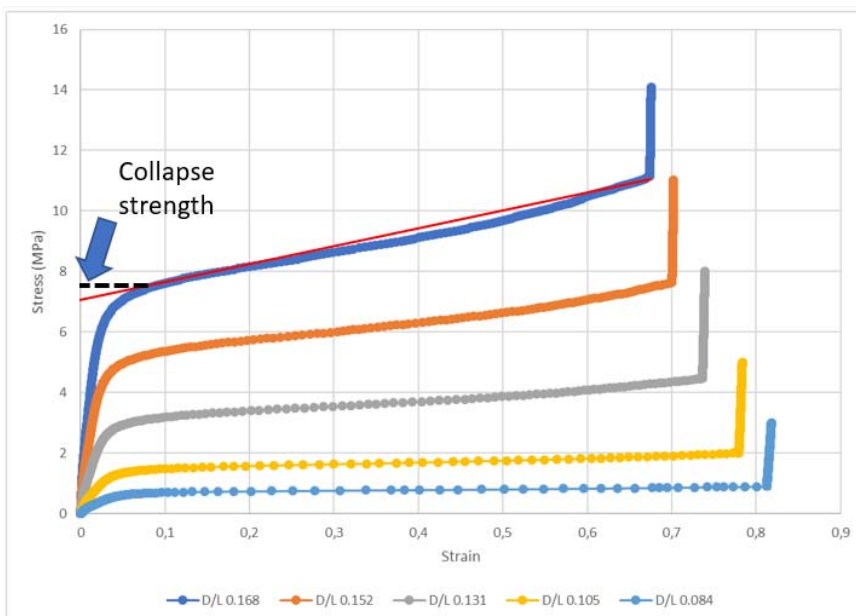


Figura 4.22: approccio utilizzato per la stima della tensione di inizio plateau plastico

Un parametro che non è stato riportato in [55] ma che è stato esaminato in questo lavoro è il valore di deformazione a cui ha inizio il regime di densificazione, ϵ_D . Tale parametro è stato calcolato sia per le curve sperimentali sia per le curve ottenute dall'analisi FEM considerando il valore della deformazione del primo punto successivo al cambio pendenza della curva rispetto alla zona di plateau plastico, come nell'esempio riportato in figura 4.23 per il caso $D/L=0,168$.

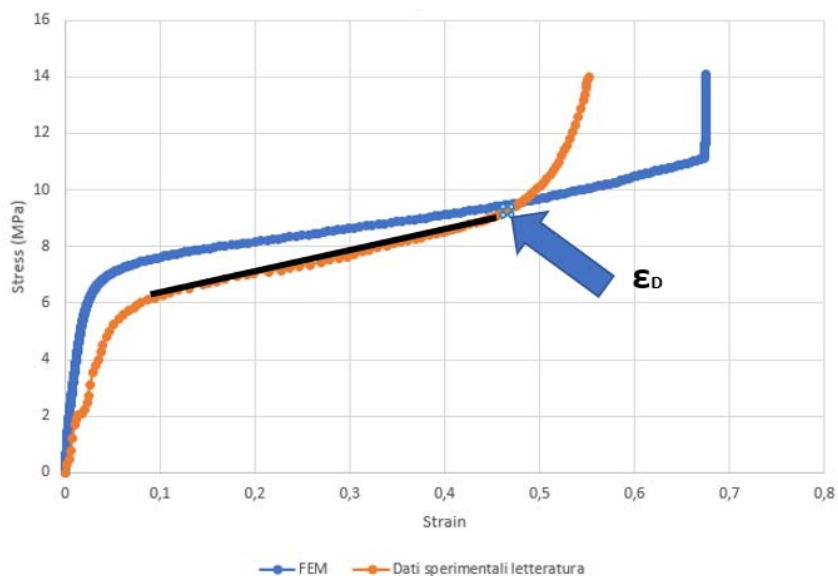


Figura 4.23: approccio utilizzato per la stima della deformazione di inizio densificazione

4.8 RISULTATI: PROPRIETÀ MECCANICHE

I valori di modulo elastico, *collapse strength* e deformazione a cui ha inizio la densificazione, identificati secondo le modalità descritte in precedenza, sono riportati rispettivamente in tabella 4.5, tabella 4.6 e tabella 4.7 per l'analisi parametrica a diametro costante e in tabella 4.8 per l'analisi parametrica a dimensione della cella costante.

4.8.1 ANALISI PARAMETRICA A DIAMETRO COSTANTE E BONTÀ PREVISIONALE

Come già detto le proprietà meccaniche derivanti dalle analisi a diametro costante sono riportate nelle tabelle tabella 4.5, tabella 4.6 e tabella 4.7. In tali tabelle sono presenti, inoltre, i valori indicati in [55] ricavati dalle curve sperimentali e il calcolo della variazione percentuale dei valori trovati numericamente rispetto ai valori sperimentali medi e massimi.

Così come ci si aspettava, confrontando fra loro i risultati, sia numerici che sperimentali, a un aumento della dimensione della cella corrisponde una diminuzione, a parità di diametro degli *strut*, della densità relativa (tabella 4.10) alla quale sono associate

performance meccaniche di rigidezza e resistenza inferiori e un aumento della deformazione di inizio densificazione, come ben visibile nelle tabelle relative e dalle curve numeriche (figura 4.15) e sperimentali (figura 4.4).

Tabella 4.5: confronto tra i moduli elastici da analisi numeriche e da dati sperimentali [55]

D/L	Modulo elastico FEM (MPa)	Modulo elastico medio da letteratura (MPa)	Modulo elastico massimo da letteratura (MPa)	Variazione rispetto al valore medio da letteratura	Variazione rispetto al valore massimo da letteratura
0,168	425,8	370,67	378	+15%	+12,65%
0,152	282,8	203,25	284	+39%	-0,43%
0,131	156,26	108,8	138,8	+43,60%	+12,60%
0,105	75,4	38,86	52,7	+94%	+43%
0,084	20,5	19,48	22,414	+5%	-8,60%

Tabella 4.6: confronto tra le *collapse strength* da analisi numeriche e da dati sperimentali [55]

D/L	<i>Collapse strength</i> FEM (MPa)	<i>Collapse strength</i> media da letteratura (MPa)	<i>Collapse strength</i> massima da letteratura (MPa)	Variazione rispetto al valore medio da letteratura	Variazione rispetto al valore massimo da letteratura
0,168	7,5	5,65	5,89	+32,70%	+27,30%
0,152	5,15	3,02	4	+70,50%	+28,75%
0,131	3	1,84	2,28	+63%	+31,60%
0,105	1,39	0,76	1,025	+82,90%	+35,60%
0,084	0,62	0,44	0,523	+40,90%	+18,50%

Tabella 4.7: confronto tra la deformazione di inizio densificazione da analisi numeriche e da analisi dei dati sperimentali

D/L	ε_D FEM	ε_D letteratura	Variazione FEM rispetto al valore in letteratura
0,168	0,673	0,47	+43,20%
0,152	0,7	0,464	+50,90%
0,131	0,736	0,5506	+33,67%
0,105	0,779	0,58433	+33,30%
0,084	0,8125	0,65633	+23,80%

In termini di bontà previsionale del metodo adottato, dal confronto tra i dati sperimentali e i dati derivanti da analisi numerica emerge come le analisi FEM così impostate tendenzialmente tendano a sovrastimare tutti i parametri considerati. In particolare, la sovrastima media sul modulo elastico è pari al 39%, quella sulla *collapse strength* è pari al 58% e quella sulla deformazione di inizio densificazione pari al 37%. La sovrastima media rispetto ai valori massimi dei parametri forniti da [55] corrisponde, invece, al 11,84% per il modulo elastico e al 28,35% per la tensione di inizio plateau plastico.

Un'altra considerazione che si può fare osservando il confronto fra le curve sperimentali e le curve da simulazione numerica (figura 4.10b - figura 4.14b) è come queste ultime riescano a replicare abbastanza bene l'andamento di quelle sperimentali tranne nel tratto finale dove si passa bruscamente dalla zona di plateau a quella di densificazione anziché avere una transizione "dolce" della curva da un regime all'altro.

4.8.2 ANALISI PARAMETRICA A DIMENSIONE DELLA CELLA UNITARIA COSTANTE

Per quanto riguarda l'analisi parametrica a dimensione della cella costante e pari a 1,25 mm, le curve sforzo-deformazione derivanti da simulazioni numeriche sono state riportate in figura 4.20, anche qui identificate dal loro rapporto D/L . Tali analisi hanno portato ai risultati in termini di proprietà meccaniche riportati in tabella 4.8, per i quali non sono disponibili dati sperimentali per il confronto.

Tabella 4.8: proprietà meccaniche ottenute dall'analisi a dimensione della cella costante

D/L	Modulo elastico FEM (MPa)	Collapse strength FEM (MPa)	ε_D FEM
0,12	93,3	2,273	0,7489
0,168	425,8	7,5	0,673
0,2	950,52	13,735	0,6209
0,24	2181,95	26,86	0,5537
0,272	3846,25	42,35	0,4217

Come nel caso precedente, all'aumentare del diametro degli *strut*, cui corrisponde, a parità di dimensione della cella unitaria, un aumento del rapporto D/L e quindi una densità relativa maggiore (tabella 4.10), le proprietà meccaniche di rigidità e resistenza aumentano, mentre diminuisce la deformazione a cui ha inizio il regime di densificazione.

4.9 CONFRONTO FRA TUTTE LE ANALISI NUMERICHE E RELAZIONI PER LA STIMA DELLE PROPRIETÀ MECCANICHE

Il confronto grafico fra tutte le analisi numeriche svolte è visibile in figura 4.24 dove ciascuna curva è identificata dal relativo rapporto D/L .

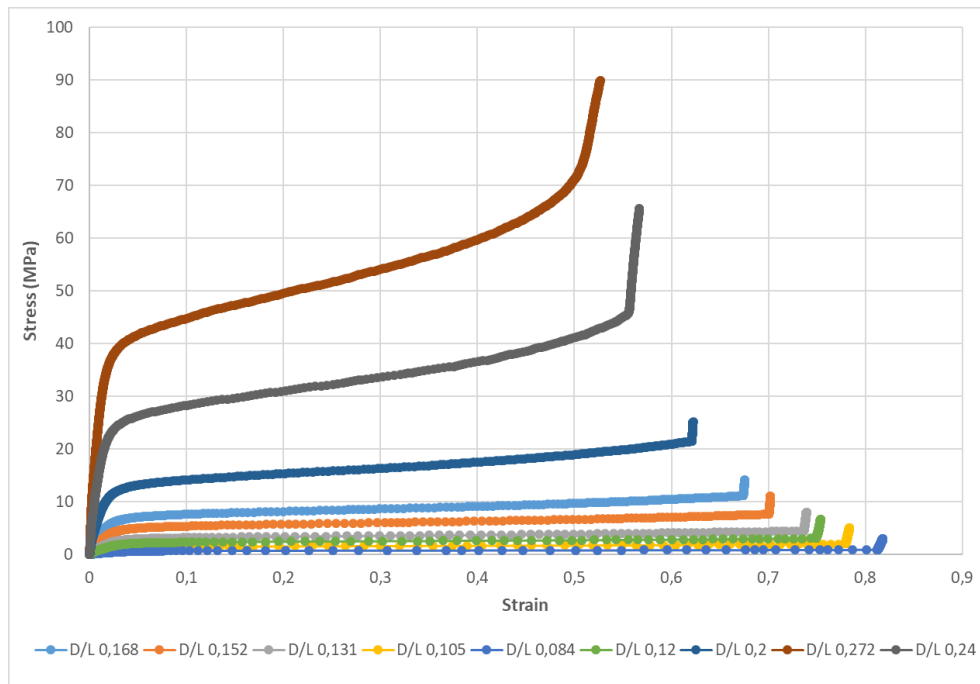


Figura 4.24: confronto grafico fra le curve sforzo-deformazione ricavate dalle simulazioni numeriche

In tabella 4.9, inoltre, sono riportati i valori delle proprietà meccaniche calcolate da ciascuna analisi.

Tabella 4.9: proprietà meccaniche calcolate da tutte le analisi numeriche svolte

D/L	Modulo elastico FEM (MPa)	Collapse strength FEM (MPa)	ϵ_D FEM
0,084	20,5	0,62	0,8125
0,105	75,4	1,39	0,779
0,120	93,3	2,273	0,7489
0,131	156,26	3	0,736
0,152	282,8	5,15	0,7
0,168	425,8	7,5	0,673
0,200	950,52	13,735	0,6209
0,240	2181,95	26,86	0,5537
0,272	3846,25	42,35	0,4217

Analizzando questi dati è possibile ottenere delle relazioni per la stima delle proprietà meccaniche al variare del rapporto D/L valide per la topologia BCC. Plottando i moduli elastici, le *collapse strength* e i valori di deformazione di inizio densificazione in funzione del rapporto D/L si ottengono rispettivamente i grafici di figura 4.25, 4.26 e 4.27.

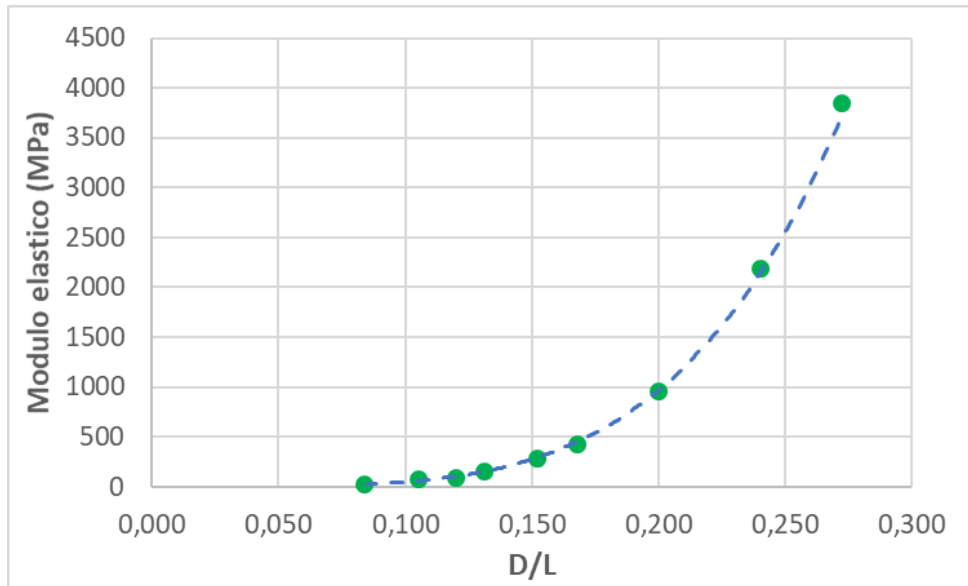


Figura 4.25: andamento del modulo elastico al variare del rapporto D/L

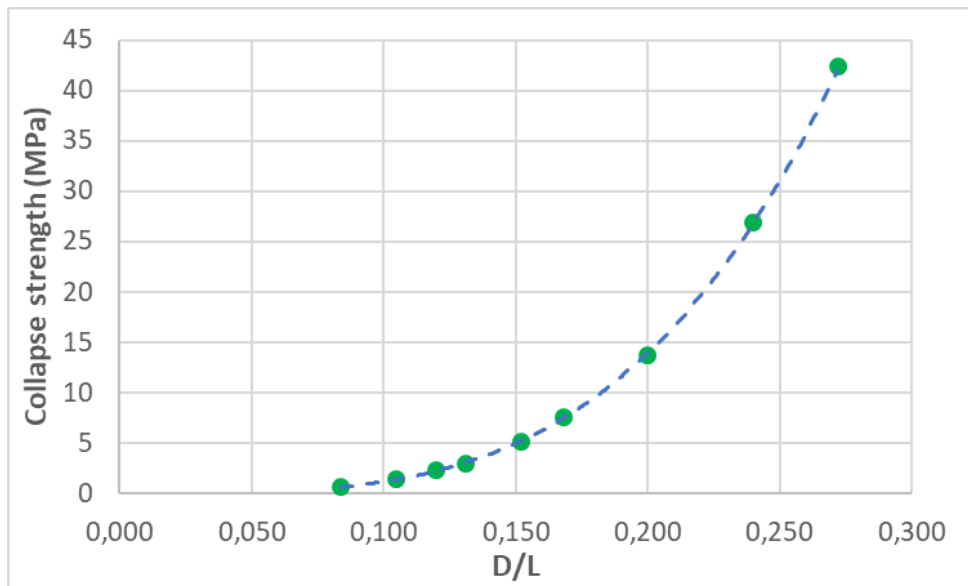


Figura 4.26: andamento della tensione di inizio plateau plastico al variare del rapporto D/L

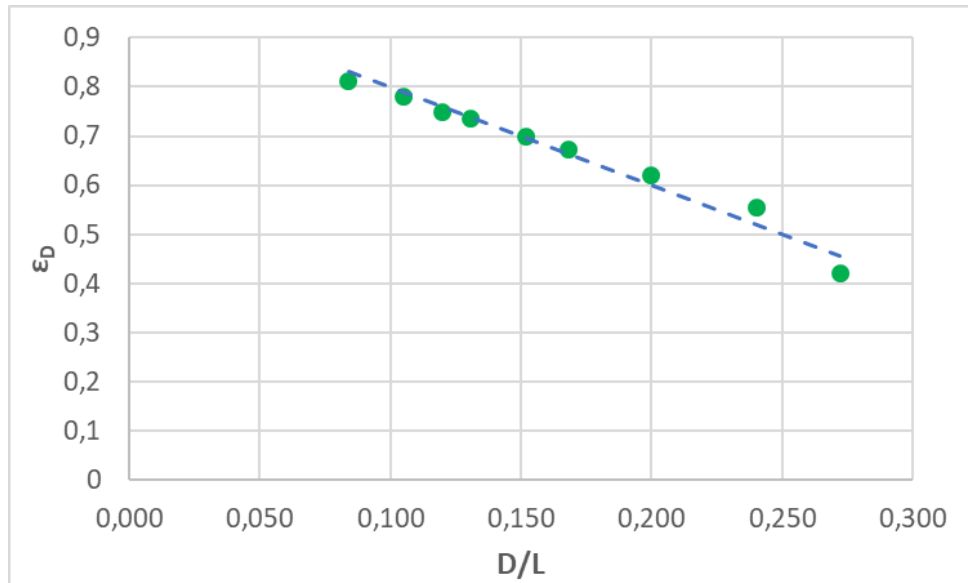


Figura 4.27: andamento della deformazione di inizio densificazione al variare del rapporto D/L

Per il modulo elastico, i dati riportati possono essere ben approssimati (coefficiente di determinazione $R^2 = 0,996$) dalla legge di potenza riportata in figura 4.25 con la linea tratteggiata

$$E = 1 * 10^6 (D/L)^{4,3523}$$

con il modulo elastico espresso in MPa, mentre per i dati relativi alla tensione di inizio plateau plastico espressa in MPa la relazione trovata, con coefficiente di determinazione pari a 0,9999, è

$$\sigma_{pl} = 4472,2 (D/L)^{3,5862}$$

visibile in figura 4.26 (linea tratteggiata). Infine, la regressione sui dati ottenuti per la deformazione di inizio densificazione, imponendo il passaggio per 1 quando il valore di D/L è nullo, ha portato alla relazione

$$\varepsilon_D = -1,9975(D/L) + 1$$

per la quale in coefficiente R^2 è pari a 0,9714 e che è stata plottata in figura 4.27.

Analizzando nuovamente questi dati è possibile ottenere delle relazioni per la stima delle proprietà meccaniche al variare della densità relativa, approccio che, come visto, viene comunemente adottato per i materiali a struttura cellulare in letteratura.

Prima di fare questo, però, è utile ricavare la relazione più volte ribadita in precedenza tra il rapporto D/L e la densità relativa del materiale ρ^*/ρ_s . In tabella 4.10 sono riportati i valori della densità relativa associati a ciascun valore di D/L calcolati come rapporto tra il volume del modello CAD e il cubo della dimensione della cella L .

Tabella 4.10: densità relativa associata a ciascun valore del rapporto D/L

D/L	Volume CAD (mm³)	L³ (mm³)	ρ^*/ρ_s
0,084	0,555	15,625	0,0355
0,105	0,435	8	0,0544
0,120	0,137	1,9531	0,0701
0,131	0,339	4,096	0,083
0,152	0,286	2,6223	0,1091
0,168	0,255	1,9531	0,1306
0,200	0,349	1,9531	0,1787
0,240	0,48	1,9531	0,2458
0,272	0,594	1,9531	0,3041

Plottando la densità relativa in funzione del rapporto D/L il risultato che si ottiene è il grafico di figura 4.28.

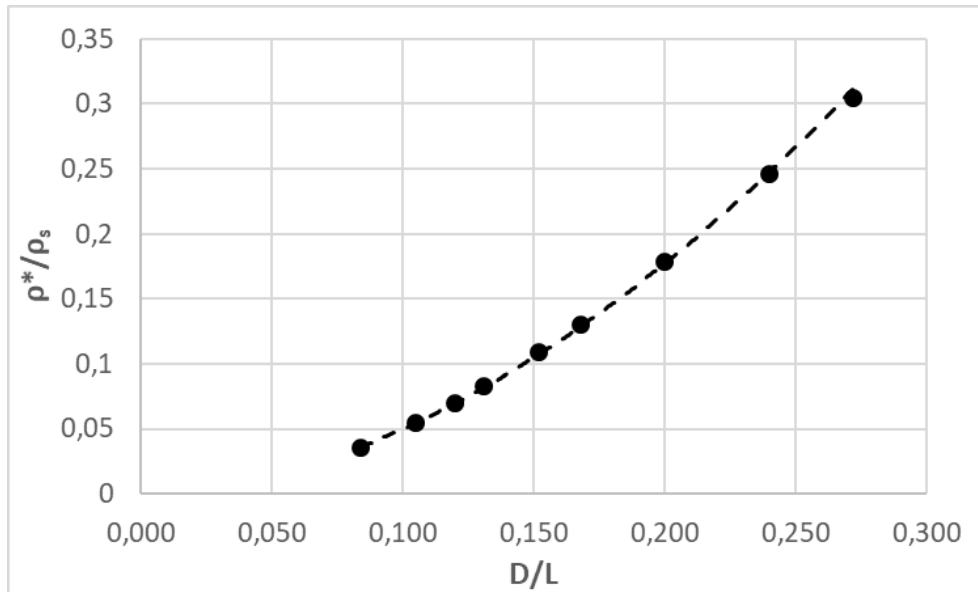


Figura 4.28: andamento della densità relativa al variare del rapporto D/L

I dati possono essere ben approssimati (coefficiente di determinazione $R^2 = 0,9996$) dalla legge di potenza, plottata in figura 4.28 (linea tratteggiata),

$$\rho^*/\rho_s = 3,3543 \left(\frac{D}{L}\right)^{1,827}$$

risultato che si avvicina a quanto visto nel capitolo 2 dove l'esponente è stato definito pari a 2.

Plottando i valori dei moduli elastici ottenuti numericamente in funzione della densità relativa si arriva al grafico riportato in figura 4.29.

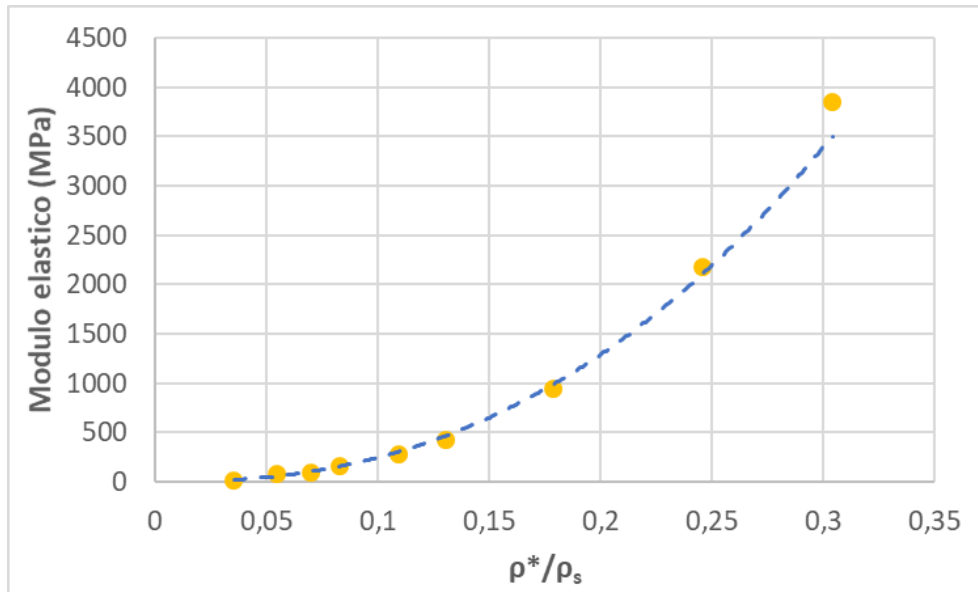


Figura 4.29: andamento del modulo elastico al variare della densità relativa

In questo caso la regressione sui risultati ottenuti ha portato a identificare una relazione tra modulo elastico, espresso in MPa, e densità relativa del tipo

$$E = 59605 \left(\rho^* / \rho_s \right)^{2,3806}$$

con un valore del coefficiente di determinazione R^2 pari a 0,9951. Tale legge di potenza è visibile in figura 4.29 (linea tratteggiata). Il valore dell'esponente trovato si discosta sia dal valore proposto da Ashby [2], pari a 2, che da quello proposto in tabella 2.1 per la topologia BCC (1,71).

Per quanto riguarda il valore trovato numericamente della tensione di inizio plateau plastico, il grafico che ne riporta l'andamento in funzione della densità relativa è riportato in figura 4.30.

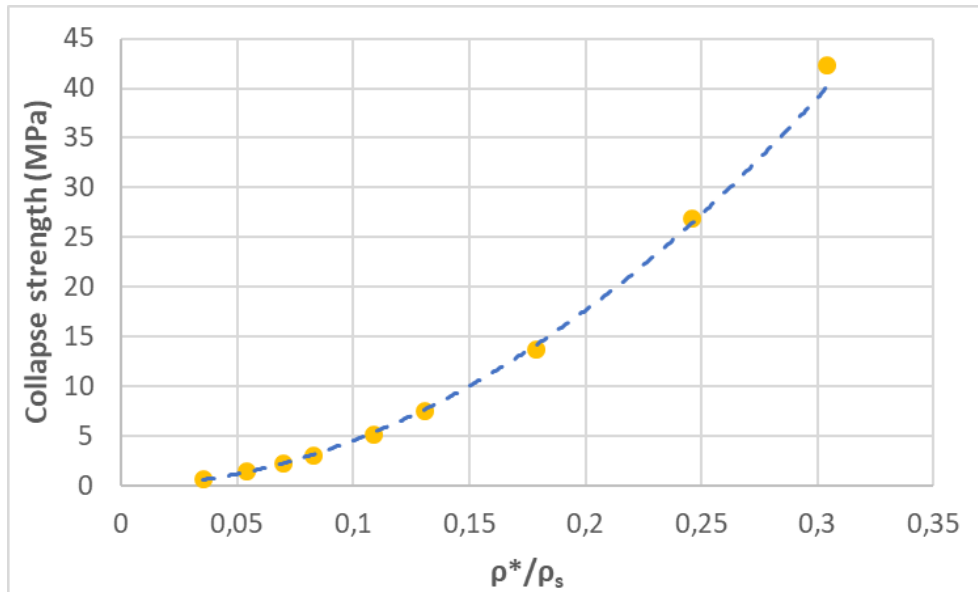


Figura 4.30: andamento della tensione di inizio plateau plastico al variare della densità relativa

In questo caso la regressione sui dati ha portato a una relazione, dove il valore della tensione è espresso in MPa, del tipo

$$\sigma_{pl} = 414,85 \left(\rho^* / \rho_s \right)^{1,9619}$$

con un valore del coefficiente di determinazione R^2 pari a 0,9994. Tale legge di potenza è visibile in figura 4.30 (linea tratteggiata). Il valore dell'esponente anche in questo caso si discosta sia dal valore proposto da Ashby [2], pari a 1,5, che da quello proposto in tabella 2.1 per la topologia BCC (1,14).

Infine, l'andamento della deformazione a cui ha inizio il regime di densificazione al variare della densità relativa è riportato in figura 4.31.

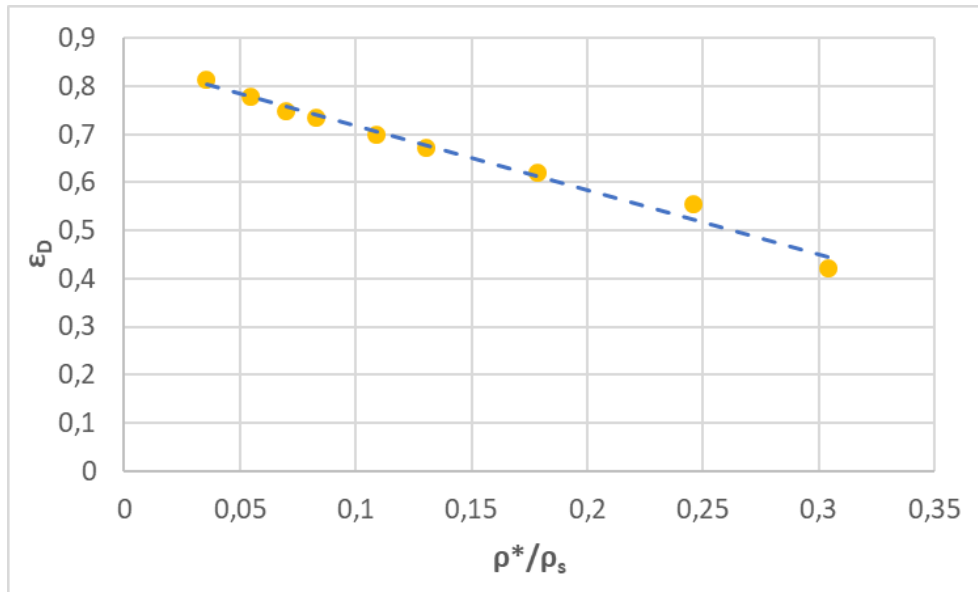


Figura 4.31: andamento della deformazione di inizio densificazione al variare della densità relativa

La regressione sui dati ha portato a ottenere, per l'intervallo di densità relativa considerato, una relazione del tipo

$$\varepsilon_D = -1,3373 \left(\rho^* / \rho_s \right) + 0,8517$$

con un valore del coefficiente di determinazione R^2 pari a 0,9853. Il grafico di questa funzione è visibile in figura 4.31 (linea tratteggiata).

4.10 CONCLUSIONI

Le simulazioni numeriche, condotte utilizzando un approccio del tipo *unit-cell* con un modello geometrico ideale al fine di contenere il costo computazionale, si ponevano come obiettivo la stima delle performance meccaniche di un materiale a struttura reticolare con topologia della cella unitaria cubica a corpo centrato in acciaio *AISI 316L* e la loro variazione al variare dei parametri geometrici considerati. Al fine di tenere conto in una certa misura dei difetti interni indotti dal processo produttivo sulle prestazioni meccaniche sono state utilizzate le proprietà meccaniche dell'*AISI 316L* prodotto via fusione laser selettiva.

Entrambe le serie di simulazioni numeriche parametriche delle prove di compressione hanno dimostrato, coerentemente a quanto ci si aspettava, un aumento sia del modulo elastico che della tensione di inizio plateau plastico e una diminuzione della deformazione di inizio densificazione all'aumentare del valore del rapporto D/L .

L'altro obiettivo posto, ovvero l'analisi dell'accuratezza previsionale del metodo, ha portato alla luce come l'uso di un approccio simulativo *unit-cell* e di una geometria ideale della cella unitaria, quindi priva di difetti geometrici, comporti una sovrastima delle prestazioni meccaniche del materiale, che mediamente è pari rispettivamente al 39%, al 58% e al 37% per il modulo elastico, la *collapse strength* e la deformazione di inizio del regime di densificazione.

È utile osservare come l'entità della sovrastima delle proprietà meccaniche dipenda dai dati sperimentali considerati, i quali dipendono dall'entità dei difetti, sia geometrici che interni, presentati che dipende a sua volta dai parametri di processo utilizzati. Pertanto, i valori di sovrastima media trovati sono da considerarsi indicativi e potrebbero essere resi più "universali" andando a considerare un campione più esteso di materiali a struttura reticolare con le stesse caratteristiche geometriche ma prodotti con diversi parametri di processo.

Sono state ricavate, inoltre, le relazioni per la stima delle proprietà meccaniche in funzione sia del rapporto D/L che della densità relativa per il caso specifico della topologia della cella unitaria cubica a corpo centrato. Confrontando i valori degli esponenti delle leggi di potenza ottenute numericamente con quelli già presenti in letteratura si nota come quelli trovati dalle analisi numeriche in genere superino quelli proposti.

In conclusione, per il caso considerato si può affermare che l'approccio e le ipotesi utilizzate costituiscono un metodo valido e dal ridotto costo computazionale per la stima delle proprietà meccaniche a compressione considerate. Le relazioni per la stima delle proprietà meccaniche ottenute possono essere utilizzate, pertanto, per il calcolo delle performance meccaniche per la topologia BCC e il materiale costituente considerati, tenendo conto che i risultati da esse derivanti risultano sovrastimati secondo i valori riportati.

BIBLIOGRAFIA

- [1] L. Gibson, M. Ashby, “Cellular Solids: Structure and properties”, second ed., Cambridge University Press, 1997
- [2] Ashby M. F., “The properties of foams and lattices” *Phil. Trans. R. Soc. A Math. Phys. Eng. Sci.* 364, 2005
- [3] Messner M.C., “Optimal lattice-structured materials”, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 96, 2016
- [4] Maconachie T., Leary M., Lozanovski B., Zhang X., Qian M., Faruque O., Brandt M., “SLM lattice structures: Properties, performance, applications and challenges”, *Materials and design* 183, 2019
- [5] Arabnejad S., Johnston B., Tanzer M., Pasini D., “Fully porous 3D printed titanium femoral stem to reduce stress-shielding following total hip arthroplasty”, *Journal of Orthopaedic Research* 35, 2017
- [6] Kok Y., Tan X.P., Wang P., Nai M.L.S., Loh N.H., Liu E., Tor S.B., “Anisotropy and heterogeneity of microstructure and mechanical properties in metal additive manufacturing: a critical review”, *Materials and Design* 139, 2018
- [7] Lewandowski J.J., Seifi M., “Metal Additive Manufacturing: a review of mechanical properties”, *Materials Science-Annual Review of Materials Research*, 2016
- [8] Liu S., Shin Y.C., “Additive manufacturing of Ti6Al4V alloy: a review”, *Materials and Design* 164, 2019
- [9] Everhart W., Sawyer E., Neidt T., Dinardo J., Brown B., “The effect of surface finish on tensile behavior of additively manufactured tensile bars”, *J. Mater. Sci.* 51, 2016
- [10] Koehnen P., Haase C., Bueltmann J., Ziegler S., Schleifenbaum J.H., Bleck W., “Mechanical properties and deformation behavior of additively manufactured lattice structures of stainless steel”, *Materials and Design* 145, 2018
- [11] Deshpande V.S., Ashby M.F., Fleck N.A., “Foam topology bending versus stretching dominated architectures”, *Acta Materialia*, 2001

- [12] Bauer J., Schaedler T.A., Meza L., Schwaiger R., “Nanolattices: an emerging class of mechanical metamaterials”, *Advanced Materials*, 2017
- [13] Leary M., Mazur M., Williams H., Yang E., Alghamdi A., Lozanovski B., Zhang X., Shidid D., Farahbod-Sternahl L., Witt G., Kelbassa I., Choong P., Qian M., Brandt M., “Inconel 625 lattice structures manufactured by selective laser melting(SLM): mechanical properties, deformation and failure modes”, *Materials and Design* 157, 2018
- [14] Luxner M.H., Stampfl J.,Pettermann H.E., “Linear and nonlinear numerical investigations of regular open cell structures”,November 14-19 2004 ASME International Mechanical Engineering Congress
- [15] Elsayed H., Rebesan P., Giacomello G., Pasetto M., Gardin C., Ferroni L., Zavan B., Biasetto L., “Direct ink writing of porous titanium (Ti6Al4V) lattice structures”, *Materials Science & Engineering C* 103, 2019
- [16] Lei H., Li C., Meng J., Zhou H., Liu Y., Zhang X., Wang P., Fang D., “Evaluation of compressive properties of SLM-fabricated multi-layer lattice structures by experimental test and μ -CT-based finite element analysis”, *Materials and design* 19, 2019
- [17] List F.A., Dehoff R.R., Lowe L.E., Sames W.J., “Properties of Inconel 625 mesh structures grown by electron beam additive manufacturing”, *Materials Science & Engineering A* 615, 2014
- [18] Van Bael S., Kerckhofs G., Moesen M., Pyka G., Schrooten J., Kruth J.P.,”Micro-CT-based improvement of geometrical and mechanical controllability of selective laser melted Ti6Al4V porous structures”, *MaterialsScience and Engineering A* 528, 2011
- [19] Echeta I., Feng X., Dutton B., Leach R., Piano S., “Review of defects in lattice structures manufactured by powder bed fusion”, *The international journal of advanced manufacturing technology*, 2019
- [20] Dallago M., “Experimental and numerical investigation of the micromechanical behavior of Selective Laser Melted Ti6Al4V cellular lattices for biomedical applications”, *Doctoral Thesis* 2019

- [21] Dallago M., Zanini F., Carmignato S., Pasini D., Benedetti M., “Effect of the geometrical defectiveness on the mechanical properties of SLM biomedical Ti6Al4V lattices”, *Procedia Structural Integrity* 13 (2018), pp.161-167
- [22] Naghieh S., Karamooz Ravari M.R., Badrossamay M., Foroozmehr E., Kadkhodaei M., “Numerical investigation of the mechanical properties of the additive manufactured bone scaffolds fabricated by FDM: the effect of layer penetration and post-heating”, *Journal of the mechanical behavior of biomedical materials* 59, 2016
- [23] Leary M., Mazur M., Elambasseril J., McMillan M., Chirent T., Sun Y., Qian M., Easton M., Brandt M., “Selective laser melting (SLM) of AlSi12Mg lattice structures”, *Materials and Design* 98, 2016
- [24] Tang Y., Zhou Y., Hoff T., Garon M., Zhao F.Y., “Elastic modulus of 316 stainless steel lattice structure fabricated via binder jetting process”, *Materials Science and Technology*, 2015
- [25] Karamooz Ravari M.R., Kadkhodaei M., “A computationally efficient modeling approach for predicting mechanical behavior of cellular lattice structures”, *Journal of materials engineering and performance*, 2014
- [26] Karamooz Ravari M.R., Kadkhodaei M., Badrossamay M., Rezaei R., “Numerical investigation on mechanical properties of cellular lattice structures fabricated by fused deposition modeling “, *International Journal of Mechanical Sciences* 88, 2014
- [27] Zargarian A., Esfahanian M., Kadkhodapour J., Ziaei-Rad S., “Numerical simulation of the fatigue behavior of additive manufactured titanium porous lattice structures”, *Materials Science and Engineering C* 60, 2016
- [28] Yavari S.A., Wauthle R., Van der Stok J., Riemslog A.C., Janssen M., Mulier M., Kruth J.P., Schrooten J., Weinans H., Zadpoor A.A., “Fatigue behavior of porous biomaterials manufactured using selective laser melting”, *Materials Science and Engineering C* 33, 2013
- [29] Lietaert K., Cutolo A., Boey D., Van Hooreweder B., “Fatigue life of additively manufactured Ti6Al4V scaffolds under tension-tension, tension-compression and compression-compression fatigue load”, *Scientific Reports* 8, 2018

- [30] Liu Y.J., Wang H.L., Li S.J., Wang S.G., Wang W.J., Hou W.T., Hao Y.L., Yang R., Zhang L.C., “Compressive and fatigue behavior of beta-type titanium porous structures fabricated by electron beam melting”, *Acta Materialia* 126, 2017
- [31] Yavari S.A., Ahmedi S.M., Weinans H., Zadpoor A. A., “Relationship between unit cell type and porosity and the fatigue behavior of selective laser melted meta-biomaterials”, *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials* 43, 2015
- [32] Zargarian A., Esfahanian M., Kadkhodapour J., Ziaei-Rad S., Zamani D., “On the fatigue behavior of additive manufactured lattice structures”, *Theoretical and Applied Fracture Mechanics* 100, 2019
- [33] de Krijger J., Rans C., Van Hooreweder B., Lietaert K., Poursan B., Zadpoor A.A., “Effects of applied stress ratio on the fatigue behavior of additively manufactured porous biomaterials under compressive loading”, *J Mech Behav Biomed Mater* 70, 2017
- [34] Souza J., Grossmann A., Mittelstedt C., “Micromechanical analysis of the effective properties of lattice structures in additive manufacturing”, *Additive manufacturing*, 2018
- [35] Xu Y., Zhang H., Savija B., Chaves Figueiredo S., Schlangen E., “Deformation and fracture of 3D printed disordered lattice materials: experiments and modeling”, *Materials and Design* 162, 2019
- [36] Lozanovski B., Leary M., Tran P., Shidid D., Qian M., Choong P., Brandt M., “Computational modelling of strut defects in SLM manufactured lattice structures”, *Materials and Design* 171, 2019
- [37] Maamoun A.H., Xue J., Elbestawi M., Veldhuis S.C., “Effect of Selective Laser Melting Process Parameters on the Quality of Al Alloy Parts: Powder Characterization, Density, Surface Roughness, and Dimensional Accuracy”, *Materials* 11, 2018
- [38] Ren D., Li S., Wang H., Hou W., Hao Y., Jin W., Yang R., Devesh Misra R.K., Murr L.E., “Fatigue behavior of Ti-6AL-4V cellular structures fabricated by additive manufacturing technique”, *Journal of Materials Science & Technology* 35, 2019
- [39] Ashouri D., Voshage M., Burkamp K., Kunz J., Bezold A., Schleifenbaum J.H., Broeckmann C., “Mechanical Behaviour of Additive Manufactured 316L f2ccz Lattice Structure Under Static and Cyclic Loading”, *International Journal of Fatigue*, 2020

- [40] Boniotti L., Beretta S., Patriarca L., Rigoni L., Foletti S., “Experimental and numerical investigation on compressive fatigue strength of lattice structures of AlSi7Mg manufactured by SLM”, *International Journal of Fatigue* 128, 2019
- [41] Parthasarathy J., Starly B., Raman S., Christensen A., “Mechanical Evaluation of Porous Titanium (Ti6Al4V) Structures With Electron Beam Melting (EBM),” *J. Mech. Behav. Biomed. Mater.*, 3(3), 2010, pp. 249–259
- [42] Yan C., Hao L., Hussein A., Bubb S. L., Young P., Raymont D., “Evaluation of Light-Weight AlSi10Mg Periodic Cellular Lattice Structures Fabricated Via Direct Metal Laser Sintering,” *J. Mater. Process. Technol.*, 214(4), 2014, pp. 856–864
- [43] Ptochos E., Labeas G., “Elastic modulus and Poisson’s ratio determination of micro-lattice cellular structures by analytical, numerical and homogenisation methods”, *Journal of sandwich structures and materials*, 2012
- [44] Ptochos E., Labeas G., “Shear modulus determination of cuboid metallic open-lattice cellular structures by analytical, numerical and homogenisation methods”, *Strain* 2012
- [45] Arabnejad. S., Pasini, D., “Mechanical Properties of Lattice Materials Via Asymptotic Homogenization and Comparison With Alternative Homogenization Methods,” *Int. J. Mech. Sci.*, 77, 2013
- [46] Dos Reis F., Ganghoffer J.F., “Discrete homogenization of architected materials: implementation of the method in a simulation tool for the systematic prediction of their effective elastic properties”, *Technische Mechanik*, 2010
- [47] Vigliotti A., Pasini D., “Mechanical properties of hierarchical lattices”, *Mechanics of Materials*, 2013
- [48] S. Demiray, W. Becker, “Strain-energy based homogenisation of two and three-dimensional hyperelastic solid foams”, *journal of materials science*, 2005
- [49] Yvonnet J., “Computational homogenization of heterogeneous materials with finite elements”, *Solid mechanics and its applications* 258, Springer, 2019
- [50] Daxner T., “Cellular and porous materials in structures and processes - Finite Element Modeling of Foams”, *CISM courses and lectures - no. 521*, 2010

- [51] Ableidinger, “Some aspects of the fracture behavior of metal foams”, Diploma Thesis, 2000.
- [52] Imbalzano G., Tran P., Ngo T.D., Lee P.V.S., “A Numerical Study of Auxetic Composite Panels under Blast Loadings “, Composite Structures, 2015
- [53] Nguyen V.-D., Noels L., “Computational homogenization of cellular materials”, International Journal of Solids and Structures, 2014
- [54] Dong G., Tang Y., Zhao Y.F., “A survey of modeling of lattice structures fabricated by additive manufacturing”, Journal of Mechanical Design vol.139, 2017
- [55] Gumruk R., Mines R.A.W., “Compressive behaviour of stainless steel micro-lattice structures”, International Journal of Mechanical Sciences 68, 2013
- [56] Casati R., Lemke J., Vedani M., “Microstructure and Fracture Behavior of 316L Austenitic Stainless Steel Produced by Selective Laser Melting”, Journal of Materials Science & Technology 32, 2016