



Politecnico di Bari

Repository Istituzionale dei Prodotti della Ricerca del Politecnico di Bari

Design and simulation of porous lightweight structures built by selective laser melting

This is a PhD Thesis

Original Citation:

Design and simulation of porous lightweight structures built by selective laser melting / Santoro, Lorenzo. -
ELETTRONICO. - (2022). [10.60576/poliba/iris/santoro-lorenzo_phd2022]

Availability:

This version is available at <http://hdl.handle.net/11589/238622> since: 2022-06-22

Published version

DOI:10.60576/poliba/iris/santoro-lorenzo_phd2022

Publisher: Politecnico di Bari

Terms of use:

(Article begins on next page)



Politecnico
di Bari

Department of Mechanics, Mathematics and Management
MECHANICAL AND MANAGEMENT ENGINEERING

Ph.D. Program

SSD: ING-IND/14–Mechanical Design and machine construction
ING-IND/16–Manufacturing technology and systems

Final Dissertation

Design and simulation of porous lightweight structures built by selective laser melting

by
Santoro Lorenzo

Supervisors:

Prof. Luciano Lamberti

Prof.ssa Sabina Luisa Campanelli

Coordinator of Ph.D. Program:

Prof. Giuseppe Pompeo Demelio

Course n°34, 01/11/2018-31/01/2022



Politecnico
di Bari

Department of Mechanics, Mathematics and Management
MECHANICAL AND MANAGEMENT ENGINEERING

Ph.D. Program

SSD: ING-IND/14–Mechanical Design and machine construction
ING-IND/16–Manufacturing technology and systems

Final Dissertation

Design and simulation of porous lightweight structures
built by selective laser melting

by

Santoro Lorenzo

Lorenzo Santoro

Referees:

Prof.ssa Fabrizia Caiazzo

Prof. Francesco W. Panella

Supervisors:

Prof. Luciano Lamberti

Luciano Lamberti

Prof.ssa Sabina Luisa Campanelli

Sabina Luisa Campanelli

Coordinator of Ph.D Program:

Prof. Giuseppe Pompeo Demelio

Giuseppe Pompeo Demelio

Course n°34, 01/11/2018-31/01/2022

ESTRATTO

I materiali porosi in acciaio sono una classe di materiali alleggeriti che presentano un notevole potenziale in diverse applicazioni che spaziano dal settore automotive a quello aerospaziale. Le proprietà di tale tipologia di materiali sono fortemente influenzate dal tipo, dalla dimensione e dalla distribuzione dei pori in essa presenti. La fusione laser selettiva (selective laser melting o SLM) è una delle più importanti tecnologie di additive manufacturing e consente di controllare in modo appropriato i principali parametri che influenzano il comportamento dei materiali porosi realizzati attraverso tale processo produttivo. Lo scopo del presente lavoro è simulare il comportamento a compressione a temperatura ambiente di provini in acciaio, ottenuti mediante selective laser melting, caratterizzati da pori sferici di grandi dimensioni. Tali strutture rappresentano un concetto di produzione altamente innovativo. La simulazione numerica sviluppata è in grado di coprire l'intero range di deformazione a cui sono soggetti i provini, vale a dire fino al 80% di nominal strain. A tal riguardo, sono stati sviluppati tre modelli agli elementi finiti dei provini sottoposti a compressione uniassiale includendo differenti livelli di dettaglio. Il modello costitutivo selezionato per la realizzazione delle simulazioni agli elementi finiti è il modello di Hollomon e, sebbene i test sperimentali abbiano evidenziato un comportamento altamente non lineare che manifesta il collasso plastico dei campioni porosi, le simulazioni numeriche hanno riprodotto accuratamente i risultati sperimentali. Il presente studio è inoltre in grado di quantificare fenomeni e aspetti caratteristici del comportamento delle architetture porose come, ad esempio, la distribuzione delle tensioni e deformazioni, l'evoluzione dello stress concentration factor in prossimità dei pori e l'effetto dell'aspect ratio dei pori e del comportamento deformativo sulla localizzazione degli stress. Vengono in aggiunta discusse tematiche inerenti la modellazione che contribuiscono a limitare il costo computazionale delle simulazioni pur garantendo un buon livello di accuratezza dei risultati numerici.

Infine, nella sezione finale del lavoro si incominciano a porre le basi per le future investigazioni: viene proposto un algoritmo sviluppato “in house” capace di realizzare distribuzioni spaziali di pori sferici al fine di progettare strutture in acciaio caratterizzate da porosità con disposizione random compatibili con le limitazioni imposte dal processo produttivo di fusione laser selettiva.

ABSTRACT

Steel porous materials are multifunctional lightweight materials with a great potential in several applications ranging from automotive to aerospace sector. Their properties are strongly influenced by type, dimension and distribution of pores. Selective Laser Melting (SLM) is one of the most important additive manufacturing technologies, which allows to properly control the main parameters that affect the behavior of manufactured porous materials. The purpose of this study is to simulate the room temperature compression behavior of steel specimens with large spherical pores built via SLM. Such a construction is a highly innovative manufacturing concept. The numerical simulation covers the whole deformation range undergone by specimens, that is up to 80% nominal strain. In this regard, three finite element models of the specimens subjected to uniaxial compression are developed including different levels of detail. The Hollomon model is selected as the constitutive model given in input to the FE simulations. Although experimental tests highlight a highly nonlinear behavior entailing plastic collapse of porous samples, numerical simulations can accurately reproduce experimental results. Moreover, the present study is able to quantify phenomena and characteristic aspects of porous architectures behavior, such as stress-strain distribution, the evolution of stress concentration factor near pores and the influence of pore's aspect ratio and deformation behavior on stress localization. Modelling issues that may contribute to limit the computational cost of simulations yet preserving good level of accuracy of FE results also are discussed in the article. Finally, bases for future investigations are traced in the last Section of the work: a developed in-house algorithm capable of realizing spherical pores spatial distribution is proposed in order to design steel structures characterized by random porosity compatible with constraints imposed by SLM manufacturing process.

INDICE

ESTRATTO.....	3
1. INTRODUZIONE.....	9
2. MATERIALE, GEOMETRIA DEL PROVINO E PROCESSO DI PRODUZIONE.....	20
2.1 Materiale.....	20
2.2 Geometria di progetto del provino.....	20
2.3 Processo di produzione.....	23
3. PROVE DI COMPRESSIONE SPERIMENTALI E DATI DI TRAZIONE DEL MATERIALE BASE.....	28
3.1 Compressione dei campioni cilindrici.....	28
3.2 Dati di trazione uniassiale.....	32
4. SIMULAZIONE NUMERICA.....	34
4.1 Modelli CAD.....	34
4.2 Analisi agli elementi finiti.....	36
5. RISULTATI E DISCUSSIONE.....	39
6. PROSPETTIVA SULLE APPLICAZIONI E SVILUPPI FUTURI.....	53

7. PROGETTAZIONE TRAMITE ALGORITMO DI STRUTTURE CILINDRICHE CON POROSITA' RANDOM COMPATIBILI CON IL PROCESSO DI SLM.....	56
8. CONCLUSIONI.....	67
APPENDICE A: INTEGRAZIONE ESPLICITA.....	72
APPENDICE B: SELECTIVE LASER MELTING (SLM).....	85
APPENDICE C: AMBIENTE DI LAVORO ABAQUS.....	97
ELENCO DELLE FIGURE.....	106
ELENCO DELLE TABELLE.....	111
BIBLIOGRAFIA.....	112

1 INTRODUZIONE

I materiali porosi metallici sono una classe di materiali alleggeriti multifunzionali che attraggono l'attenzione dei settori industriali e offrono opportunità in un'ampia gamma di applicazioni, dal campo automotive a quello aerospaziale [1–4]. Il crescente interesse nei materiali porosi metallici ad elevata porosità deriva dalla loro alta resistenza e rigidità specifica. Ad esempio, Raj et al. [5] hanno dimostrato i vantaggi dell'utilizzo delle schiume di acciaio nella costruzione di fan blades con struttura a sandwich. In aggiunta alle capacità strutturali, i materiali porosi metallici posseggono anche altre caratteristiche ad alte prestazioni, come ad esempio assorbimento di rumore ed energia [6–8], isolamento/dissipazione di calore [9–11], capacità di smorzamento meccanico [12,13] e di filtrazione [14,15].

Negli ultimi 25 anni, gli studi si sono concentrati principalmente su componenti in alluminio [16–26] e titanio [27–36], mentre l'acciaio ha attirato l'attenzione della comunità scientifica solo negli anni più recenti [37–47]. In aggiunta alle proprietà prima citate, tipiche dei materiali porosi metallici, le strutture porose in acciaio presentano ulteriori vantaggi. In particolare, il crescente interesse nelle architetture porose in acciaio ha avuto origine dal basso costo del materiale solido di base, dall'ampia varietà di soluzioni di lega, dall'elevato potenziale per applicazioni strutturali, dalla facilità di riciclaggio, dalla possibilità di migliorare il comportamento meccanico grazie all'invecchiamento, dalla resistenza alle alte temperature e dall'elevata duttilità che consente di sopportare carichi di tensione e flessione evitando l'uso di materiali compatti addizionali [48]. Tra i vari tipi di acciai, l'acciaio inossidabile 17-4PH merita particolare attenzione: anche quando non è possibile agire liberamente sulla densità dei materiali porosi per incrementare la rigidità e la resistenza della struttura, Mutlu e Okay [37] evidenziano che la risposta meccanica a compressione dell'acciaio 17-4PH può essere migliorata attraverso l'invecchiamento. Inoltre l'acciaio 17-4PH con alta percentuale di austenite conduce a parti con maggiore resistenza e buona duttilità quando tali

parti vengono realizzate tramite additive manufacturing (AM) rispetto alle tecniche di produzione convenzionale [49].

La varietà di soluzioni multifunzionali offerta dai materiali porosi in acciaio è favorita dall'alta densità dell'acciaio che rende possibile incrementare la densità dei pori al fine di ridurre il peso della parte quando la topologia strutturale deve essere ottimizzata assegnato un dato budget di volume. Tuttavia, le applicazioni strutturali dei materiali porosi richiedono stringenti requisiti in merito alla selezione delle tecnologie di produzione che devono essere in grado di controllare la porosità in modo molto accurato. Rispetto alle tecniche tradizionali, le tecnologie di additive manufacturing consentono di gestire meglio la dimensione, la forma e la disposizione dei pori, consentendo così la creazione di componenti su misura capaci di raggiungere le performance richieste dallo specifico settore industriale [50–52]. Inoltre, diversamente dalle tecnologie tradizionali, grazie agli elevati gradienti termici l'additive manufacturing permette di ottenere in un singolo stadio una microstruttura fine, precipitati fini e di customizzare localmente la morfologia della microstruttura per creare strutture multifunzionali che soddisfino i requisiti desiderati.

La fusione laser selettiva (SLM) è molto adatta per le applicazioni porose metalliche in quanto consente di controllare forma, dimensione e distribuzione dei pori [53,54]. In particolare, l'SLM può realizzare strutture porose a celle aperte dato che un vincolo tecnologico fondamentale di questo processo di produzione è lo scarico delle polveri non fuse attraverso i pori adiacenti interconnessi. Inizialmente, le architetture porose a celle aperte erano principalmente rivolte alle applicazioni funzionali ma al giorno d'oggi diversi settori industriali sono interessati ad integrare nella stessa parte sia gli aspetti strutturali che funzionali. Dunque, vari sforzi sono stati compiuti per studiare materiali e morfologie in grado di soddisfare entrambi i requisiti. In tale ottica, i componenti porosi metallici realizzati tramite SLM hanno assunto un significativo appeal.

Oltre alle investigazioni di natura sperimentale, una notevole quantità di lavori di ricerca è stata rivolta alla modellazione ed all'analisi agli elementi finiti di schiume (foam), scaffold e strutture lattice. Tuttavia, pochi studi si focalizzano sulla simulazione numerica delle schiume di acciaio [55–

60] e nessuna indagine sistematica è disponibile per quanto riguarda le parti porose in acciaio 17-4PH, simili alle schiume, costruite tramite SLM. Il presente lavoro mira a ridurre questo gap, fornendo un framework computazionale in grado di cogliere il comportamento meccanico a compressione di strutture porose a celle aperte, simili alle schiume, realizzate additivamente in acciaio 17-4PH. Il framework proposto permette di affrontare e superare tutte insieme quelle tematiche che a turno, di volta in volta, hanno limitato le precedenti analisi condotte su parti porose in acciaio realizzate con tecniche tradizionali: problemi di convergenza numerica, grossi costi computazionali dovuti all'elevata porosità, interazioni complesse e difficoltà nel catturare il comportamento alle grandi deformazioni. Ad esempio, gli alti costi computazionali hanno costretto i precedenti studi a focalizzarsi sull'analisi del campione al livello della mesoscala o su porzioni di provino [27,56] caratterizzate da bassa porosità [30,31] senza la quantificazione del campo di tensione del campione nel range plastico [26,29,55]. D'altro canto, quegli studi [25,28,58,61,62] che modellano nella loro interezza provini caratterizzati da più alta porosità trascurano lo stadio plastico e si scontrano con risultati non accurati ed instabilità numeriche dovute alle interazioni complesse che impediscono al modello di simulare l'intero range di deformazione del test, rendendo così inesplorato quasi tutto lo stadio plastico che, invece, è fondamentale in quanto la plasticità domina la risposta di questo tipo di materiali. Il presente lavoro è il primo in grado di superare le prima citate limitazioni e descrivere l'intero comportamento a compressione di componenti ad elevata porosità, simili alle schiume, realizzati in acciaio 17-4PH tramite SLM, mostrando così il campo di tensione e il comportamento deformativo che caratterizza queste strutture anche negli stadi ad elevata plasticità. L'approccio sviluppato fornisce dunque una analisi più realistica e completa rispetto a quelle svolte in precedenza, rappresentando così un significativo miglioramento nella predizione della risposta del materiale.

Szyniszewski et al. [55] hanno valutato le proprietà meccaniche delle hollow sphere (HS) steel foam ed hanno implementato nelle simulazioni numeriche il modello di plasticità calibrato di Deshpande–Fleck (D–F) [63–65], verificando così che il modello costitutivo di D–F può replicare la

risposta meccanica delle schiume di acciaio osservata sperimentalmente. Il processo di caratterizzazione del materiale ha richiesto vari test di compressione, di trazione e di taglio sui provini porosi. Diversi test sono stati eseguiti per valutare lo yield stress a compressione, densification strain, il plastic Poisson's ratio a compressione e l'unloading modulus a compressione. In particolare, i test monotoni di compressione hanno fornito un average densification strain e sono serviti per stimare un average Poisson's ratio; i test di compressione con scarico ciclico ad intervalli di strain dello 0.5–1% hanno fornito informazioni sull'elastic modulus e lo yield stress; i test di trazione uniassiale sono stati usati per valutare lo yield stress a trazione, l'elastic modulus a trazione, l'unloading modulus a trazione e il fracture strain a trazione; infine i test di taglio sono stati usati per determinare lo shear yield stress e lo shear fracture strain. Tutte queste prove sono state successivamente simulate nell'ambiente software LS-DYNA: il modello di plasticità di D–F ha riprodotto il comportamento meccanico dei provini, sebbene in alcuni test gli autori hanno mostrato che la risposta del materiale alle grandi deformazioni che seguono lo stress di picco iniziale non può essere riprodotta. Inoltre, nessuna informazione è stata ricavata e resa disponibile per quanto riguarda lo stress field che si sviluppa nella struttura quando i fenomeni di contatto ed il collasso plastico hanno luogo.

Smith et al. [56] hanno caratterizzato le proprietà meccaniche delle HS steel foam e hanno calibrato le proprietà del materiale del modello costitutivo di D–F usando i dati dei test di compressione, trazione e taglio. MATLAB e ADINA sono stati usati per simulare le curve stress-strain a compressione del materiale registrate sperimentalmente. Simulazioni al livello della mesoscala, inficiate da size effect, sono state condotte su porzioni del campione e i risultati numerici riportati nello studio abbracciano il comportamento a compressione fino ad uno strain level di 0.1 (i.e. lo stadio iniziale dei test), tralasciando così il comportamento plastico sperimentato dal provino il quale è stato sottoposto ad un nominal strain level di circa 0.8. Nessuna analisi in merito agli stress, agli strain e alle interazioni che si verificano nei campioni durante la simulazione delle prove è stata condotta. La geometria del provino è stata generata attraverso un algoritmo random close-packed in maniera tale da variare in modo casuale quelle caratteristiche come ad esempio la dimensione, la

posizione e lo spessore delle sfere. Dato che il loro studio numerico era basato su un modello alla mesoscala ridotto del provino, Smith et al. hanno sottolineato che la replicazione del comportamento sperimentale sarebbe migliorata incrementando la dimensione del modello numerico alla mesoscala, ma allo stesso tempo essi affermano anche che le simulazioni caratterizzate da scale maggiori comportano un costo computazionale troppo elevato.

Shen et al. [30,31] hanno preso in considerazione strutture a bassa porosità per ridurre il costo computazionale delle simulazioni numeriche. Tutte le analisi numeriche sono state effettuate su piccoli domini estratti dalla struttura originale e coprono l'1% di strain, cosicché il comportamento delle schiume alle grandi deformazioni è rimasto inesplorato. La dimensione e la densità relativa del campione devono essere attentamente presi in esame poiché tali fattori spesso comportano l'uso di enormi risorse computazionali. Inoltre la simulazione di test sperimentali, che implicano grandi deformazioni dei provini, è caratterizzata da una eccessiva distorsione degli elementi. Ciò non consente agli stress di essere integrati lungo il contorno degli elementi, rendendo quindi più difficile convergere verso la configurazione di equilibrio.

Tavares et al. [58] hanno simulato il comportamento termo-meccanico delle HS mild steel foam compresse fino ad un nominal strain del 20%. Si è dovuto limitare lo studio ad un tale basso livello di strain poiché, persino a temperatura ambiente, il modello numerico di tipo high fidelity ha incontrato significative difficoltà nel convergere a seguito del crescente numero di superfici che entrano in contatto man mano che la compressione procede. Perciò, nessuna simulazione numerica in grado di quantificare la risposta meccanica del provino alle elevate deformazioni plastiche è stata condotta. La Referenza [58] ha dimostrato che, persino negli stadi iniziali di deformazione, si verifica plasticità localizzata all'interfaccia di contatto tra le sfere cave (HS).

Skrzat et al. [26] hanno limitato la loro investigazione al campo elastico ricavando le costanti elastiche della couple-stress theory, per le alumina foam, dall'analisi agli elementi finiti di un representative volume element avente dimensioni $2.5075 \times 2.5075 \times 2.5075$ mm e considerando un modello con oltre 4 milioni di elementi. Anche Arai et al. [61] hanno ristretto l'analisi al

comportamento elastico. Essi hanno usato un modello agli elementi finiti ricostruito con immagini 3D per valutare lo Young's modulus durante il test di compressione di provini porosi di carbonio di tipo networked aventi dimensione pari a $10 \times 10 \times 20$ mm e porosità uguale a circa 70%.

Tamai et al. [25] hanno studiato il comportamento a compressione di campioni porosi in alluminio, caratterizzati da pori allineati, per differenti spessori specifici della parete della cella e per diversi trattamenti termici. Un modello deformativo ispirato dalla similarità tra le pareti della cella regolare e una trave spessa è stato sviluppato e, in base allo spessore relativo, tre modi deformativi (i.e. rapid densification, fracture, plastic buckling) sono stati osservati dopo il collasso plastico dei pori. La validazione dei risultati sperimentali con il metodo agli elementi finiti (FEM) si è arrestata al 15% di strain a seguito dei problemi numerici derivanti dalle grandi deformazioni a cui sono andati incontro i provini e dalla elevata distorsione degli elementi. Le simulazioni inoltre non sono state capaci di catturare la caduta di tensione (verificatasi durante il test) causata dal failure delle pareti della cella.

Soro et al. [27] hanno focalizzato la loro attenzione sulle strutture porose aperte con architettura regolare poiché queste possono offrire vantaggi se comparate alle disposizioni stocastiche in termini di biocompatibilità e risposta meccanica. Usando una procedura deterministica, dei solid network scaffold con differenti porosità (fino al 64%) sono stati ottenuti ripetendo la Schwartz primitive unit cell nello spazio cartesiano. Partendo da polveri di Ti-6Al-4V, il SLM è stato usato per realizzare questi campioni cilindrici porosi a superfici minime triple periodiche (diametro 6mm, altezza 12 mm) ed è stato analizzato il loro comportamento a compressione insieme all'effetto delle imperfezioni del processo di produzione. Risparmiando risorse computazionali, tre modelli agli elementi finiti, basati sulla singola Schwartz unit cell di progetto senza difetti, sono stati selezionati per validare i risultati sperimentali principalmente nella regione elastica fino al 2.5% di strain. In aggiunta, l'influenza delle polveri parzialmente fuse ed intrappolate sulla risposta meccanica del materiale (fino al 5% di strain) è stata studiata attraverso un modello agli elementi finiti della singola cella unitaria ricostruito con la micro-CT.

Usando l'SLM, Huo et al. [28] hanno realizzato una struttura scaffold porosa in Ti-6Al-4V costituita da celle unitarie di tipo bcc caratterizzate da strut curve. Il comportamento a compressione è stato studiato e due differenti meccanismi di failure sono stati osservati: le giunzioni hanno mostrato una frattura duttile mentre le strut vicino alle giunzioni hanno esibito la morfologia di una frattura fragile. Il FEM è stato usato per riprodurre i risultati sperimentali e i failure mode. La simulazione numerica ha coperto il range di deformazione fino al 43% anche se sono state osservate dissimilarità in termini di valori di stress e densification trend rispetto al comportamento sperimentale. In particolare, la deviazione nel comportamento di densificazione è stata spiegata con la mancanza di un modello appropriato di contatto in grado di simulare l'interazione tra le strut deformate quando si verifica il collasso della struttura.

Szymczyk et al. [29] hanno investigato la biocompatibilità meccanica negli impianti medicali per cinque differenti scaffold a cella aperta in Ti-6Al-4V ELI di 30×30×30 mm fabbricati con l'electron beam melting (geometria delle celle unitarie: hexagon, grid, dodecahedron, w, x). Le geometrie degli scaffold realizzati sono state comparate con quelle del CAD e la computed tomography ha rivelato la presenza di superfici rugose e porosità interna dovute alla aggregazione delle polveri non fuse. La Referenza [29] ha evidenziato che la presenza delle imperfezioni legate al processo tecnologico ha causato la discrepanza tra osservazioni sperimentali e simulazioni numeriche. Dato che lo studio nella Referenza [29] si è concentrato su Young's modulus e compressive strength sviluppati prima dell'iniziale caduta di tensione (che si verifica poiché le strut iniziano a cedere), l'analisi numerica ha coperto solo fino ad uno strain di 0.08 simulando il comportamento del materiale solamente fino all'inizio del campo plastico. Tuttavia, deformazioni maggiori devono essere investigate al fine di comprendere meglio il comportamento meccanico delle architetture porose.

Guoqing et al. [62] hanno studiato la biocompatibilità di strutture scaffold ottaedriche ed esaedriche in lega di CoCrMo costruite tramite SLM, focalizzando la loro attenzione sul flusso di sangue attraverso i pori e sul comportamento a compressione. Le simulazioni inerenti la risposta a

compressione hanno indicato che, in ogni topologia strutturale analizzata, lo strain era layer-distributed, mentre alti livelli di stress erano localizzati lungo la direzione di compressione. Sebbene i test di compressione hanno mostrato una risposta marcatamente non lineare, la validazione FEM dei risultati di compressione sperimentali ha riguardato solo lo stadio elastico iniziale ed ha trascurato lo yield e la densification phase.

Temiz et al. [66] hanno simulato il comportamento a compressione di una architettura gyroid basata su una cella unitaria a superficie minima tripla periodica, confrontando le curve load-displacement ottenute dall'analisi numerica e dai test sperimentali. Lo studio principalmente si è concentrato sulla comparazione tra i valori dello Young's modulus e lo yield stress che si ottengono dalle procedure numeriche e sperimentali. Lo scopo del loro lavoro era verificare la biocompatibilità dell'architettura porosa proposta e non è stata effettuata alcuna discussione dedicata all'analisi della distribuzione ed evoluzione del campo di stress-strain simulato con il FEM. Tuttavia questo aspetto, insieme al comportamento alle grandi deformazioni, all'interazione tra superfici porose come anche alla localizzazione dello stress e dello strain, necessita di essere investigato nel dettaglio quando si trattano strutture porose.

Il presente studio analizza il comportamento meccanico di campioni porosi in acciaio 17-4PH simili alle foam prodotti tramite SLM, un concetto di fabbricazione del materiale altamente innovativo. I provini considerati sono stati originariamente concepiti e realizzati dal primo autore e dai suoi collaboratori [67], che hanno progettato strutture a cella aperta simili alle foam inserendo un grande numero di pori sferici per aumentare la resistenza specifica e la rigidezza specifica delle parti alleggerite prodotte. I campioni studiati in [67] hanno pori disposti in modo regolare. Le proprietà delle architetture porose regolari sono state investigate da diversi autori. Zheng et al. [68] hanno evidenziato l'efficienza delle strutture porose regolari rispetto a quelle stocastiche poiché le prime sono maggiormente capaci di sostenere i carichi grazie alla loro abilità di redistribuire uniformemente gli stress e preservare la performance meccanica quando l'attività operativa richiesta riguarda un esteso periodo di tempo. Inoltre, lo studio di Talebi et al. [69] rivela che le strutture con

una distribuzione spaziale regolare della cella unitaria mostrano maggiore capacità di assorbire l'energia negli impatti rispetto a componenti con disposizione stocastica.

Diversamente dalla maggior parte della letteratura disponibile sulle simulazioni numeriche di componenti porosi in acciaio, i provini considerati nel presente lavoro sono caratterizzati da alta porosità (circa 70% vs. al massimo 40% riportato in letteratura) e grandi dimensioni (20 mm di diametro e 20 mm di altezza vs. la più grande dimensione riportata di al massimo 5–7 mm). Un alto livello di porosità può compromettere l'efficienza strutturale delle parti porose se non è presente sufficiente spazio per disporre i pori in un modo compatibile con i limiti imposti dal processo di produzione [70,71]. Quindi è necessario incrementare le dimensioni del provino per collocare il necessario numero di vuoti e, chiaramente, gli sforzi fatti in [67] vanno in questa direzione.

Nel presente studio si è sviluppato un framework agli elementi finiti basato sulle proprietà del materiale solido di base al fine di riprodurre i risultati sperimentali e minimizzare il numero di test sperimentali richiesti dalle Referenze [55,56] per il processo di caratterizzazione del comportamento meccanico dei campioni. A tale scopo si sono considerati tre modelli agli elementi finiti che simulano i test di compressione condotti sui provini cilindrici: un modello completo (CM) e due modelli ridotti (RM). Tematiche di modellazione legate alla riduzione del costo computazionale, preservando ancora un buon livello di accuratezza delle simulazioni agli elementi finiti, sono state discusse in questo lavoro. Le simulazioni agli elementi finiti coprono l'intero range di deformazione dei test di compressione (che implicano un nominal strain di circa 80%), superando così tutte le problematiche di convergenza e di scala evidenziate dagli altri lavori [25–31,55,56,58,61,62] e fornendo per la prima volta in assoluto una dettagliata indagine del campo di stress del provino e del comportamento deformativo per tutti gli stadi delle prove sperimentali. La valutazione numerica della distribuzione dello stress data da un modello che simula l'intero range deformativo consente di predire la risposta meccanica sotto date condizioni di carico e rende possibile identificare gli aspetti che guidano il comportamento delle strutture porose in acciaio. I risultati numerici confermano la validità dell'approccio proposto, che dovrebbe dunque essere considerato un framework generale non solo in

grado di predire e quantificare la risposta meccanica di componenti in acciaio 17-4PH simili alle schiume costruiti mediante SLM ma anche, in senso molto più ampio, come un iniziale trial model per lo studio del comportamento a compressione di parti metalliche porose realizzate attraverso il SLM.

La significatività del presente lavoro è confermata dalle indicazioni fornite da Nazir et al. [72] e Zheng et al. [68]. In particolare, Nazir et al. raccomandano di aumentare gli sforzi riguardo le simulazioni agli elementi finiti dei risultati sperimentali raccolti per le strutture realizzate con AM. Tale consiglio è anche motivato dalla mancanza in letteratura di un framework FEM espressamente sviluppato in grado di descrivere il comportamento delle cellular structure e dei materiali porosi in generale. In aggiunta, Campillo et al. [73] hanno sottolineato la necessità di sviluppare modelli numerici agli elementi finiti capaci di prevedere le proprietà meccaniche e il comportamento dei materiali porosi al fine di ridurre drasticamente i costi associati alla produzione e alle prove dei campioni sperimentali, riducendoli così a quelli strettamente necessari. Risulta interessante notare che, sebbene i modelli porosi agli elementi finiti costituiti da vuoti circolari disposti secondo uno schema regolare possano descrivere il comportamento di strutture che presentano una architettura deterministica simile, alcuni autori evidenziano che questi tipi di modelli possono anche essere utilizzati per analizzare architetture porose che comportano distribuzioni stocastiche dei pori. L'importanza di tali modelli semplificati è confermata da Verma et al. [74] i quali approssimativamente hanno predetto la stress-strain response di schiume di alluminio con pori distribuiti in maniera random utilizzando modelli 2D semplificati agli elementi finiti caratterizzati da una disposizione regolare di vuoti circolari. Ovviamente, la deviazione nella geometria tra campioni sperimentali e modelli agli elementi finiti ha contribuito a creare dissimilarità tra risultati numerici e sperimentali. Tuttavia, nonostante questa semplificazione, una previsione abbastanza buona della risposta meccanica è stata ottenuta.

Il presente lavoro è strutturato come segue. Seguendo l'introduzione, la Sezione 2 descrive il materiale, i provini testati e il processo di SLM (discutendo anche la sua accuratezza) impiegato nella

fabbricazione dei provini; tre nuovi campioni sono stati realizzati in accordo con la geometria e i parametri di processo derivati dalla Referenza [67]. La Sezione 3 descrive i test di compressione e l'estrazione dei parametri del materiale forniti in input alle simulazioni numeriche. La Sezione 4 presenta le opzioni di modellazione e di analisi agli elementi finiti usate in questo studio. I risultati delle simulazioni agli elementi finiti sono presentati e discussi nella Sezione 5. L'impatto della metodologia proposta sulle applicazioni industriali e i relativi possibili sviluppi sono discussi nella Sezione 6. In linea con i possibili sviluppi tracciati, la Sezione 7 propone un algoritmo per la progettazione di distribuzioni spaziali di porosità sferiche di tipo random che risultino compatibili con i limiti imposti dal processo di SLM. Infine, la Sezione 8 riassume i principali risultati del presente studio e traccia le direzioni per la futura ricerca.

2 MATERIALE, GEOMETRIA DEL PROVINO E PROCESSO DI PRODUZIONE

Lo scopo di questo studio è simulare il comportamento a compressione di provini cilindrici alleggeriti in acciaio 17-4PH, con una elevata frazione di grandi pori sferici, che sono stati realizzati usando il selective laser melting.

2.1 Materiale

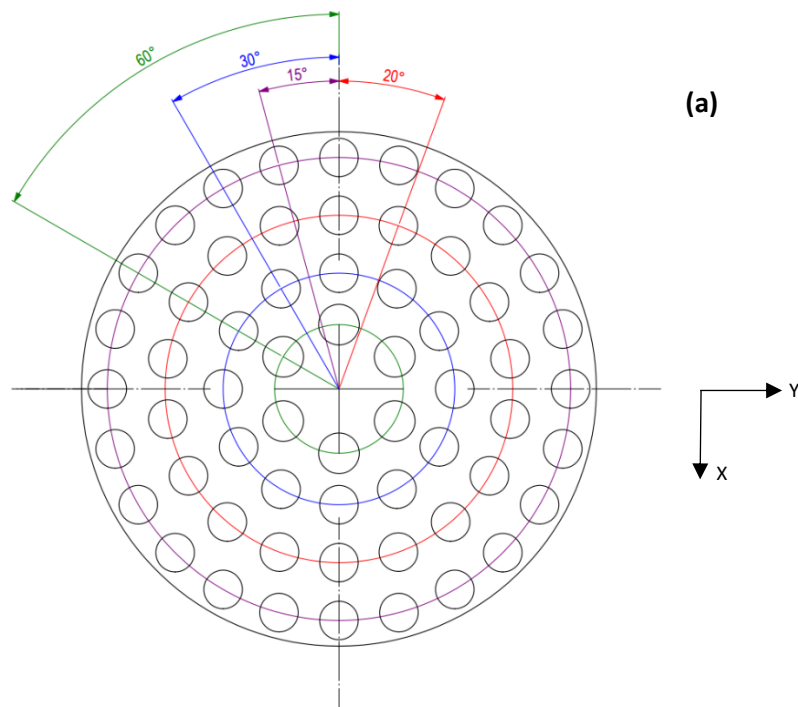
Una polvere di lega 17-4PH con dimensione media delle particelle di 20 μ m è stata usata per costruire i campioni [67]. La polvere è stata fornita da Electro Optical System (EOS) GmbH (Germany) e la sua composizione chimica (wt.%) è: Cr 15–17.5; Ni 3–5; Cu 3–5; Mn 1.0; Si 1.0; Mo 0.5; Nb 0.15–0.45; C 0.07; Fe Bal. Questa composizione corrisponde alla Classificazione Europea 1.4542. La morfologia delle polveri risulta regolare con particelle di forma circolare caratterizzate da contorni uniformi.

L'acciaio inossidabile 17-4PH ha eccellente duttilità, buona resistenza alla corrosione e buone proprietà meccaniche [75]. Questo materiale è usato in molte applicazioni ingegneristiche come ad esempio componenti strutturali, prototipi funzionali, parti che richiedono tenacità, duttilità e resistenza alla corrosione.

2.2 Geometria di progetto del provino

I campioni cilindrici sono stati progettati in ambiente CAD come riportato in [67] sovrapponendo 10 layer porosi identici lungo la direzione di costruzione verticale Z (vedere anche la Sezione 4.1 per la spiegazione dettagliata della procedura di modellazione CAD). La struttura regolare di ogni layer è caratterizzata da 60 pori, il cui diametro è 2.5 mm, che sono distribuiti su quattro corone circolari concentriche come mostrato in Fig. 1a. La corona più interna è costituita da sei pori spaziati

angolarmente di 60° , la seconda corona è composta da 12 pori spaziati di 30° , la terza ha 18 pori spaziati di 20° e quella più esterna presenta 24 pori spaziati di 15° . Questa configurazione spaziale fa sì che i pori siano interconnessi all'interno dello stesso layer. Inoltre, i pori di ciascun layer si sovrappongono ai pori corrispondenti del relativo layer superiore nella direzione Z di una quantità pari al 20% del diametro del poro. Dunque, se C_i denota il centro di un poro che appartiene all' i -esimo layer, ρ il raggio del poro e $d(C_i, C_{i+1})$ la distanza lungo la direzione Z tra i centri di due pori consecutivi, si ha che: $d(C_i, C_{i+1}) < 2\rho$ ($i=1,2,\dots,9$). La Fig. 1b mostra la vista frontale della struttura porosa interconnessa nel piano Y-Z. La Fig. 2a evidenzia che la struttura porosa progettata ha un diametro D di 20 mm, un'altezza L di 20 mm ed è stata fabbricata su di una base cilindrica avente altezza H di 3 mm. In aggiunta, nel cerchio arancione è fornita una vista di dettaglio dei contorni inerenti le pareti dei pori intersecanti. La frazione di vuoto di progetto, vale a dire il rapporto del volume dei pori rispetto al volume totale del provino, è pari a 67.7%; quindi la densità relativa di progetto è 32.3%.



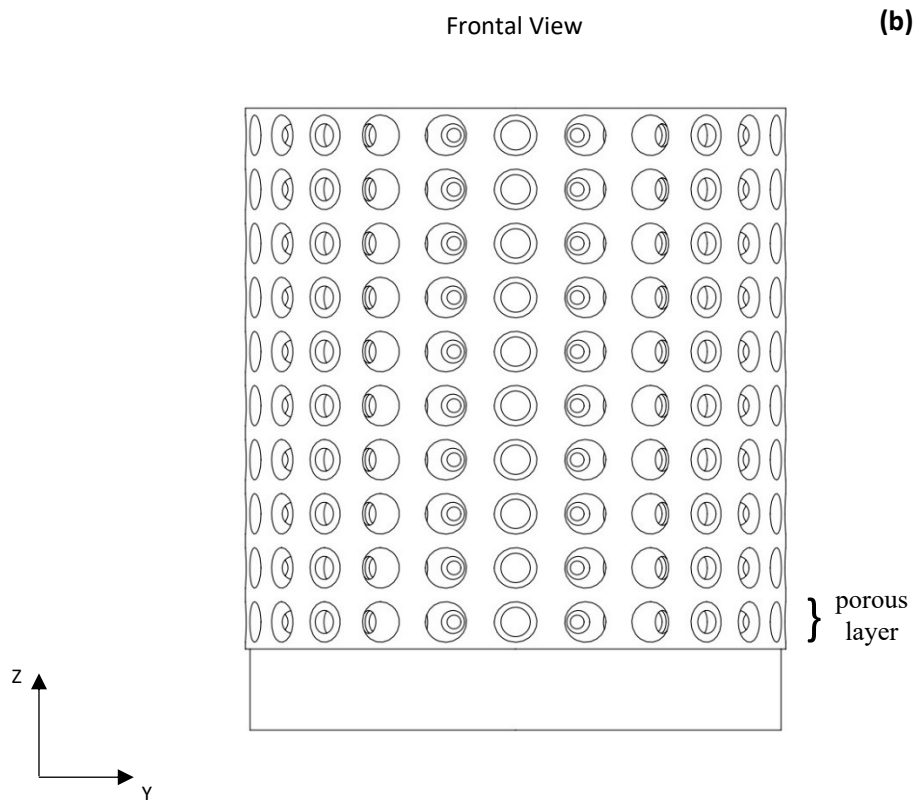


Fig. 1 a Superficie superiore della struttura porosa progettata che mostra il layout dei pori; **b** vista frontale nel piano Y-Z della geometria del campione progettato.

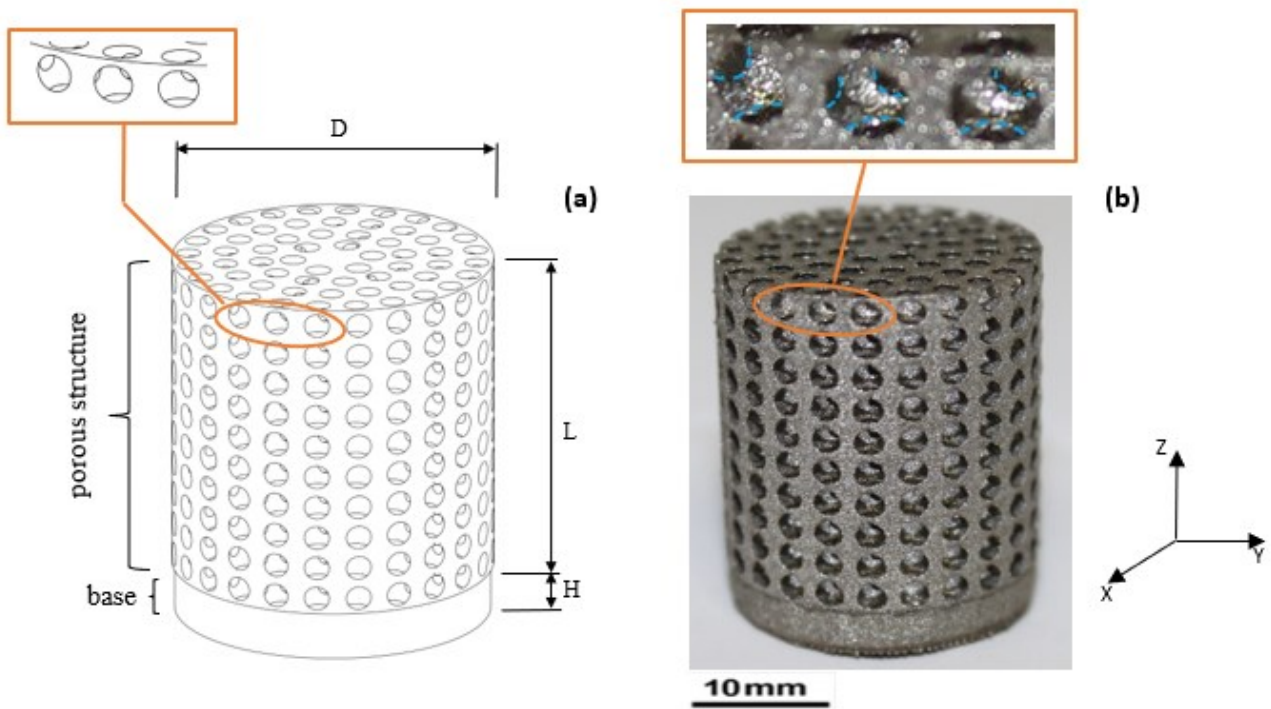


Fig. 2 a Vista CAD 3D dei provini in acciaio progettati costituiti da una struttura porosa supportata dalla base; **b** il nuovo provino fabbricato con una vista di dettaglio delle intersezioni evidenziate in blu tra le pareti dei pori interconnessi.

2.3 Processo di produzione

Il selective laser melting (SLM) è una tecnologia di produzione layer-by-layer capace di realizzare componenti 3D con geometria complessa e con proprietà meccaniche simili a quelle dei materiali completamente densi. La parte è prodotta in atmosfera inerte fondendo, attraverso un high-power density laser e secondo un definito pattern 2D, diversi layer di polvere metallica gradualmente aggiunti [76,77]. Infine, quando la parte 3D è completata la si può separare dalla piattaforma di costruzione.

Le specifiche del macchinario EOSINT M270 (EOS GmbH, Germany) usato per fabbricare i nuovi provini sono prese da [67] (Effective building volume: $250 \times 250 \times 215 \text{ mm}^3$; Building speed: $2\text{--}20 \text{ mm}^3/\text{s}$; Layer thickness: $20\text{--}100 \text{ }\mu\text{m}$; Laser type: Yb-fibre; Maximum power: 200W; Precision optics: F-theta lens, high-speed scanner; Focused spot diameter: 0.090 mm ; Controlled nitrogen atmosphere: percentage of oxygen $< 0.8\%$). La referenza [67] fornisce anche i parametri selezionati per il processo di produzione (Laser power: 195 W; Scan speed: 0.75 m/s ; Hatch spacing: 0.10 mm ; Scan length: 20 mm ; Layer thickness: $20 \text{ }\mu\text{m}$). Seguendo le indicazioni delineate in [67], tre nuovi campioni sono stati realizzati. La Fig. 2b mostra uno dei provini fabbricati: è possibile vedere come la porosità interna interconnessa che è stata ottenuta assomigli a quella della geometria CAD nominale. Per esempio, la vista in dettaglio nel cerchio arancione evidenzia in colore blu i contorni delle pareti dei pori intersecanti e li compara con le linee di contorno della vista in dettaglio nel CAD drawing, indicando così una forte similarità tra porosità interna di progetto e quella realizzata.

Una coordinate measuring machine (CMM, DEA Global Image Clima, Hexagon AB, Stockholm, Sweden) è stata usata per analizzare i campioni prodotti al fine di valutare l'accuratezza del processo di SLM e comparare le misurazioni sperimentali con quelle riportate in [67]. Le misurazioni sui provini sono state ripetute tre volte e i risultati sono riportati in Tabella 1, dove D è il diametro di progetto, D_{asb} è la misura media del diametro del campione as-built, D_{eff} è la misura media del diametro del campione dopo la sabbiatura e Δ è l'errore in μm . Il diametro medio as-built dei

campioni riportati in Tabella 1 è 20.011 mm con una deviazione standard (SD) di 0.007 mm. La differenza relativa tra il diametro medio as-built per i campioni fabbricati (20.013 mm con una deviazione standard di 0.006mm) e quello della Referenza [67] (20.010 mm con una deviazione standard di 0.011 mm) è uguale a 0.0150%. Il diametro medio dei provini dopo la sabbiatura è 19.980 mm e la deviazione standard corrispondente è 0.008 mm. Ecco ancora che la differenza relativa tra il diametro medio D_{eff} dei provini realizzati e la sua controparte riportata nella Referenza [67] è 0.015% (19.982 mm con SD 0.008 mm vs. 19.979 mm con SD 0.011 mm). Le piccole differenze sul diametro medio as-built e sul diametro medio dopo la sabbiatura D_{eff} dimostrano la consistenza tra i provini fabbricati e quelli prodotti in [67], confermando che la procedura di produzione seguita è corretta ed in accordo con il precedente lavoro di Campanelli et al. [67].

Poiché tutti i campioni sono caratterizzati da un $\Delta < 50 \mu\text{m}$, è possibile affermare che il processo di SLM seguito dalla sabbiatura ha riprodotto il diametro di progetto D accuratamente. È possibile osservare che le pareti di alcuni pori in contatto con la superficie esterna dei provini non sono regolari e deviano dalla forma sferica [67]. Sebbene questi difetti siano tipici del processo di SLM, essi possono essere limitati settando in maniera appropriata i parametri di processo attraverso una sensitivity analysis.

Tabella 1 Risultati dell'error analysis eseguita sui campioni realizzati tramite SLM

Campione	D [mm]	D_{asb} [mm]	Δ [μm]	D_{eff} [mm]	Δ [μm]
1*	20	20.002	2	19.971	-29
2	20	20.007	7	19.974	-26
3*	20	20.017	17	19.986	-14
4	20	20.012	12	19.982	-18
5	20	20.019	19	19.989	-11

*si riferisce ai campioni della Ref. [67]

È importante notare che la reale superficie dei pori non è uniforme a seguito delle imperfezioni del processo. Per esempio, la Fig. 3 mostra alcuni pori posizionati sulla superficie del provino: in base al file CAD, il loro diametro nominale in corrispondenza della superficie dovrebbe essere 1.5 mm. Tuttavia, l'effettivo diametro è generalmente più grande e i valori da esso assunti sono non uniformi.

Conseguentemente, l'effettiva frazione di vuoto è più alta del valore teorico. Grazie alle stereomicroscope macrograph e al software Leica Application Suite, può essere valutato il diametro medio dei pori sulla superficie superiore dei campioni. I risultati sono riportati in Tabella 2, dove d_{nom} è il diametro CAD dei pori sulla superficie del provino, d_{eff} è il valore osservato medio per i diametri dei pori e Δ è lo scostamento dal diametro CAD nominale.

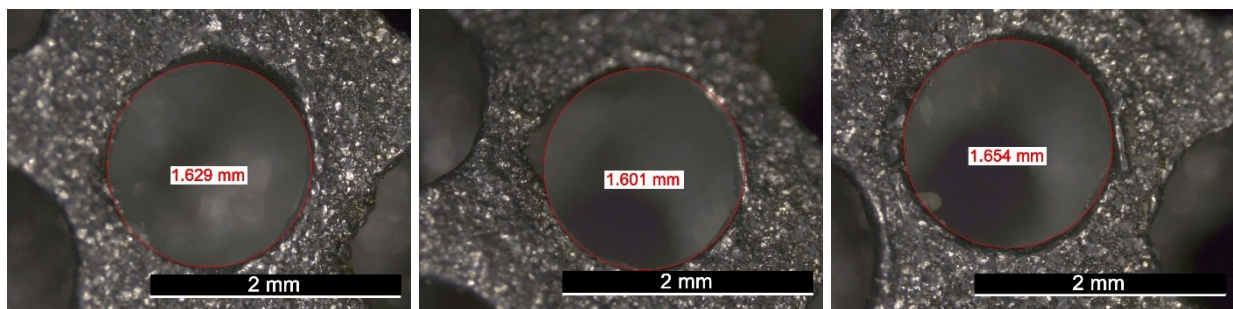


Fig. 3 Dimensioni dei pori misurati in posizioni random sulla superficie del provino fabbricato.

Tabella 2 Risultati dell'analisi eseguita sui diametri dei pori presenti sulla superficie superiore dei campioni

Campione	d_{nom} [mm]	d_{eff} [mm]	Δ [μ m]
1*	1.5	1.739	239
2	1.5	1.758	258
3*	1.5	1.750	250
4	1.5	1.745	245
5	1.5	1.753	253

*si riferisce ai campioni della Ref. [67]

La media del diametro dei pori d_{eff} sulla superficie superiore dei campioni è 1.749 mm con una SD di 0.007 mm. La differenza relativa sul diametro medio del poro tra i provini fabbricati e quelli della Referenza [67] è solo 0.4% (1.752 mm con SD 0.007 mm vs. 1.745 mm con SD 0.008 mm). Ciò conferma la consistenza dei campioni realizzati con quelli di [67].

Inoltre, si possono individuare delle imperfezioni sul bordo dei pori. Una vista di dettaglio di un poro sulla superficie è data in Fig. 4a. Lo scostamento è persino più elevato per i pori nelle corone interne dei provini; una vista di dettaglio di un poro appartenente alla seconda corona a partire dalla superficie esterna è riportato in Fig. 4b. Sulla base di queste ispezioni, è molto logico aspettarsi una

caduta generalizzata delle proprietà meccaniche per i provini reali rispetto a quelle risultanti dalle simulazioni agli elementi finiti dove una geometria ideale senza imperfezioni è stata considerata al fine di ridurre i costi computazionali [78–80].

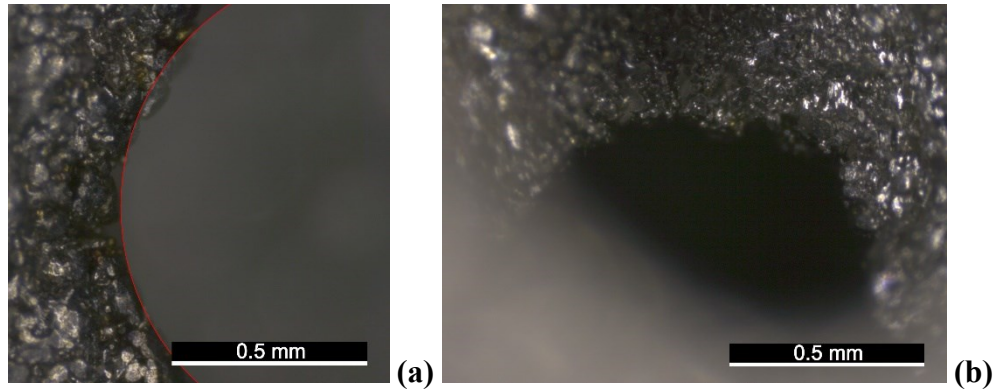


Fig. 4 a Scostamento tra il bordo nominale (in rosso) e quello effettivo (fabbricato) di un poro selezionato in modo random posizionato sulla superficie del provino; **b** dettaglio di un poro selezionato in modo random della seconda corona interna di pori dalla superficie esterna.

Per trattare le imperfezioni di processo nel SLM, soluzioni innovative e sostenibili sono state proposte in letteratura, come ad esempio laser polishing [81] o rotation-assisted Abrasive Fluidized Bed [82]. Tuttavia, queste soluzioni sono impraticabili nel caso di parti simili a schiume dove si dovrebbe applicare un'azione omogenea del laser o del mezzo abrasivo all'interno della porosità interconnessa.

Una Adventurer Pro Ohaus precision balance è stata impiegata per pesare i campioni. Il volume effettivo V_{eff} è stato ottenuto dividendo la massa del provino per la densità del materiale EOS 17-4PH. Il bounding volume dei campioni V_b è stato ricavato dalle misurazioni con CMM. Infine, la densità relativa effettiva ρ_{eff} è stata calcolata come il rapporto tra V_{eff} e V_b . I risultati sono riportati in Tabella 3 dove ρ_r è la densità relativa di progetto dei provini. La densità relativa effettiva media dei campioni è 29.2% (quindi 9.6% più bassa di ρ_r) con una deviazione standard di 0.493%. La corrispondente frazione di vuoto effettiva media è 70.8%, leggermente più alta del valore teorico 67.7% come prima menzionato.

Tabella 3 Dati di volume/densità per i campioni testati

Campione	V _{eff} [mm ³]	V _b [mm ³]	ρ _{eff} [%]	ρ _r [%]
1*	1795	6273	28.6	32.3
2	1814	6274	28.9	32.3
3*	1858	6276	29.6	32.3
4	1836	6275	29.3	32.3
5	1872	6278	29.8	32.3

*si riferisce ai campioni della Ref. [67]

I valori relativi più bassi della densità relativa effettiva ρ_{eff} rispetto al valore di progetto possono essere spiegati dagli inevitabili difetti geometrici causati dal processo di produzione e dal processo di sabbiatura che riduce lo spessore delle pareti dei pori. Caiazzo et al. [67] hanno evidenziato che il comportamento plastico è leggermente influenzato dalla differente densità relativa ρ_{eff} dei provini, mentre il comportamento elastico è lo stesso. In aggiunta, la differenza relativa tra la densità relativa effettiva ρ_{eff} dei campioni fabbricati e quella dei campioni in [67] è 0.7% (29.3% con SD 0.451% vs. 29.1% con SD 0.707%), confermando così che tutti i provini realizzati appartengono ad un unico gruppo con caratteristiche e risultati consistenti.

3 PROVE DI COMPRESSIONE SPERIMENTALI E DATI DI TRAZIONE DEL MATERIALE BASE

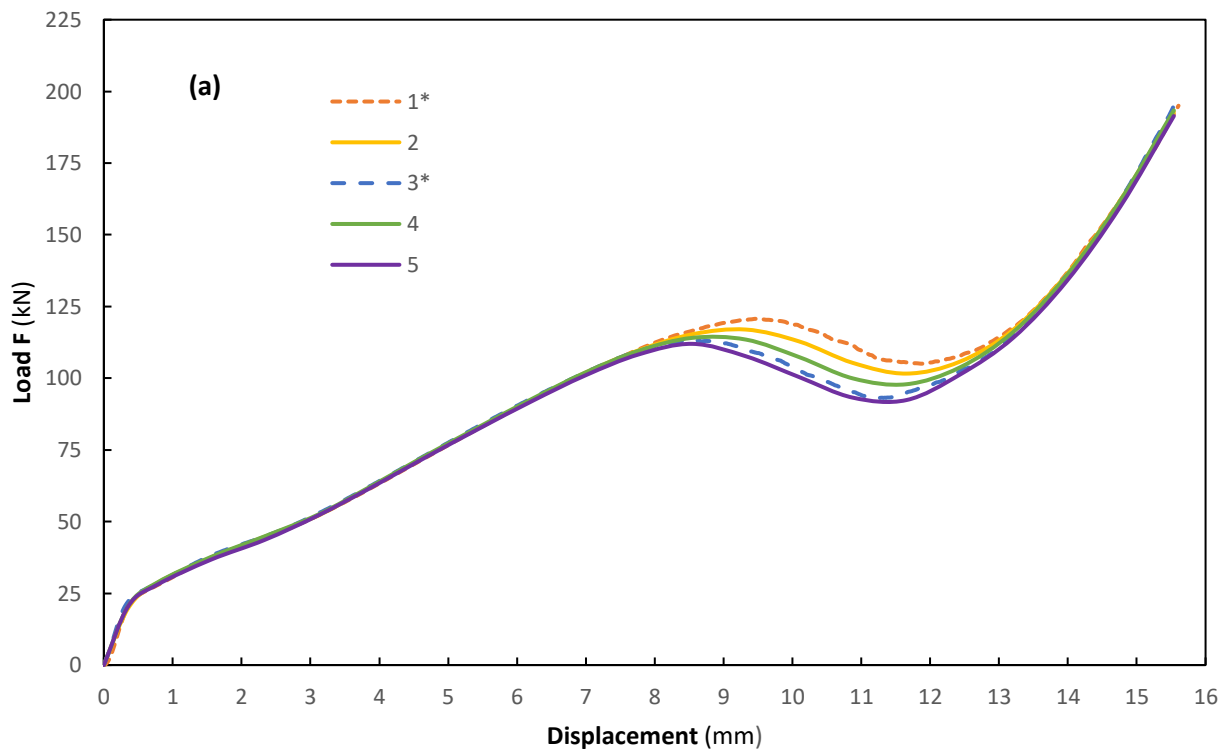
3.1 Compressione dei campioni cilindrici

I provini sono stati compressi assialmente in condizione di controllo dello spostamento usando una Instron 4467 machine (Instron, US) equipaggiata con una cella di carico da 200 kN. La compressione assiale è stata prodotta attraverso l'end-shortening del lato superiore del provino, e lo spostamento della traversa mobile del macchinario è stato monitorato. I test sperimentali sono stati condotti a temperatura ambiente e ad una loading rate di 0.5 mm/min. Maggiori dettagli sui campioni, setup sperimentale e misurazioni sono forniti in [67]. I tre provini realizzati sono stati testati e i risultati sono stati comparati con quelli presentati nella Ref. [67].

La Fig. 5a mostra le curve load–displacement mentre la Fig. 5b mostra i corrispondenti engineering stress–strain ottenuti dalla ISO 13314 [83]. L'engineering strain e è determinato come rapporto tra lo spostamento assiale (i.e. end-shortening) dato al provino e l'altezza iniziale dello stesso. Poiché il massimo spostamento assiale nominale dato al campione è stato di 15.6 mm (questo corrisponde al 100% di end-shortening), il massimo engineering strain è $15.6/20=0.78$. L'engineering stress s è determinato come rapporto tra il carico assiale agente sul provino e la “filled” cross-sectional area del campione A_{filled} che tiene conto della presenza dei vuoti (i.e. $A_{\text{filled}}=(\pi D^2/4-A_{\text{pores}})$, dove A_{pores} è la frazione della cross-sectional area occupata dai pori). Sebbene A_{filled} vari lungo l'altezza del provino, la struttura regolare di quest'ultimo caratterizzata dalla sovrapposizione della stessa topologia di layer consente di identificare delle cross-sectional area che sono comuni a tutti i layer e si ripetono attraverso la struttura nella direzione Z (Fig. 1b). In particolare, due cross-sectional area sono state selezionate in questo studio. La Fig. 5b mostra la curva stress–strain per la cross-sectional area localizzata all'interfaccia tra i layer porosi. Questa sezione è la massima filled area nel layer $A_{\text{filled}}^{\text{max}}$ (i.e. 207.5 mm²) e consente di ottenere informazioni sullo stress field per pori adiacenti. Un

grafico simile può essere ottenuto per la cross-section che passa attraverso i centri delle pareti interne dei pori, che corrisponde alla minima filled area $A_{\text{filled}}^{\text{min}}$ (i.e. 36.7 mm^2) dove gli stress dovrebbero essere più elevati. Per un assegnato livello di carico, i valori dell'engineering stress valutati per la minima e la massima filled area sono in rapporto $A_{\text{filled}}^{\text{min}}/A_{\text{filled}}^{\text{max}}$.

Le curve di compressione stress–strain registrate per i campioni possono essere suddivise in quattro regioni: (1) linear elastic zone; (2) hardening plateau; (3) stress drop phase; (4) densification region nella quale lo stress cresce rapidamente. Il valore di strain che corrisponde all'inizio di tale ultima crescita della curva stress–strain è chiamato densification strain [84].



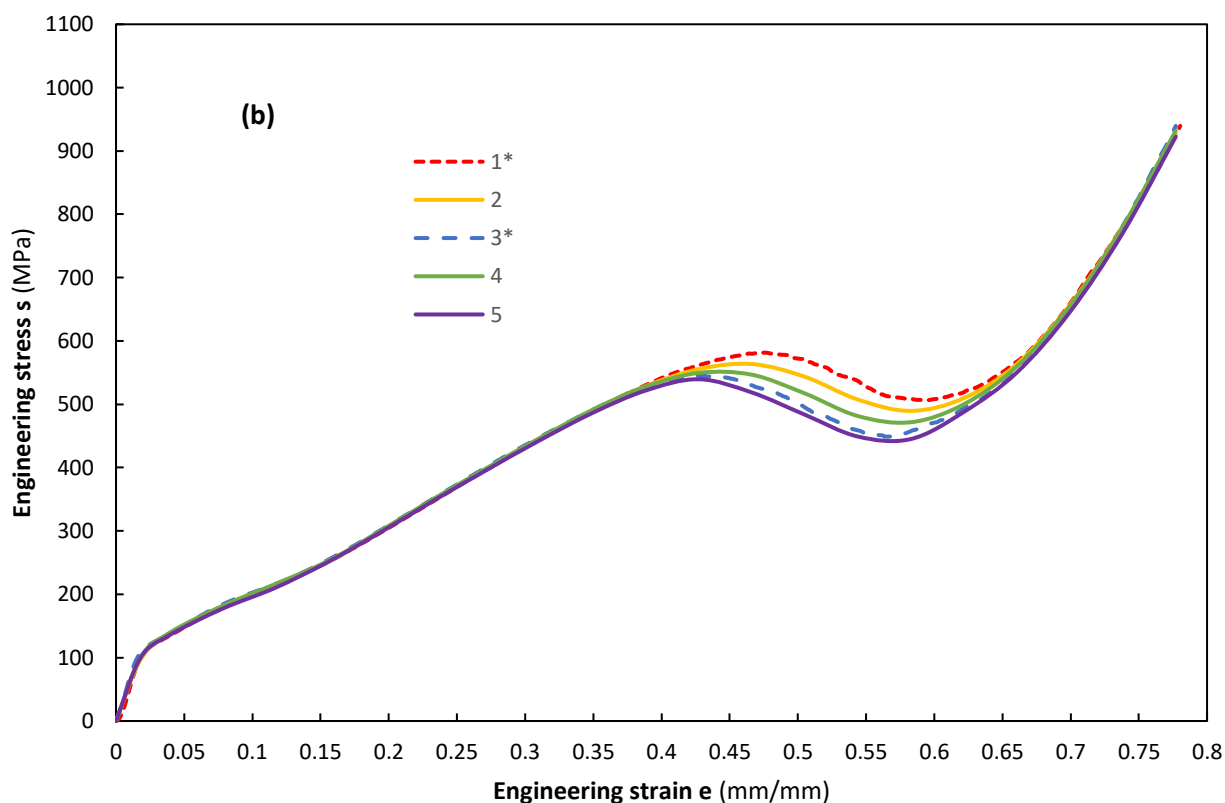
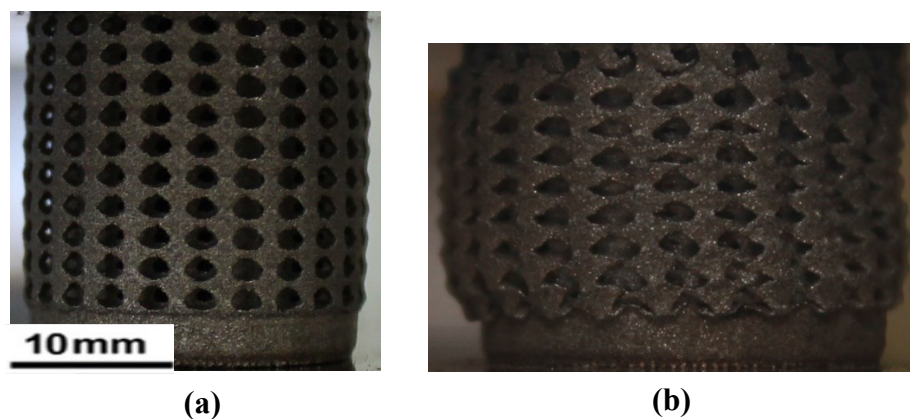


Fig. 5 a Curve load–displacement registrate per i campioni soggetti a compressione assiale; **b** curve engineering stress–strain valutate in corrispondenza della massima filled area A_{filled}^{max} . La notazione “*” si riferisce ai campioni della Ref. [67].

Dalla Fig. 5b si può notare che il comportamento elastico dura fino all’1% di nominal strain ed è successivamente seguito dalla localizzazione del plastic strain e dal plastic hardening. Un cambiamento nella pendenza della curva stress–strain nella hardening region può essere osservato a circa l’8% di strain. Questo fenomeno è dovuto alla localizzazione di una elevata plastic strain, che è associata all’inizio di un prematuro danneggiamento nelle pareti sottili di alcuni pori deboli posizionati in differenti zone del provino, e all’anisotropia del provino. Il failure delle pareti sottili riduce il comportamento incrudente del materiale e si verifica abbastanza lontano dalla elastic region perché l’acciaio inossidabile 17-4PH è un materiale duttile. Per esempio, la Fig. 6a presenta la deformazione all’8% di nominal strain di un tipico campione fabbricato durante il test di compressione; i pori appaiono leggermente ovalizzati ma la loro forma è ancora molto vicina alla geometria sferica di progetto. Successivamente, il provino si stabilizza grazie allo stress redistribution, e il flow stress cresce costantemente come risultato delle caratteristiche incrudenti del

materiale di cui la struttura è fatta [85]. Le curve stress–strain dei campioni praticamente si sovrappongono fino al 35% di engineering strain e successivamente si discostano leggermente appena ci si avvicina all’hardening plateau.

Il valore di stress raggiunge un massimo relativo tra il 43 (campioni 3 e 5) ed il 48% (campione 1) di strain e dopo decade a un minimo relativo tra il 57 (campioni 3 e 5) ed il 61% (campione 1) di strain. Per esempio, la Fig. 6b mostra la deformazione al 40% di nominal strain; la forma dei pori è adesso marcatamente ellittica. La stress drop phase che segue l’hardening plateau è caratterizzata da un comportamento a compressione instabile dovuto al buckling delle pareti dei pori e al collasso plastico di interi settori del provino [5]. In tal senso, la Fig 6c mostra il campione deformato al 50% di nominal strain: i layer superiori collassano, mentre la struttura regolare dei layer inferiori è ancora presente sebbene leggermente distorta. Tra il 57 e il 78% di nominal strain, le pareti opposte dei pori iniziano ad entrare in contatto e la compattazione della struttura porosa (densification) ha luogo. Questo fenomeno implica il nuovo rapido aumento dello stress nella densification phase. Per esempio, La Fig. 6d e la Fig. 6e, rispettivamente, raffigurano lo stadio iniziale e finale del densification process. Con l’avanzare del processo di compattazione, le curve stress–strain registrate per i provini tendono a sovrapporsi nuovamente. Tutti i campioni hanno esibito profonda frattura a taglio con crack pronunciati lungo le direzioni di taglio critiche [67].



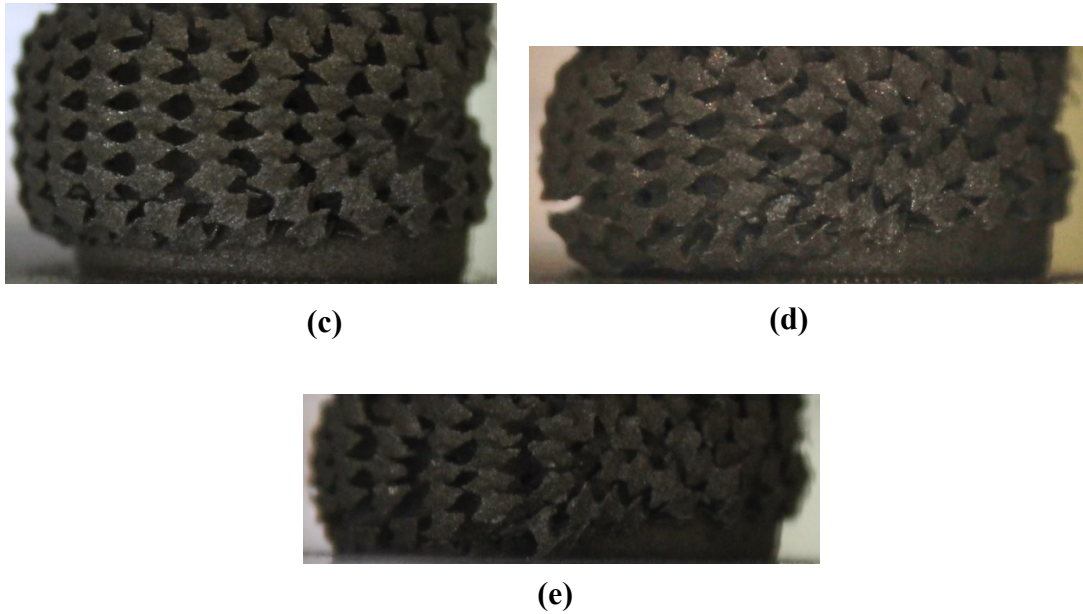


Fig. 6 Deformazione di un tipico provino fabbricato **a** 8%; **b** 40%; **c** 50%; **d** 62%; and **e** 78% compressive strain.

3.2 Dati di trazione uniassiale

Il framework agli elementi finiti sviluppato in questo studio mira a replicare il comportamento a compressione di campioni porosi in acciaio, simili alle schiume, adottando il modello costitutivo dei materiali pienamente densi [57,85]. A tal scopo è stato utilizzato il modello costitutivo di Hollomon, estraendo i parametri del materiale attraverso una analisi inversa dai dati di stress–strain del materiale solido di base [86]. Il modello costitutivo di Hollomon stabilisce che:

$$\begin{aligned}
 \varepsilon \leq \varepsilon_{yield} &\implies \sigma = E\varepsilon \\
 \varepsilon > \varepsilon_{yield} &\implies \sigma = H\varepsilon^n
 \end{aligned}
 \tag{1}$$

dove σ è il true stress, ε è il true strain, ε_{yield} è lo yield strain del materiale, n è l'esponente di strain hardening e H è lo strength coefficient.

I dati di engineering stress–strain del materiale solido di base sottoposto a carico di trazione sono resi disponibili dal technical data sheet [75] e da Caiazza et al. [67]. I valori dello Young's

modulus, yield strength e ultimate tensile strength identificati nel presente studio sono rispettivamente 170 GPa, 530 MPa e 850 MPa. I primi due valori sono consistenti con i dati riportati in letteratura per gli acciai inossidabili usati nell'additive manufacturing [87,88]. Anche il valore dell'ultimate tensile strength è in accordo con il dato specifico per l'acciaio 17-4PH [89]. Poiché lo strain misurato ad un dato livello di carico in un test di compressione è più elevato della sua controparte misurata in una prova di trazione, prima di simulare numericamente il comportamento a compressione è necessario estrapolare i dati di trazione fino al necking assumendo che il campo di deformazione continui ad essere uniforme alle grandi deformazioni in accordo con la legge di Hollomon [60,90].

4 SIMULAZIONE NUMERICA

4.1 Modelli CAD

Modelli 3D dei campioni cilindrici porosi, che riproducono la geometria nominale del provino senza imperfezioni descritta nella Sezione 2.2, sono stati creati in ambiente CAD e successivamente importati nell'ambiente software agli elementi finiti ABAQUS 6.14. Il software CAD SolidWorks 2016[®] è stato utilizzato per tale scopo e sono stati sviluppati tre modelli CAD: un modello completo del provino poroso (CM) e due modelli ridotti (RM), dove gli ultimi modelli servono a salvare risorse computazionali limitando il numero di elementi e di nodi presenti nel modello agli elementi finiti preservando ancora l'accuratezza dei risultati numerici.

Il modello CAD completo (CM) dei provini testati è mostrato in Fig. 7a. Il primo modello ridotto (RM2B) consiste di due layer porosi sovrapposti ed una base la cui altezza è proporzionale al numero di layer considerati (vedere Fig. 7b). Il secondo modello ridotto (RM2) prevede solo due layer porosi senza base (vedere Fig. 7c).



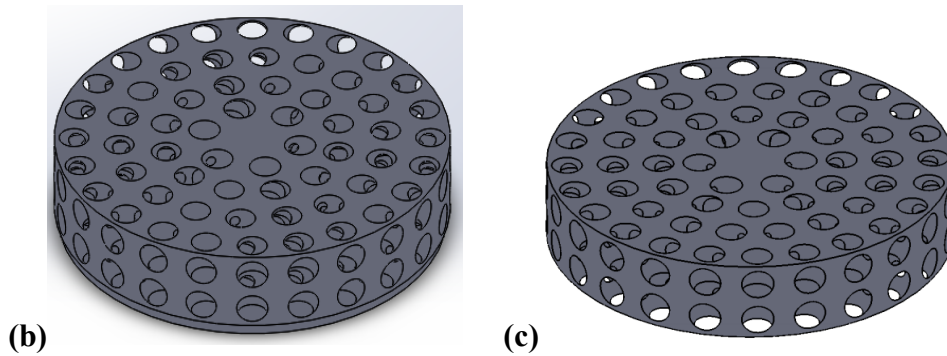


Fig. 7 a Modello CAD completo che include la struttura porosa e la base (CM); **b** modello CAD ridotto a due layer con altezza della base scalata (RM2B); **c** modello CAD ridotto a due layer senza base (RM2).

Tutti i modelli CAD sono stati creati sottraendo una distribuzione spaziale di sfere da un cilindro pienamente denso. Questa operazione Booleana porta alla generazione dei campioni cilindrici con i relativi i pori sferici. Le feature “circular repetition” e “linear repetition” consentono di replicare la disposizione delle cavità. La procedura esposta di seguito descrive la generazione del modello CAD completo la cui densità relativa di progetto è 32.3%. Sequenze operative simili sono state eseguite per i modelli ridotti. In dettaglio:

- In accordo con la geometria nominale specificata nella Sezione 2.2, è stato creato un cilindro pienamente denso avente 20 mm di altezza e 20 mm di diametro;
- Lo sketch di un semicerchio è stato ruotato per riprodurre una singola sfera di diametro 2.5 mm. La prima corona circolare è stata creata utilizzando la feature “circular repetition” con una ampiezza angolare di 60°;
- La feature “linear repetition” ha replicato la distribuzione verticale delle cavità lungo la direzione di costruzione del campione;
- Applicando la stessa procedura per le altre corone circolari, la disposizione spaziale dei pori nella intera struttura è stata ottenuta;
- L’operazione Booleana di sottrazione tra cilindro pienamente denso e disposizione spaziale delle sfere ha consentito di ottenere la struttura porosa;
- Una base cilindrica di altezza 3 mm è stata aggiunta alla struttura porosa;

- Tutti i modelli CAD sono stati salvati nel formato IGES per essere esportati in ABAQUS.

4.2 Analisi agli elementi finiti

Le simulazioni numeriche sono state eseguite con il software agli elementi finiti general purpose ABAQUS 6.14. La geometria CAD del provino è stata importata come una parte 3D deformabile. Poiché lo scambio di dati tra SolidWorks e ABAQUS comporta inevitabili errori di approssimazione a seguito delle insite differenze tra questi software, è necessario riparare le geometrie imprecise della parte importata in modo che le entità geometriche corrispondano in modo esatto. Questa operazione restituisce una geometria precisa. Per modellare appropriatamente il test di compressione, è necessario creare una parte 3D analitica rigida che simula il movimento della loading crosshead. Poiché la parte analitica rigida è molto più rigida del resto del modello, la sua deformazione durante il contatto con la parte superiore del provino caricato può essere considerata trascurabile. È possibile associare un reference point (RP) alla parte rigida al fine di controllare il suo movimento. Per simulare la compressione del campione, uno spostamento nella direzione Z negativa è assegnato alla parte rigida mentre la base della parte deformabile è fissa. La Fig. 8 mostra la parte deformabile e quella analitica rigida del modello CM.

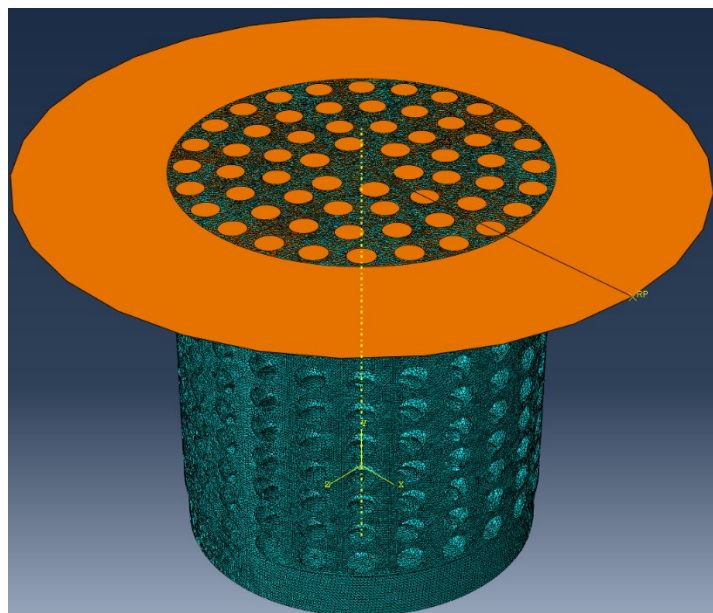


Fig. 8 Modello agli elementi finiti dell'intera struttura porosa (CM model) con la parte rigida che carica il provino.

Il passo successivo è quello di definire il modello costitutivo di Hollomon e assegnare le proprietà del materiale solido di base alla parte deformabile. Poiché la geometria CAD importata in ABAQUS include porosità e vuoti, è ragionevole assumere che la regione densa della parte porosa deformabile si comporti come un materiale pienamente denso seguendo il classico modello di metal plasticity con isotropic hardening. Come riportato nella Sezione 3.2, per il materiale è stato ipotizzato il comportamento costitutivo di Hollomon attraverso il fitting dei parametri costitutivi dai dati del test di trazione.

Un modello quasi-statico è stato selezionato al fine di replicare il comportamento a compressione poiché questo tipo di analisi consente di gestire gli effetti non lineari, l'instabilità locale e le condizioni di contatto complesse [91]. Una mass scaling analysis è stata condotta su diverse simulazioni di tentativo per ridurre i costi computazionali ed evitare che gli effetti inerziali modificassero la soluzione numerica: a tal scopo, il rapporto tra l'energia cinetica e l'energia interna totale è stato mantenuto inferiore al 10%.

Il general contact algorithm è stato usato per definire le self-interaction che coinvolgono le pareti dei pori durante la compressione. Inoltre, il surface-to-surface contact è stato implementato per modellare l'interazione tra parte rigida e deformabile. Tutte le interazioni sono caratterizzate da una friction formulation che comporta normal behavior e tangential behavior con penalty approach e coefficiente di attrito pari a 0.3 [92].

Il modello agli elementi finiti è stato meshiato con i 10-node modified quadratic tetrahedral element C3D10M, che sono adatti per problemi caratterizzati da stress concentration e contatti complessi. La formulazione modificata rende gli elementi robusti al volumetric locking e consente loro di gestire le grandi deformazioni. L'analisi di convergenza è stata eseguita per identificare soluzioni mesh-independent compatibilmente con le risorse computazionali. Un element size di circa 0.4 mm è stato dunque selezionato; una mesh più fine con elementi di dimensione 0.2 mm restituisce

praticamente gli stessi risultati ma con un costo computazionale molto più alto. Passando da un element size di 0.4 ad uno di 0.2 mm, il wall clock time richiesto per effettuare l'analisi esplicita in ABAQUS è aumentato del 268% per il modello completo e del 247% in media per i modelli ridotti. La mesh validation ha comportato la verifica di parametri critici, geometry diagnostic e analysis check. Tutti e tre i modelli (CM, RM2B, RM2) non presentano invalid entity, analysis error, face corner angle minori di 10° , elementi con shape factor < 0.0001 , elementi con aspect ratio maggiore di 10. La Tabella 4 mostra il numero di elementi, il numero di nodi, average/worst element aspect ratio e average/worst shape ratio per i tre modelli. La Fig. 9a e la Fig. 9b riportano la mesh dei modelli RM2B e RM2, rispettivamente. La mesh del modello completo è stata precedentemente mostrata in Fig. 8.

Tabella 4 Specifiche dei modelli agli elementi finiti creati per i differenti modelli CAD

	Number of elements	Number of nodes	Average element aspect ratio	Worst element aspect ratio	Average element shape factor	Worst element shape factor
CM	553,542	931,844	1.67	7.23	0.652790	0.011203
RM2B	124,602	214,778	1.65	6.79	0.667686	0.026392
RM2	97,459	176,952	1.68	8.43	0.652876	0.013569

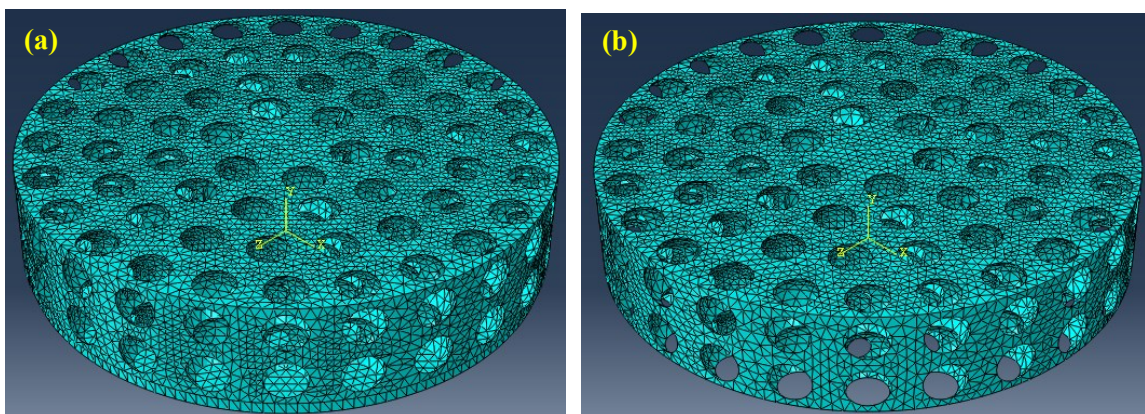


Fig. 9 Modelli agli elementi finiti dei modelli CAD ridotti: **a** RM2B; **b** RM2.

5 RISULTATI E DISCUSSIONE

Al fine di verificare che il modello in ABAQUS simuli accuratamente il test di compressione, il carico misurato sperimentalmente agente sulla crosshead rigida lungo l'asse verticale del provino (i.e. l'asse Y del modello in ABAQUS) è stato comparato con il corrispondente valore risultante dai calcoli agli elementi finiti. La Fig. 10 mostra la forza di reazione calcolata da ABAQUS lungo l'asse Y al reference point vs. lo spostamento del reference point per il modello completo CM. Lo spostamento del reference point corrisponde all'end-shortening della parte superiore del provino. La curva load-displacement calcolata da ABAQUS per il modello CM riproduce bene il comportamento sperimentale, confermando così l'efficacia del modello agli elementi finiti sviluppato in questo studio e validando così tutte le opzioni di analisi (come ad esempio le varie contact interaction tra differenti regioni del modello) implementate nella simulazione.

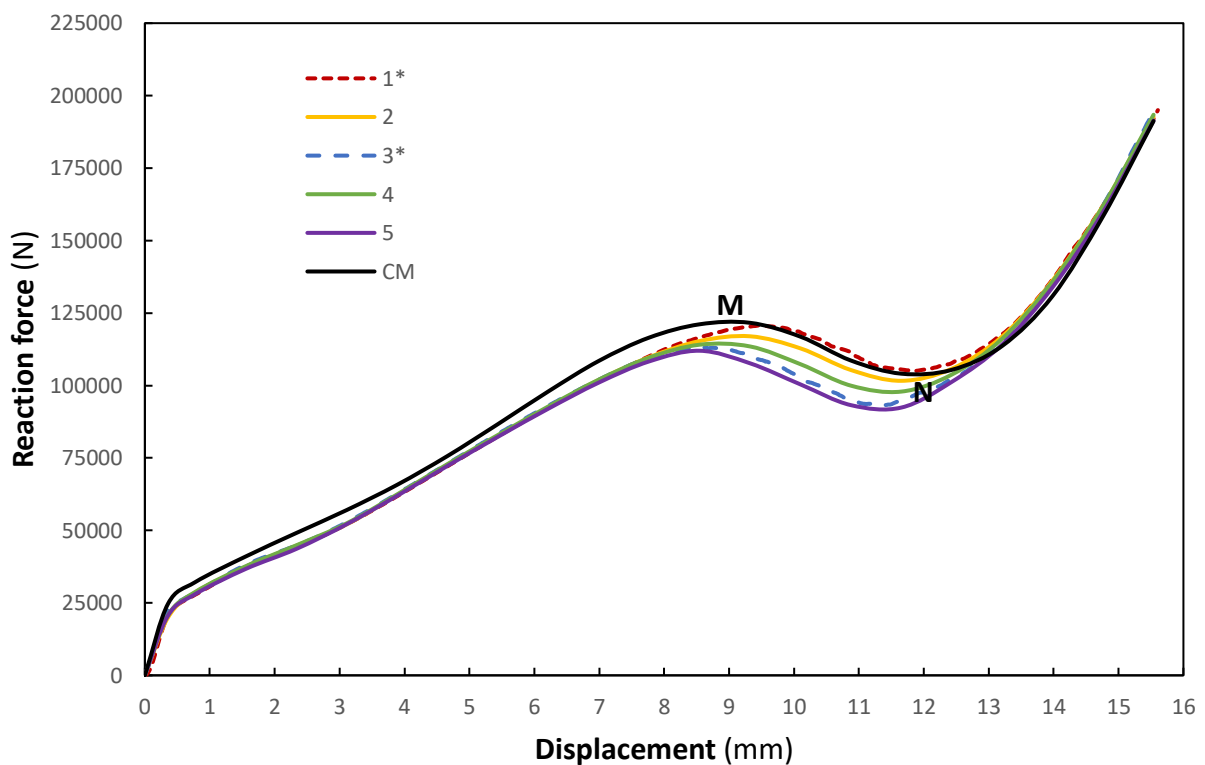


Fig. 10 Confronto tra la curva load–displacement calcolata da ABAQUS per il modello completo CM e quelle misurate sperimentalmente; *si riferisce ai campioni dalla Referenza [67].

Negli stadi iniziali del processo di carico (i.e. 0.78 mm di spostamento in direzione Y o 3% di nominal strain), i risultati agli elementi finiti mostrano che i pori assumono una leggera forma ovale lungo la direzione ortogonale all'asse di compressione, coerentemente con la Referenza [93]. Le viste di dettaglio della Fig. 11a e della Fig. 11b mostrano che gli strain e gli stress si concentrano ai lati opposti delle pareti interne dei pori lungo la direzione ortogonale al carico agente sul provino. Il carico di compressione è distribuito su ciascun layer poroso come risultato della disposizione spaziale regolare dei pori. Per questa ragione, lo stesso campo di stress e di strain può essere osservato in ogni layer. Le Figure 11b e 11c mostrano che lo stress di von Mises eccede lo yield stress del materiale solido di base e raggiunge 1.3 GPa in alcune aree localizzate del provino persino per il basso livello di strain del 3% [85]. Tuttavia, lo stress rimane ben al di sotto dello yield limit nella maggior parte del modello. Questa localized plasticity gioca un ruolo importante nel comportamento meccanico della struttura porosa (vedere anche Ref. [58,94] in tal senso).

Dalla Fig. 10 si può notare che il modello agli elementi finiti predice l'inizio della plasticità (i.e. dove la curva stress–strain devia dall'andamento lineare corrispondente al regime elastico) a una deformazione leggermente maggiore rispetto a quelle osservate sperimentalmente. Ciò è dovuto alla presenza delle irregolarità e dei difetti introdotti nei campioni reali dal processo di produzione. Microporosity e piccoli crack [95] localizzano lo strain e quindi agiscono come stress concentrator, causando così il prematuro danneggiamento del campione. Dunque, il modello numerico sovrastima la capacità di sostenere il carico del provino perché il modello CAD ha una geometria regolare senza difetti.

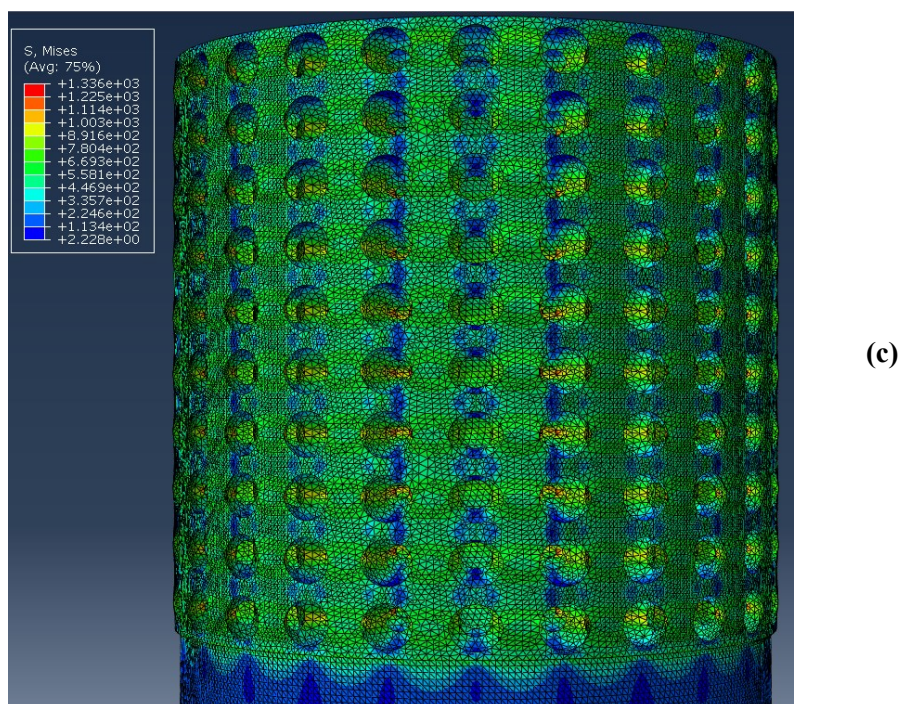
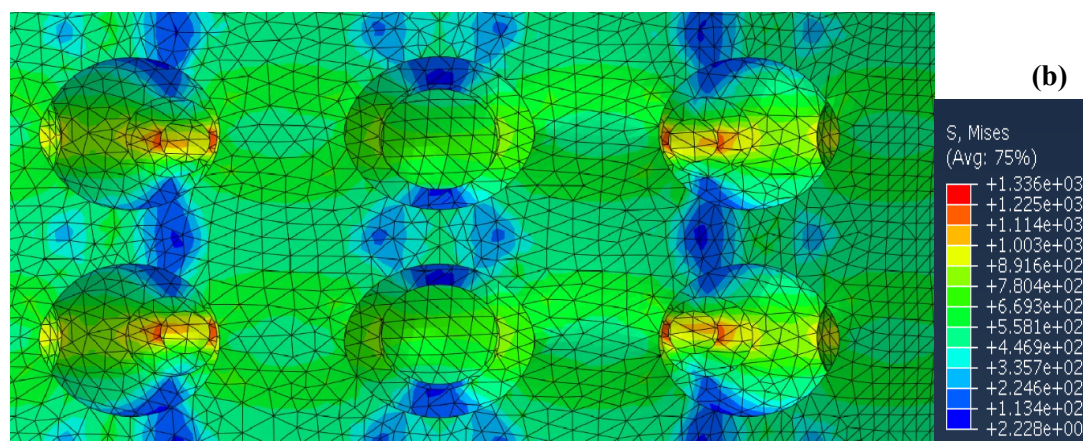
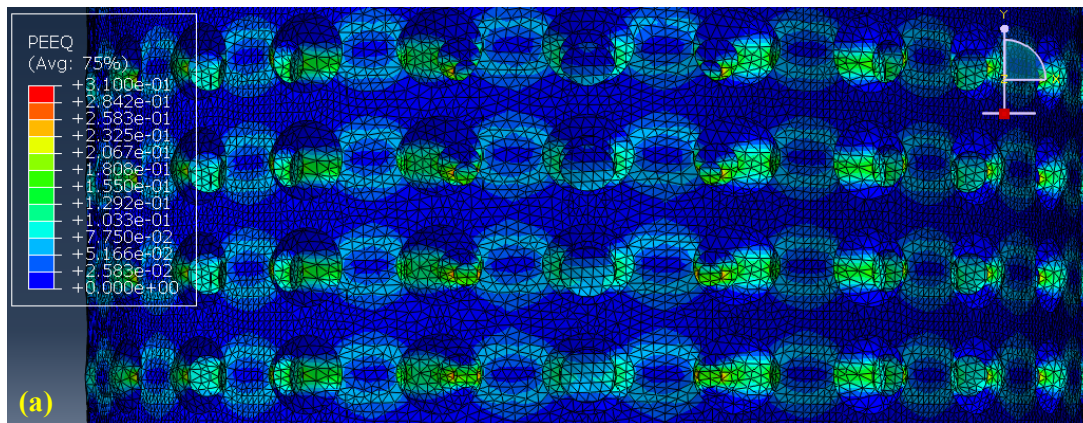


Fig. 11 Risultati FE per il modello completo CM al 3% di strain (i.e. 0.78 mm di spostamento nominale della loading crosshead): **a** dettaglio della distribuzione dello strain; **b** dettaglio della distribuzione dello stress; **c** vista completa della distribuzione dello stress. Tutti gli stress sono espressi in MPa.

Con il procedere della compressione, le concentrazioni di stress e strain interessano un numero maggiore di pareti dei pori. Per esempio, la Fig. 12 presenta la distribuzione calcolata dello stress di von Mises corrispondente ad un nominal strain di compressione del 8%. È presente un danneggiamento localizzato di una più alta quantità di materiale, che si traduce in una riduzione dell'hardening capacity del campione. È possibile vedere dalla Fig. 12 che i picchi di equivalent stress salgono a 1.7 GPa, quindi ben al di sopra dello yield limit del materiale solido di base. Tale comportamento è chiaramente evidenziato in Fig. 10: sia le curve load–displacement sperimentali che quella calcolata presentano un leggero cambio di curvatura. L'intrinseca maggiore rigidezza del modello agli elementi finiti, che considera una geometria perfetta, fa sì che questa transizione si verifichi ad uno spostamento più alto del 25% (i.e. 3.1 mm per ABAQUS vs. 2.5 mm misurati sperimentalmente) rispetto a quello osservato per i campioni reali.

La deformata del campione calcolata da ABAQUS è pienamente consistente con quella osservata sperimentalmente (vedere Fig. 6a). In modo interessante, la classica relazione $\sigma = s(1+e)$ tra real stress σ ed engineering stress s di Fig. 5b restituirebbe il valore di circa 211 MPa (i.e. 195×1.08) per il livello di strain del 8%. Poiché lo stress concentration factor attorno ad un foro circolare (i.e. una geometria simile a un poro sferico) sotto carico assiale può essere stimato pari a 3 (vedere, per esempio, Referenze [96,97]), lo stress vicino ad un poro salirebbe a circa 633 MPa. Tale valore è in verità molto vicino all'average equivalent stress calcolato da ABAQUS nelle regioni collocate tra pori adiacenti. È interessante notare che, se si considera la cross-section di area minima $A_{\text{filled}}^{\text{min}}$ passante attraverso i centri delle pareti interne dei pori e il corrispondente engineering stress (i.e. 1103 MPa), il real stress σ ottenuto dalla relazione $\sigma = s(1+e)$ sarebbe dell'ordine di 1.19 GPa, che è consistente con il corrispondente valore di stress calcolato da ABAQUS ai lati opposti delle pareti interne dei pori (vedere Fig. 12).

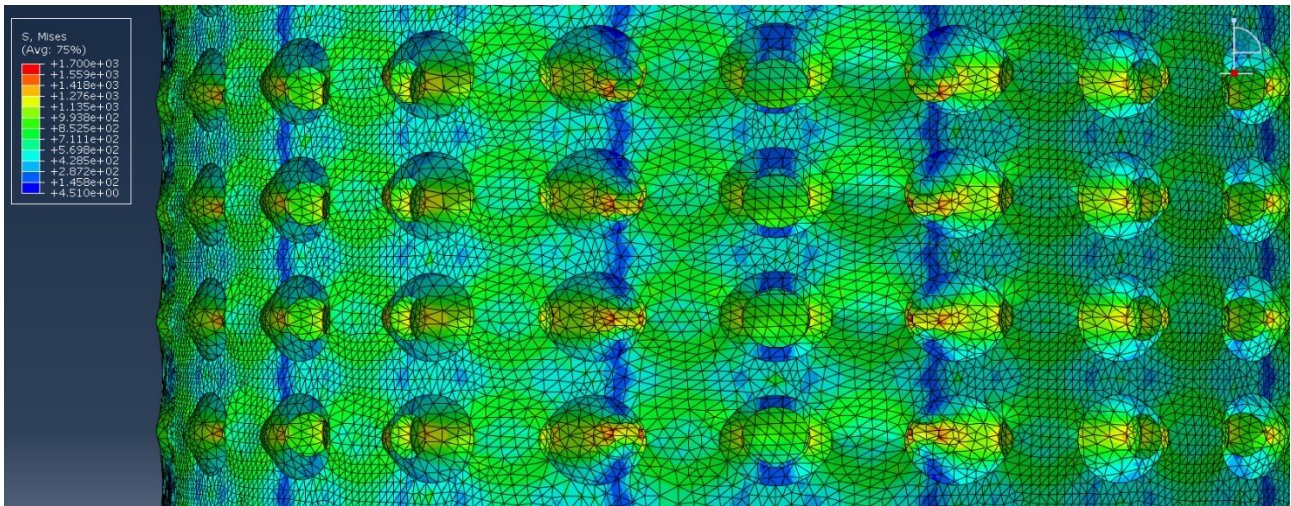


Fig. 12 distribuzione dello stress (MPa) calcolata da ABAQUS per il modello completo CM ad un livello di strain di circa 8%

Con il procedere della simulazione, la fine dell'hardening region è catturata piuttosto bene dal modello di ABAQUS: il valore calcolato dello spostamento al quale la forza (e, conseguentemente, lo stress) raggiunge il massimo relativo M è 9.1 mm quasi a metà tra gli 8.6 mm registrati sperimentalmente per il campione 5 e i 9.6 mm registrati sperimentalmente per il campione 1. Complessivamente, la simulazione numerica sovrastima leggermente il comportamento plastico a compressione della struttura porosa nella hardening phase. Le differenze tra i valori numerici e i risultati sperimentalmente sono dovute principalmente a due ragioni. Per prima cosa, il modello agli elementi finiti non prende in considerazione le imperfezioni introdotte dal SLM che indeboliscono le pareti sottili dei pori e localizzano la deformazione [98,99]. In secondo luogo, sebbene l'isotropic hardening sia una buona approssimazione dell'hardening behavior delle schiume di acciaio, il modello agli elementi finiti sviluppato in questo studio sovrastima il plastic flow perché l'anisotropic compression behavior della struttura non viene tenuto in conto [92].

La Fig. 13 mostra la deformata e la distribuzione dello stress di von Mises determinati da ABAQUS al 43% di nominal strain, poco prima di raggiungere il massimo relativo M corrispondente al 45.5% di nominal strain (i.e. 9.1/20). Ancora una volta, il modello agli elementi finiti ha riprodotto bene l'evidenza sperimentalmente: la deformata di Fig. 13 rassomiglia a quella presente in Fig. 6b. I pori appaiono significativamente ovalizzati: l'aspect ratio λ_{pore} tra la dimensione orizzontale e verticale del

poro sale a 2 dall'iniziale valore di 1 relativo alla forma sferica di progetto; la distanza tra i centri dei pori adiacenti valutata nella direzione di carico è circa uguale alla dimensione orizzontale dei pori. L'average stress concentration vicino ai pori è dell'ordine di 2.5 GPa, cinque volte più grande dello yield limit del materiale solido di base. È interessante notare che, il rapporto λ_{stress} tra l'equivalent stress calcolato da ABAQUS tra i pori adiacenti e il real stress σ derivato dalle curve stress-strain sperimentali (vedere Fig. 5b) scende a circa 2.37: circa 1.9 GPa vs. $560 \times (1+0.43) = 801$ MPa, dove i valori di stress-strain misurati sperimentalmente sono mediati tra i campioni. Da notare che il più alto aspect ratio $\lambda_{\text{pore}} \approx 2$ dei pori ovalizzati rispetto alla forma sferica nominale tende ad incrementare gli stress concentration vicino ai pori. Tuttavia, la distanza tra i pori nella direzione di carico si riduce man mano che avanza il processo di carico. Ciò genera interazioni verticali tra i pori che riducono gli stress concentration. Il valore di $\lambda_{\text{stress}} \approx 2.37$ è in buon accordo con i risultati della Referenza [96] che ha valutato gli stress concentration nei materiali porosi 3D. Inoltre, se si considera l'engineering stress (3166 MPa) riferito alla cross-sectional area $A_{\text{filled}}^{\text{min}}$ passante per i centri dei pori interni, il real stress σ sarebbe 4527 MPa (i.e. 3166×1.43), che risulta molto vicino ai valori di stress peak calcolati da ABAQUS.

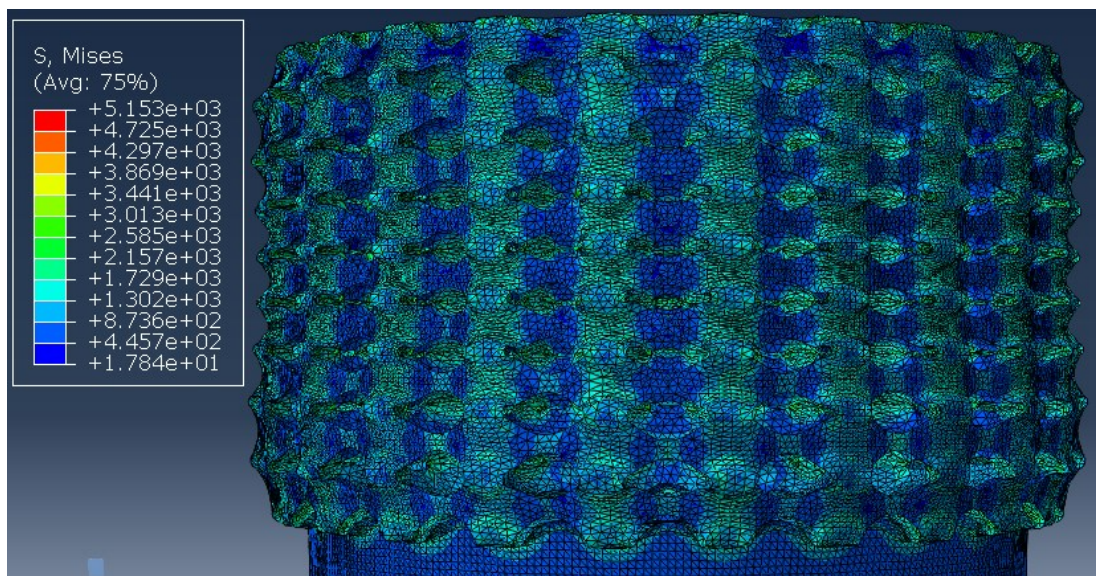
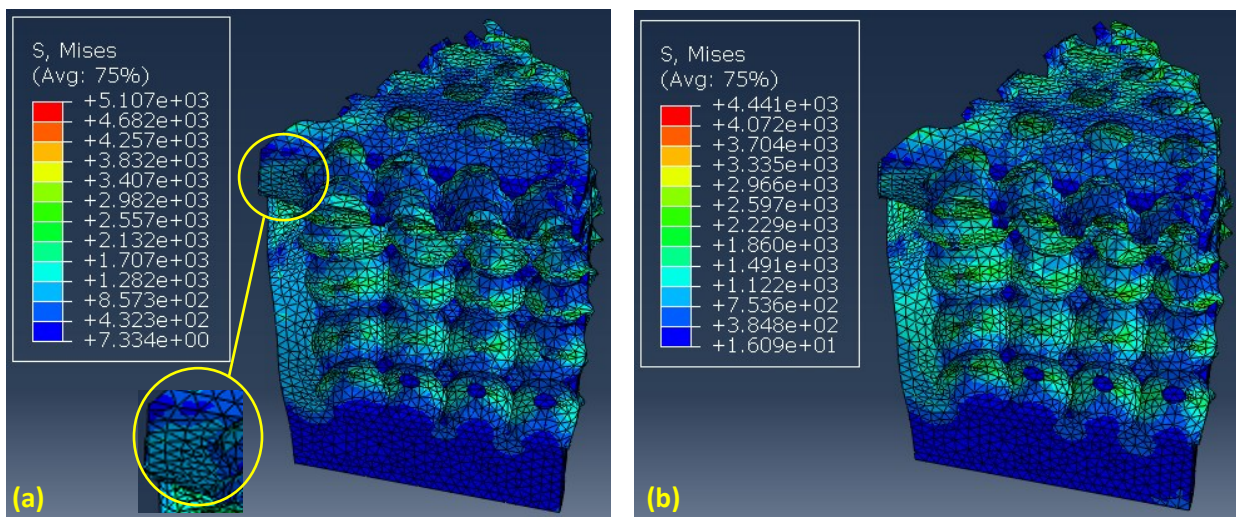


Fig. 13 Distribuzione dello stress (MPa) calcolata da ABAQUS per il modello completo CM ad un nominal strain del 43%, subito prima della fine dell’hardening plateau e l’inizio del collasso plastico dei layer porosi. Le dimensioni “orizzontale” e “verticale” dei pori sono, rispettivamente, ortogonale e parallela alla direzione di carico. L’aspect ratio dei pori λ_{pore} è valutato prendendo le posizioni deformate dei nodi che corrispondono ai poli e ai lati del poro.

La hardening phase termina quando il provino inizia ad esibire un comportamento plastico instabile dovuto al buckling sia delle pareti dei pori che del solid core del campione. A causa del bending e del buckling del modello, la capacità del campione di sostenere il carico decade al crescere dello strain e si verifica il collasso plastico dei layer porosi. Questo fenomeno è correttamente catturato dal modello di ABAQUS. Le Figure 14(a–e) riportano l’evoluzione degli stress di von Mises calcolati da ABAQUS e la corrispondente deformata del modello a differenti stadi della fase instabile (i.e. 46.5%, 50%, 54%, 58% e 62% di nominal strain, corrispondenti a 60%, 65%, 70%, 75% e 80% di end-shortening, rispettivamente) partendo subito dopo il massimo relativo M e terminando al minimo relativo N della curva load–displacement. Per chiarezza di rappresentazione, tutti i plot di Fig. 14 si riferiscono ad un settore del modello di ampiezza angolare pari a 60° estratto dal modello completo agli elementi finiti (CM).



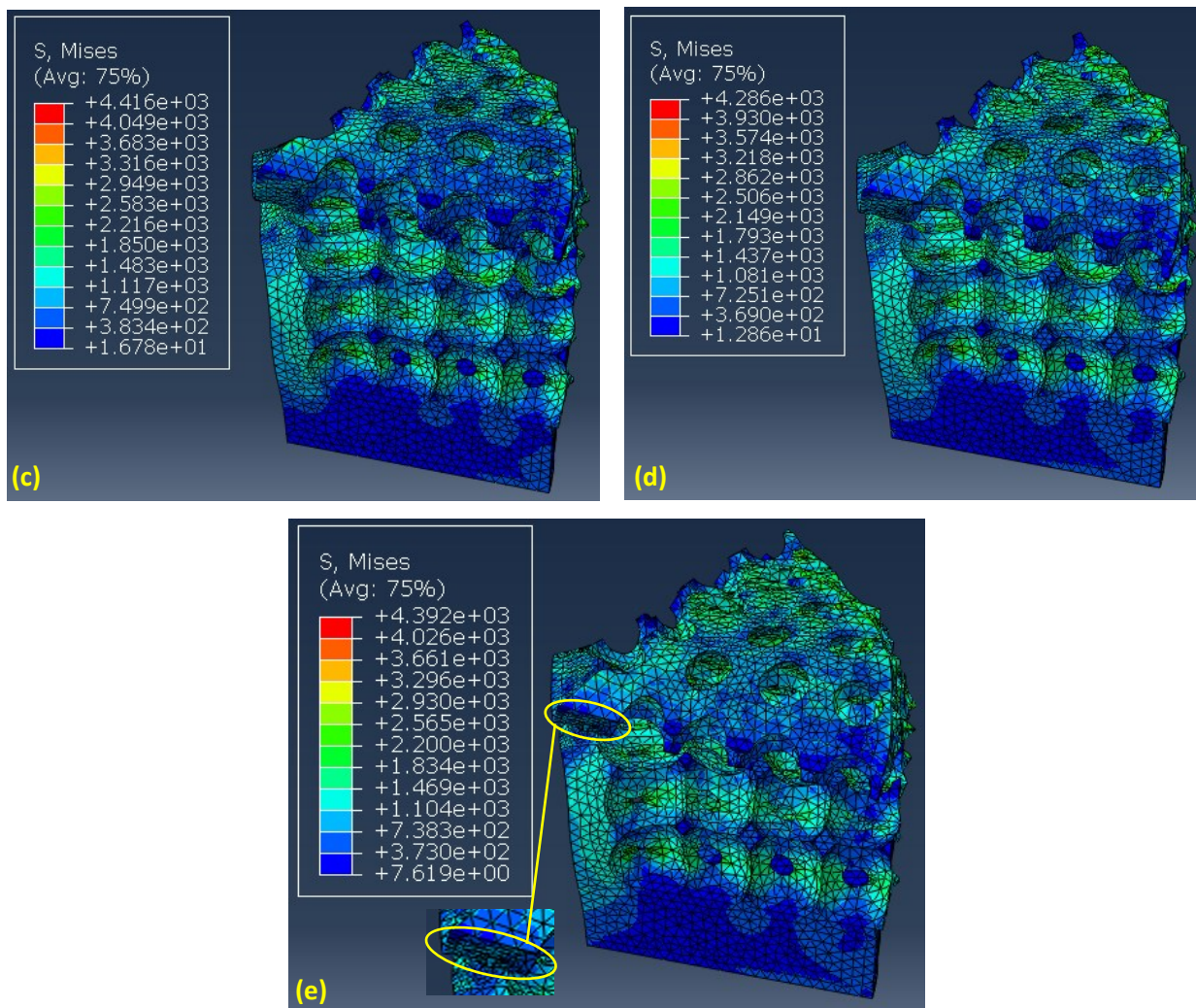


Fig. 14 Distribuzione dello stress di von Mises (MPa) e deformata del campione calcolati da ABAQUS per **a** 46.5%; **b** 50%; **c** 54%; **d** 58% **e** 62% di nominal strain (i.e., 60%, 65%, 70%, 75% e 80% di end-shortening). La Figura 14a riporta lo stato subito dopo il massimo relativo M della curva force–displacement, mentre la Figura 14e corrisponde al minimo relativo N.

Le deformate mostrate nelle Figure 14(a–e) confermano che le pareti dei pori collassano sotto l’azione del carico di compressione applicato al provino. Infatti, il numero di layer porosi impilati che può essere chiaramente distinto decresce improvvisamente. Per esempio, al 43% di nominal strain (Fig. 13, i.e. leggermente prima dell’inizio della fase plastica instabile), tutti i layer sono pienamente visibili mentre al 46.5% di nominal strain (Fig. 14a, i.e. leggermente dopo l’inizio del collasso delle pareti dei pori) solo quattro layer sono ancora visibili. In aggiunta, lo spessore della parte superiore del modello è ridotto di circa il 75% (ciò può essere notato chiaramente osservando l’angolo in alto a sinistra del modello evidenziato dal cerchio giallo). Gli stress di von Mises sono ridistribuiti e il

loro picco diminuisce al procedere della deformazione del provino fino a che esso incomincia di nuovo a crescere all'inizio della densification phase (Fig. 14e).

La classica relazione $\sigma = s(1+e)$ tra real stress σ ed engineering stress s , riferita alla cross-sectional area $A_{\text{filled}}^{\text{min}}$ passante attraverso i centri delle pareti dei pori, fornisce: 4615 MPa (i.e. 3150×1.465) per lo strain level del 46.5%, 4575 MPa (i.e. 3050×1.5) per lo strain level del 50%, 4374 MPa (i.e. 2840×1.54) per lo strain level del 54%, 4298 MPa (i.e. 2720×1.58) per lo strain level del 58%, e 4576 MPa (i.e. 2825×1.62) per lo strain level del 62%. È interessante notare che tutti questi valori sono vicini agli stress peak calcolati da ABAQUS.

I risultati agli elementi finiti sono pienamente consistenti con le osservazioni sperimentali anche per la fase plastica instabile. Infatti, la Fig. 14b assomiglia alla Fig. 6c per lo stadio iniziale della fase instabile quando i layer superiori sono significativamente deformati. Inoltre, la Fig. 14e assomiglia alla Fig. 6d per lo stadio finale della fase instabile quando si verifica bending significativo e i pori non sono più allineati in colonne dritte come nella geometria di progetto.

Infine, dopo l'inizio della densificazione, il modello agli elementi finiti ritorna a matchare quasi esattamente con il comportamento sperimentale dei campioni poiché la struttura del provino diventa compatta e simile a un corpo denso. Le Figure 15(a–c) mostrano l'evoluzione degli stress di von Mises calcolati da ABAQUS e la corrispondente deformata del modello a differenti stadi della densification phase (i.e. 62%, 70% e 78% di nominal strain, corrispondenti a 80%, 90% e 100% di end-shortening, rispettivamente); anche in questo caso è stata adottata la rappresentazione con il settore di ampiezza angolare 60° . È possibile notare che i layer porosi collassano rapidamente sotto il carico di compressione applicato al provino e si fondono in una struttura pienamente densa. Indipendentemente dalla grandezza dello strain nominale, l'average value dello stress scale è localizzato ai lati dei pori e dopo si diffonde sulla superficie superiore del modello direttamente in contatto con il carico applicato. Il densification process distrugge progressivamente la struttura porosa del campione e conseguentemente riduce lo stress concentration ai pori. Infatti, la relazione $\sigma = s(1+e)$ valutata al 62%, al 70% e al 78% di nominal strain dalla Fig. 5b restituisce rispettivamente,

$500 \times (1+0.62) = 0.810$ GPa, $657 \times (1+0.7) = 1.117$ GPa e $937 \times (1+0.78) = 1.668$ GPa. I corrispondenti average value dello stress di von Mises calcolato da ABAQUS sono 2.200, 2.378 e 2.444 GPa, rispettivamente. Lo stress ratio λ_{stress} dunque si abbassa da 2.72 a 2.13 ed infine a 1.46.

L'accordo tra i risultati agli elementi finiti e l'evidenza sperimentale è confermato dalle figure 15c e 6e: la struttura porosa di progetto è praticamente distrutta dal densification process e il modello numerico coglie molto bene questo fenomeno.

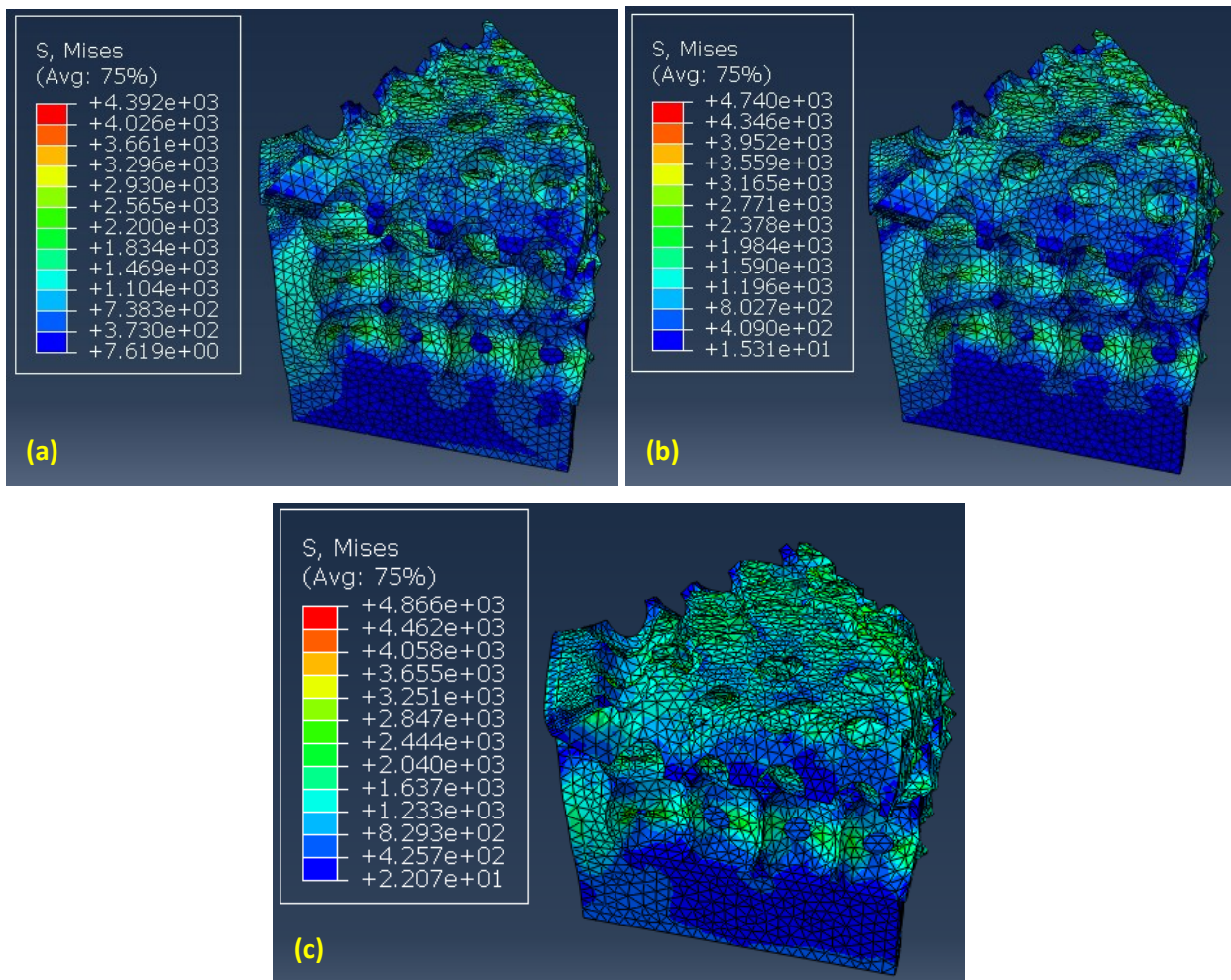


Fig. 15 Distribuzione dello stress di von Mises (MPa) e deformata del campione calcolati da ABAQUS nella densification phase per: **a** 62%; **b** 70%; **c** 78% di nominal strain (i.e. 80%, 90% e 100% di end-shortening).

Le architetture porose regolari costituite da layer porosi impilati e una base solida migliorano la loro abilità di accumulare deformazione e la loro capacità di prevenire lo stress propagation/transferring

dalla parte superiore della struttura alla sua base solida, con l'aumentare del numero di layer capaci di assorbire e ridistribuire il carico. Perciò, maggiore è il numero di layer, più bassi sono i carichi e gli stress trasferiti dalla parte porosa del componente alla struttura di supporto. Per questo motivo, se un componente con pochi layer può limitare lo stress transfer al supporto solido, allora il comportamento meccanico di strutture porose con disposizione simile che includono più layer non sarà influenzato dalla presenza della base dove si svilupperanno stress molto bassi. Ciò permette di non considerare la base di supporto nelle simulazioni numeriche. Perciò, considerando il minimo numero di layer impilati (i.e. due) e riducendo i calcoli, è possibile capire se la risposta meccanica delle strutture porose con disposizione simile aventi più layer può essere influenzata dalla presenza della base di supporto.

Nel presente lavoro, al fine di controllare se la presenza di una base che supporta i layer influenza nel complesso il comportamento a compressione del provino poroso, sono stati analizzati due modelli ridotti agli elementi finiti (RM2B e RM2) costituiti da soli due layer. Nel caso in cui la risposta meccanica di entrambi i modelli semplificati fosse approssimativamente la stessa, il supporto solido può essere omesso e le simulazioni del modello CM possono essere fatte girare senza base, risparmiando così costo computazionale. L'uso di questi modelli (RM2B, RM2) ha consentito di ridurre significativamente il tempo di calcolo rispetto al modello completo (i.e. 84.1% in meno di wall clock time per eseguire l'analisi esplicita con ABAQUS). In particolare, è interessante verificare se la base modifica la risposta meccanica del provino prima della densification phase poiché, dopo che il provino è compattato, quest'ultimo si comporta come un corpo denso e la base diventa un tutt'uno con la struttura porosa compattata. La Fig. 16 mostra che le curve load–displacement dei due modelli ridotti si sovrappongono sull'intero processo di carico e l'effetto della base è trascurabile. Perciò, è possibile modellare il campione senza base di sostegno, riducendo così il costo computazionale della simulazione agli elementi finiti; in particolare, il wall clock time dell'analisi esplicita in ABAQUS decresce del 26.2% passando da RM2B a RM2 e del 24.1% passando da CM ad un modello completo senza base di supporto. I valori di carico calcolati per i modelli bilayer sono

in media il 17% più alti nell'hardening plateau sector e il 43% più alti nella densification region rispetto a quelli calcolati per il modello CM e non è presente la stress drop phase. Il basso numero di layer riduce l'abilità della struttura di accumulare deformazione, determinando così un aumento del carico calcolato per i modelli ridotti durante l'hardening plateau phase dove si sviluppano alto stress concentration e deformazioni localizzate. L'effetto combinato dei valori di carico più elevati con l'impossibilità per i modelli bilayer di ridistribuire gli stress e gli strain attraverso layer multipli impilati fa sì che le pareti interne delle cavità porose vengano in contatto tra di loro più rapidamente [41] rispetto a CM. Perciò, sotto i carichi di compressione, i modelli con un numero basso di layer sono più inclini ad esibire un improvviso collasso e una rapida compattazione dei pori. Ciò non consente il tempo necessario per la redistribuzione del carico all'interno dei medesimi layer, provocando così una densification anticipata e una maggiore compattazione della struttura. Nei modelli bilayer, questi aspetti determinano l'inizio anticipato della densification senza stress drop phase che, invece, è tipica delle strutture multi-layer il cui meccanismo di danneggiamento è caratterizzato da un progressivo collasso layer-by-layer che permette agli stress di essere redistribuiti. Il maggiore livello di compattazione raggiunto dai modelli con pochi layer determina i valori di carico molto alti calcolati da ABAQUS nella densification region per i modelli bilayer rispetto ai valori di carico del CM.

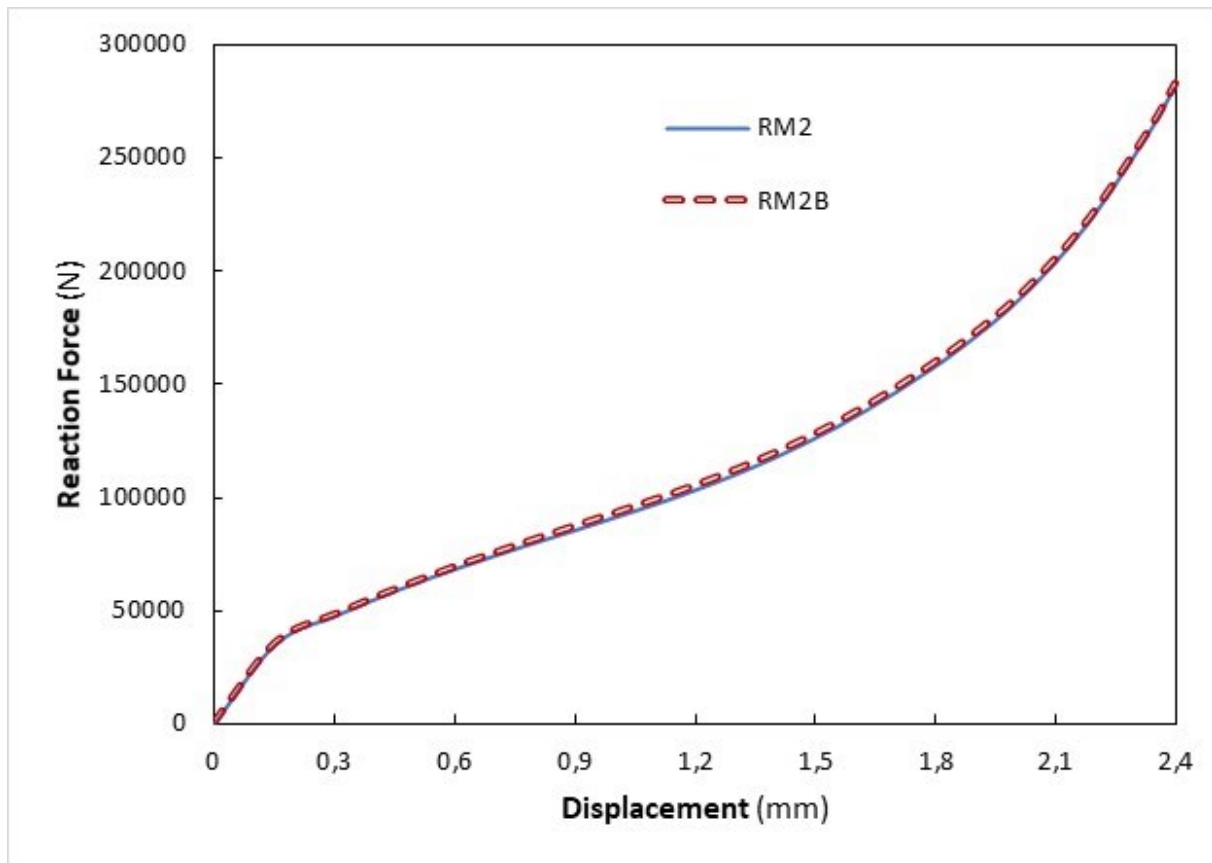


Fig. 16 Effetto della presenza di una base che supporta i layer porosi

Le conclusioni riportate in precedenza in merito all'effetto trascurabile del supporto solido nelle simulazioni sono anche confermate dai risultati presentati per il modello completo. Infatti, Le Figure 14 e 15 mostrano che gli equivalent stress sviluppati nella struttura porosa sono sempre ordini di grandezza superiori rispetto a quelli sviluppati nella base di supporto, anche verso la fine della densification phase quando la struttura compattata si avvicina alla base.

Rispetto alla letteratura disponibile, i risultati di questo lavoro rappresentano un notevole avanzamento nello studio dei componenti ad alta porosità in acciaio 17-4PH simili alle schiume realizzati tramite SLM e, in generale, nello studio delle strutture porose metalliche costruite con SLM. Superando quelle tematiche che hanno costretto le altre investigazioni a limitare la loro analisi alle piccole deformazioni [26,61,62] e agli stadi iniziali di plasticità [25,27,29–31,56,58] senza studiare la distribuzione di stress–strain alle grandi deformazioni [28,55,66], il presente lavoro riporta una completa e dettagliata analisi dell'intero comportamento a compressione delle parti realizzate. Il

presente studio mette in evidenza l'importanza di aspetti caratteristici del comportamento delle architetture porose, come lo stress-strain localization e il suo meccanismo di evoluzione, discutendo i loro effetti sull'intera fase di carico e fornendo uno sguardo approfondito dentro questi fenomeni che sono stati leggermente trattati da poche investigazioni e solamente per gli stadi iniziali del range di deformazione (per esempio, le Referenze [25,31,58] si riferiscono allo stress-strain concentration in aree localizzate). I presenti risultati mostrano che l'estensione del danneggiamento localizzato ad una più alta quantità di materiale al 8% di strain causa la riduzione dell'hardening capacity della struttura e un cambiamento nella curvatura della curva load-displacement seguito dalla stabilizzazione della struttura dovuta alla redistribuzione dello stress su ogni layer poroso. Inoltre, nonostante l'inaccuratezza e i problemi di convergenza generalmente incontrati dalle precedenti investigazioni, questo lavoro è l'unico in grado di fornire un'analisi quantitativa della distribuzione di stress che riguarda l'intera architettura per tutto il range di deformazione, persino ai plastic strain molto grandi. In aggiunta, come nessun altro lavoro, l'evoluzione dello stress concentration factor vicino ai pori è valutato a diversi stadi di compressione usando il rapporto tra equivalent stress calcolato e il real stress derivato dalle curve sperimentali. Con il procedere della compressione, è anche stata discussa l'influenza dell'aspect ratio del poro e del comportamento deformativo sullo stress ratio λ_{stress} . Infine, gli stress peak calcolati che si verificano ai lati opposti delle pareti interne dei pori sono stati verificati attraverso la loro comparazione con gli stress corrispondenti ottenuti dalle curve sperimentali. Ciò ha arricchito la valutazione dello stress field per l'intera struttura rispetto ai precedenti studi dove tale argomento, anche affetto da inaccuratezza numerica, era stato presentato in modo non molto dettagliato o persino limitato alle piccole deformazioni [25-31,55,56,58,62,66].

6 PROSPETTIVA SULLE APPLICAZIONI E SVILUPPI FUTURI

Il presente framework computazionale, in grado di (1) simulare efficientemente l'intero comportamento deformativo dei componenti metallici porosi realizzati con SLM e (2) quantificare gli stress concentration, appare essere estremamente interessante per il metal additive manufacturing (MAM) market che, guidato anche dalle applicazioni del SLM, cresce costantemente ad un tasso annuo di circa 25% [100,101]. Il consolidamento industriale del MAM dipende dall'abilità del progettista di predire il comportamento della parte nelle condizioni operative così come dalla capacità del processo di produrre componenti affidabili. Il presente studio può avere un impatto nella fase progettuale dei componenti metallici realizzati con additive manufacturing (componenti MAM) di settori industriali strategici come automotive, biomedico e aerospaziale. Ad esempio, le applicazioni nel campo automotive riguardano i lightweight metal porous reinforcement di componenti cavi di auto, che devono esibire capacità di sostenere il carico e shock resistance in congiunzione con riduzione del rumore, delle vibrazioni e dell'infiammabilità [48]. In tal senso, potrebbe essere interessante sviluppare parti capaci di sopportare il peso delle batterie elettriche e proteggere i dispositivi elettrici dagli shock meccanici, ma anche in grado di dissipare calore e prevenire la trasmissione della vibrazione ai componenti elettrici. La complessità di queste condizioni di lavoro rende necessario disporre di efficienti strumenti computazionali in grado di predire con molto dettaglio il comportamento del componente.

Nell'industria biomedica le applicazioni ortopediche e protesiche metalliche spesso richiedono architetture complesse con parti dense e porose. Strumenti computazionali come quello presentato che riescono a quantificare i fenomeni di stress concentration possono risultare molto utili nelle applicazioni che prevedono materiali con porosità sferica, specialmente per stimare il load transferring/redistribution tra regioni dense e porose. Il crescente mercato degli impianti metallici

realizzati usando processi di tipo powder bed fusion (in particolare SLM che è divenuta la più rilevante tecnologia MAM [102,103]) richiede prodotti porosi multifunzionali bioingegnerizzati sempre più competitivi in termini di capacità di sostenere il carico, mechanical fixation, tissue regeneration e biocompatibility [104–106].

Recenti studi [52,107,108] hanno evidenziato l'efficacia degli scaffold con pori circolari e l'importanza di migliorare le performance degli impianti porosi metallici in termini di osseointegration, tissue regeneration, proprietà meccaniche, resistenza all'usura e alla corrosione grazie a rivestimenti appropriati. Poiché l'efficacia dei rivestimenti dipende da diversi fattori che includono lo stress field e gli stress concentration sviluppati nel componente, i modelli numerici come quello presentato in questo lavoro, in grado di valutare lo stress concentration e la redistribuzione dei picchi di stress, consentiranno di prevedere in modo affidabile la performance e la resistenza dei rivestimenti nelle operating condition.

Nelle applicazioni aerospaziali, le architetture porose metalliche consentono di ridurre il peso dei componenti e il consumo di combustibile. Le tecnologie MAM permettono di produrre geometrie complesse che integrano aspetti strutturali e funzionali nella stessa parte. Tuttavia, uno dei requisiti fondamentali nel campo aerospaziale è la safety [48,107]. La safety è raggiunta attraverso un accurato controllo del processo di produzione, come anche facendo un uso massiccio di metodi di ottimizzazione ed analisi agli elementi finiti. Perciò, lo sviluppo di modelli numerici affidabili in grado di simulare i meccanismi di danneggiamento, localizzare gli stress concentration e quantificare lo stress field delle strutture porose è essenziale per progettare componenti aerospaziali ad alte prestazioni con struttura porosa.

Oltre a migliorare le tecnologie di AM e la qualità delle parti prodotte, sviluppi futuri che possono risultare molto utili per tutti i sopracitati settori dovrebbero necessariamente mirare a sviluppare la modellazione numerica del comportamento delle architetture porose e migliorare la simulazione dei risultati sperimentali. In tale prospettiva, l'efficiente integrazione della tecnologia di micro-computed tomography (μ -CT) nei modelli computazionali rimane una sfida aperta e dovrebbe

essere ulteriormente esplorata. Ad esempio, i framework computazionali potrebbero prendere in considerazione quelle imperfezioni e quei difetti (e le loro distribuzioni statistiche) che derivano dal processo di produzione e influenzano il comportamento meccanico della struttura. Un'altra interessante area di ricerca, che dovrebbe essere anche investigata, riguarda la progettazione di componenti ottimizzati con distribuzione dei pori adatta a specifiche applicazioni (e.g. thermal/acoustic insulation, resistenza all'impatto). In tale contesto, la metaheuristic optimization e le tecniche di intelligenza artificiale potrebbero essere usate per integrare la distribuzione di porosità di progetto con i vincoli imposti dalla tecnologia di produzione scelta.

7 PROGETTAZIONE TRAMITE ALGORITMO DI STRUTTURE CILINDRICHE CON POROSITA' RANDOM COMPATIBILI CON IL PROCESSO DI SLM

Come evidenziato nella precedente sezione relativa agli sviluppi futuri, una significativa area di ricerca potrebbe rivelarsi quella della progettazione di parti porose che soddisfino specifici requisiti prestazionali nel rispetto dei limiti tecnologici del SLM. Le future investigazioni si concentreranno dunque su metodologie sofisticate di individuazione di distribuzioni di pori compatibili con le capacità realizzative del processo produttivo e in grado di soddisfare determinati target imposti dall'utente. In particolare, per le future ricerche verranno prese in esame le strutture in acciaio con porosità random (steel foam) a seguito delle loro capacità multifunzionali. La parte terminale del presente lavoro è quindi dedicata ad indicare i primi passi della successiva attività di ricerca. In tale ottica è stato sviluppato un algoritmo che, sulla base dei parametri di progetto inseriti dall'utente, è in grado di restituire una distribuzione spaziale random di pori sferici, compatibile con le limitazioni del SLM, la cui evoluzione viene resa disponibile all'utente che può così disporre di tutte le informazioni topologiche sulla disposizione generata per svolgere le successive attività di ricerca.

La libertà di forma del componente garantita dai processi di MAM (e in questo caso dal SLM) è strettamente dipendente dalle design rule ricavate dalle sperimentazioni in laboratorio, dall'esperienza nelle applicazioni e dalle simulazioni in quanto tali indicazioni sono alla base dell'attività decisionale del progettista. Le design rule per il MAM sono legate ai vincoli di processo, al materiale, al macchinario utilizzato, alle geometrie e le condizioni limitrofe alla porzione correntemente in fase di realizzazione [71,100,109]. L'interazione tra questi vari fattori (processo, materiale, geometria) rende molto difficile sviluppare delle design rule per l'AM nella sua globalità. Di conseguenza linee guida più affidabili possono essere identificate se si rivolge l'attenzione a

specifici materiali e macchinari. Data la complessità nel considerare tutti gli aspetti prima citati che influiscono sull'attività di design, molti progettisti si basano su indicazioni sperimentali inerenti i feature constraint (come ad esempio overhang length, overhang slope, cantilever length, massimo diametro dei fori) ricavate anche da campioni di prova. Le design rule, essendo dunque sviluppate per settori ed applicazioni ben definite, sono spesso implementate da aziende che considerano tale conoscenza un significativo vantaggio in termini di competitività rispetto ai propri concorrenti. Attualmente sono disponibili sul mercato software che individuano in maniera predittiva la fattibilità dell'architettura e la necessità di intervenire con strutture di supporto quando si ha un downfacing surface slope limit di 45° o span length limit di 3mm [100]. Ovviamente tali software non sono modificabili dall'utente al fine di essere adattati a specifiche esigenze progettuali e di flessibilità. L'algoritmo sviluppato, tramite un processo iterativo, permette di adattarsi in maniera flessibile alle richieste dell'utente e alle sue necessità generando distribuzioni spaziali random di porosità sferiche compatibili con il processo tecnologico e consentendo inoltre l'integrazione con altre piattaforme software (come, ad esempio, ambienti CAD o FE). Trattando informazioni inerenti lo spazio geometrico 3D (ad esempio coordinate, distanze, curvature, raggi), si è optato per una formulazione di tipo matriciale, scegliendo come ambiente software per lo sviluppo dell'algoritmo il MATLAB R2019b in quanto in grado di gestire efficacemente ed efficientemente tale formulazione. Dovendo far fronte ai variegati campi di applicazione delle steel foam, l'algoritmo richiede in input dei parametri di progetto che definiscono le richieste dell'utente in base all'intento di utilizzo finale della parte da progettare:

- Raggio del cilindro pieno da cui sottrarre la generazione spaziale di porosità;
- Altezza del cilindro pieno da cui sottrarre la disposizione di pori generata;
- Densità relativa di progetto;
- Tolleranza per la densità relativa di progetto;
- Range di raggi utili dei pori da cui attingere per la generazione della porosità;
- Numero limite di contatti con i pori circostanti a cui può essere sottoposta una singola cavità.

La densità relativa di progetto è uno dei parametri fondamentali che contraddistingue i componenti porosi e da cui dipendono le proprietà ed il comportamento di tali architetture. L'utilizzatore, a seconda dell'uso desiderato, può quindi indicare al software il livello di densità relativa di progetto da raggiungere al fine di soddisfare determinati requisiti prestazionali o esigenze applicative (ad esempio, in campo biomedico è indicato raggiungere per certi materiali metallici porosità del 70% per evitare problematiche di stress shielding relative alle protesi). Dalla densità relativa di progetto il software ricava la porosità di progetto e, grazie all'assegnazione di una tolleranza sulla densità relativa, è possibile ottenere un intervallo di porosità accettata in cui dovrà ricadere il componente derivante dalla generazione di pori calcolata. L'algoritmo, oltre ad individuare una geometria la cui densità relativa sia compatibile con tale intervallo, non si arresta al primo design utile che ricade in tale intervallo ma si spinge anche a massimizzare il valore di porosità del componente calcolato nel limite del range prefissato. Ciò consente quindi, nel caso in cui l'intervallo di porosità lo consenta, di poter disporre di più configurazioni compatibili fino al limite massimo di porosità raggiungibile. Poiché l'algoritmo tiene traccia dell'evoluzione della generazione dei pori e dei relativi volumi di vuoto, l'utente potrà quindi visionare l'andamento del calcolo e disporre di più configurazioni tra cui optare.

Altro fattore chiave che influenza le proprietà delle strutture porose è il pore size range che, in base all'applicazione a cui ci si rivolge, può assumere differenti valori ottimali. Ad esempio, per applicazioni biomedicali in cui si realizzano impianti metallici aventi struttura simile a quella delle ossa umane si prediligono cavità con dimensioni variabili tra i 350–550 μm per favorire l'attaccamento e la rigenerazione cellulare. L'algoritmo permette quindi all'utilizzatore di definire un intervallo utile di pore size per l'assegnazione random del raggio al relativo poro sferico durante il processo iterativo.

Un ulteriore livello di personalizzazione e flessibilità che il programma fornisce all'utente è quello di stabilire il grado di interconnessione dei pori all'interno dell'architettura. Definendo il numero

massimo di contatti che ogni singola cavità può avere con i pori limitrofi è possibile influire sulle proprietà di trasporto della struttura ed adattarsi alle esigenze derivanti dal campo di applicazione selezionato. Ad esempio, nel caso degli impianti metallici nel settore biomedicale, un alto valore di porosità e di interconnessione agevola l'osseointegration e il tissue regeneration.

La creazione della disposizione spaziale della porosità avviene in modo iterativo. All'interno dello spazio di design definito dal cilindro di raggio ed altezza pari ai valori di input, ad ogni iterazione vengono generati in maniera random sia le coordinate del centro del poro che il relativo raggio per poi accettare o scartare il poro ipotizzato a seconda che siano verificate o meno le condizioni di compatibilità della cavità sferica ipotizzata con i limiti del processo tecnologico tenuto anche conto delle geometrie circostanti. In tal modo, con il procedere delle iterazioni, è possibile realizzare una architettura feasible che non necessita di strutture di sostegno al proprio interno che risulterebbero difficili da rimuovere durante il postprocessing. Al fine di aumentare le potenzialità di design messe a disposizione dell'utilizzatore per quanto concerne la terna di coordinate ed il relativo raggio, l'algoritmo consente di selezionare diverse distribuzioni di probabilità per la generazione di numeri random (Uniforme, Poisson, Normale, Weibull e in generale tutte le distribuzioni presenti nella libreria di MATLAB). È inoltre possibile scegliere due distribuzioni differenti per la terna di coordinate ed il raggio del poro.

Per garantire la compatibilità tra i pori generati casualmente ed il processo di SLM, si sono implementate nel software le design rule in termini di distanze tra punti e di raggi dei pori in quanto facilmente gestibili dal punto di vista del calcolo matriciale. Oltre a tale aspetto, ad ogni iterazione sono stati aggiunti diversi controlli inerenti la distanza reciproca tra:

- (1) i pori in contatto con la nuova sfera ipotizzata e la sfera stessa
- (2) i pori non a contatto con la sfera ipotizza e la sfera stessa
- (3) la sfera generata e le pareti del cilindro

sulla base di formulazioni matematiche appositamente sviluppate per questo algoritmo e che sono volte ad evitare il collasso delle pareti dei pori, il collasso di porzioni di pareti del cilindro, fenomeni di curling e la presenza di strutture di supporto interne inaccessibili.

L'algoritmo verifica inoltre che, con il procedere delle iterazioni e dunque della generazione dei pori, sia sempre garantito lo scarico delle polveri non fuse attraverso fori adiacenti interconnessi e la presenza di pori di scarico a contatto con la superficie esterna del cilindro. In aggiunta, all'utente è consentito fissare un numero massimo di iterazioni oltre il quale viene arrestato il processo di calcolo del codice.

Particolare attenzione è stata inoltre posta al calcolo dei volumi dei pori generati a seguito delle complesse condizioni di intersezione con le porosità circostanti. A tal fine sono state sviluppate formule analitiche per il calcolo dei volumi sovrapposti e per la valutazione delle porzioni di vuoto che fuoriescono dallo spazio di design. Ciò ha reso possibile tracciare con un alto livello di accuratezza l'evoluzione del volume della disposizione di pori generata con il procedere delle iterazioni.

Vengono di seguito riportati i risultati inerenti la disposizione spaziale delle cavità ottenute mediante l'algoritmo per una schiuma di acciaio di forma cilindrica avente raggio 20 mm, altezza 20mm, densità relativa di progetto 0.6, tolleranza 0.05, numero di contatti limite per ciascuna sfera pari a due, raggi dei pori compresi tra un valore minimo di 2.5 mm ed uno massimo di 4 mm con passo 0.5 mm. Per la generazione è stata utilizzata una distribuzione uniforme. Sulla base dei dati inseriti nel codice, la porosità di progetto è 0.4 a cui corrisponde un volume dei vuoti di progetto pari a 10053 mm³. L'intervallo di porosità accettato ha come volume minimo dei vuoti 8796.5 mm³ e volume massimo 11310 mm³.

La generazione tramite codice ha prodotto 100 pori senza esaurire il limite di iterazioni a disposizione ed impiegando circa 36 secondi, dimostrando che la trattazione matriciale adottata per affrontare la tematica riesce a sfruttare le capacità del MATLAB di svolgere in modo efficiente i calcoli. La Figura 17 mostra una visuale nel piano X-Y della disposizione dei pori generata,

riportando con toni di colore arancione le sfere che sono posizionate a quote più elevate rispetto alle sfere di tonalità azzurra. Le Figure 18(a–b) riportano la vista in tre dimensioni da due diverse angolazioni della porosità calcolata.

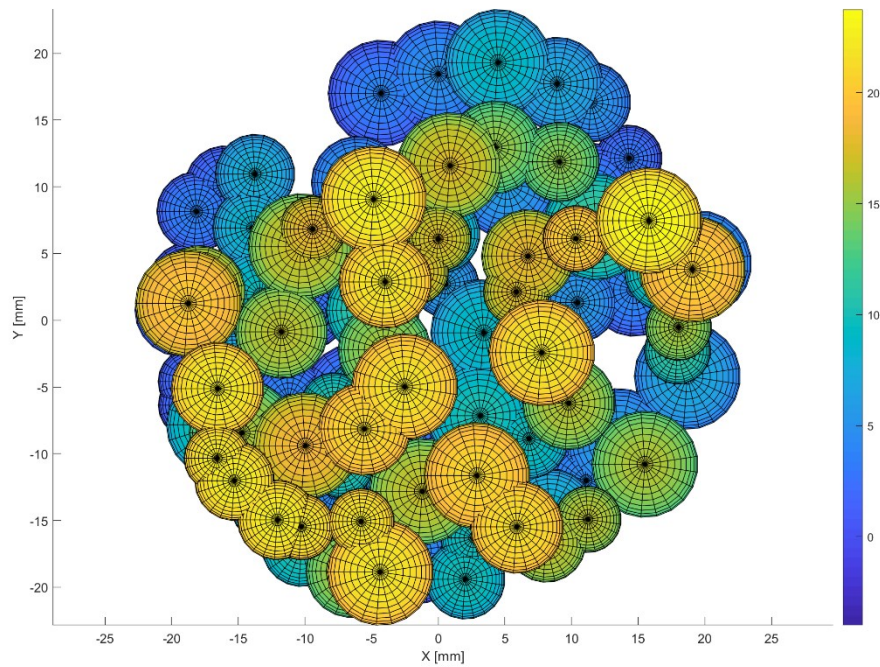


Fig. 17 Visuale nel piano X–Y della disposizione dei pori generata. La colorbar con scala in [mm] indica con le tonalità dell’arancione le sfere collocate a quote più elevate lungo l’asse Z rispetto alle sfere di tonalità del blu.

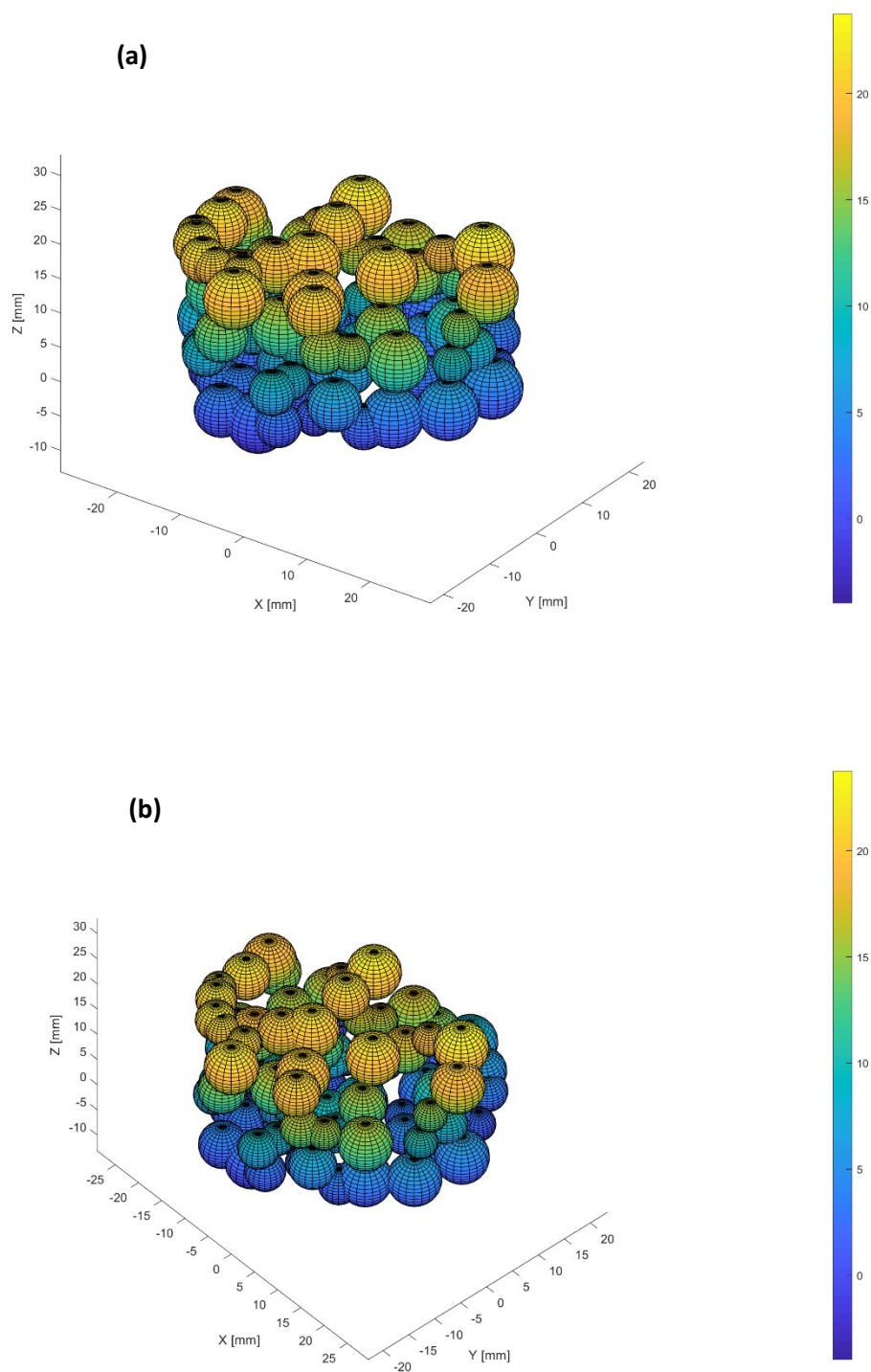


Fig. 18 a Vista in 3D della disposizione di pori generata; **b** visuale della disposizione generata da diversa angolazione. La colorbar con scala in [mm] indica con le tonalità dell'arancione le sfere collocate a quote più elevate lungo l'asse Z rispetto alle sfere di tonalità blu.

Dalla Figura 19 è possibile notare che l'algoritmo è stato capace di generare una distribuzione di pori compatibile con le limitazioni di processo tecnologico ed in grado di rientrare nei limiti previsti per

l'intervallo di porosità accettato che prevedeva un range di volume dei vuoti tra 8796.5 e 11310 mm³. La configurazione con 100 pori sferici ha infatti permesso di ottenere un volume complessivo dei vuoti di 10436 mm³ con uno scostamento relativo del 3.8% rispetto al volume di design dei vuoti pari 10053 mm³. L'algoritmo è quindi riuscito, compatibilmente con i limiti di processo del SLM, a spingere la generazione verso l'estremo superiore del range di volume dei vuoti (e quindi della porosità) che era stato definito in base ai dati di input.

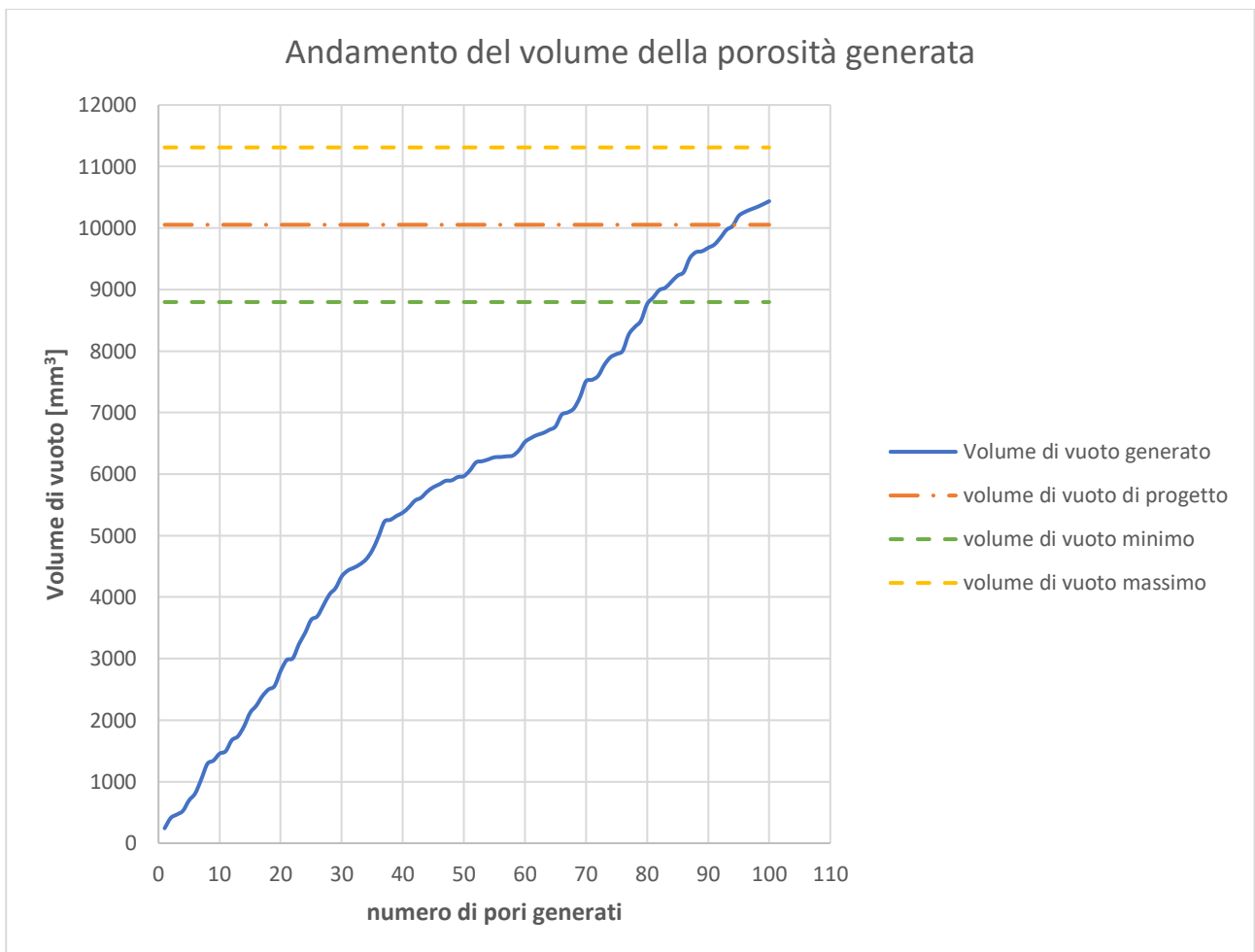


Fig. 19 Andamento del volume dei vuoti ottenuto con il procedere della generazione dei pori

Osservando l'andamento del volume calcolato restituito dal codice, si evidenzia che in corrispondenza della sfera numero 94 è stato ottenuto un volume complessivo dei vuoti pari a 10033 mm³ che risulta essere il valore della generazione che si attesta maggiormente a ridosso del valore

del volume di vuoto di progetto definito dall'utente pari a 10053 mm^3 . La configurazione con 94 sfere presenta uno scostamento relativo rispetto al volume dei vuoti di progetto di solo lo 0.2%, rappresentando di fatto la distribuzione spaziale di pori che raggiunge la porosità target desiderata. Dato che l'algoritmo tiene traccia della generazione dei pori e delle relative informazioni topologiche, esso consente all'utilizzatore di estrarre la configurazione con le prime 94 sfere da quella con porosità massima costituita da tutte e 100 le sfere, eliminando le 6 sfere aggiuntive che il codice ha generato per spingersi verso il limite superiore di porosità consentito. Tale operazione non inficia la compatibilità della configurazione caratterizzata da 94 sfere con le limitazioni tecnologiche del processo. Infatti, la creazione della distribuzione di porosità nello spazio avviene aggiungendo un singolo poro iterazione dopo iterazione, verificando che tale poro soddisfi tutti criteri e le design rule tali per cui esso sia in grado di originare una struttura feasible insieme a tutti i pori creati nelle iterazioni precedenti. Dunque, eliminando i 6 pori generati dopo la sfera numero 94 si continua ad avere un'architettura consistente con il processo di SLM con la caratteristica di raggiungere il volume di vuoto target.

Analogamente è possibile osservare che la prima disposizione spaziale utile, che ricade all'interno del range di porosità desiderato, si verifica in presenza di 81 sfere a cui corrisponde un volume dei vuoti di 8870 mm^3 . Tale valore, infatti, ricade leggermente al di sopra dell'estremo inferiore dell'intervallo di volume di vuoto accettato pari a 8796.5 mm^3 , con una differenza relativa dello 0.8%. L'algoritmo sviluppato consente quindi di ottenere diverse disposizioni spaziali tutte compatibili con il processo di SLM ed all'interno del range di porosità desiderato. In particolare, riesce ad individuare la configurazione di pori che soddisfa con accuratezza la specifica dell'utente in merito alla porosità di progetto (e dunque alla densità relativa di progetto). In questo modo si hanno a disposizione diverse configurazioni porose, realizzabili sperimentalmente, che possono essere utilizzate per valutare gli effetti su determinate proprietà che si vuole studiare originati dallo scostamento della porosità rispetto ad un valore target all'interno di un dato intervallo.

Dalla Figura 19 si osserva che la rapidità con cui si accresce il volume di vuoto subisce un rallentamento nella fase intermedia del processo di generazione, tra la sfera numero 38 e la 65, attestandosi a circa la metà rispetto alla fase iniziale. Successivamente, nella fase finale, la rapida con cui cresce il volume torna ad essere simile a quella riscontrata nella fase iniziale. Nella figura 20 viene presentato l'andamento dei raggi assunti dai pori durante la generazione e si può riscontrare che, nella fase intermedia, vi è un maggiore numero di pori a cui viene assegnato un valore basso del raggio tra quelli disponibili. Tale aspetto giustifica la riduzione della velocità di crescita del volume di vuoto rispetto alla fase iniziale e finale.

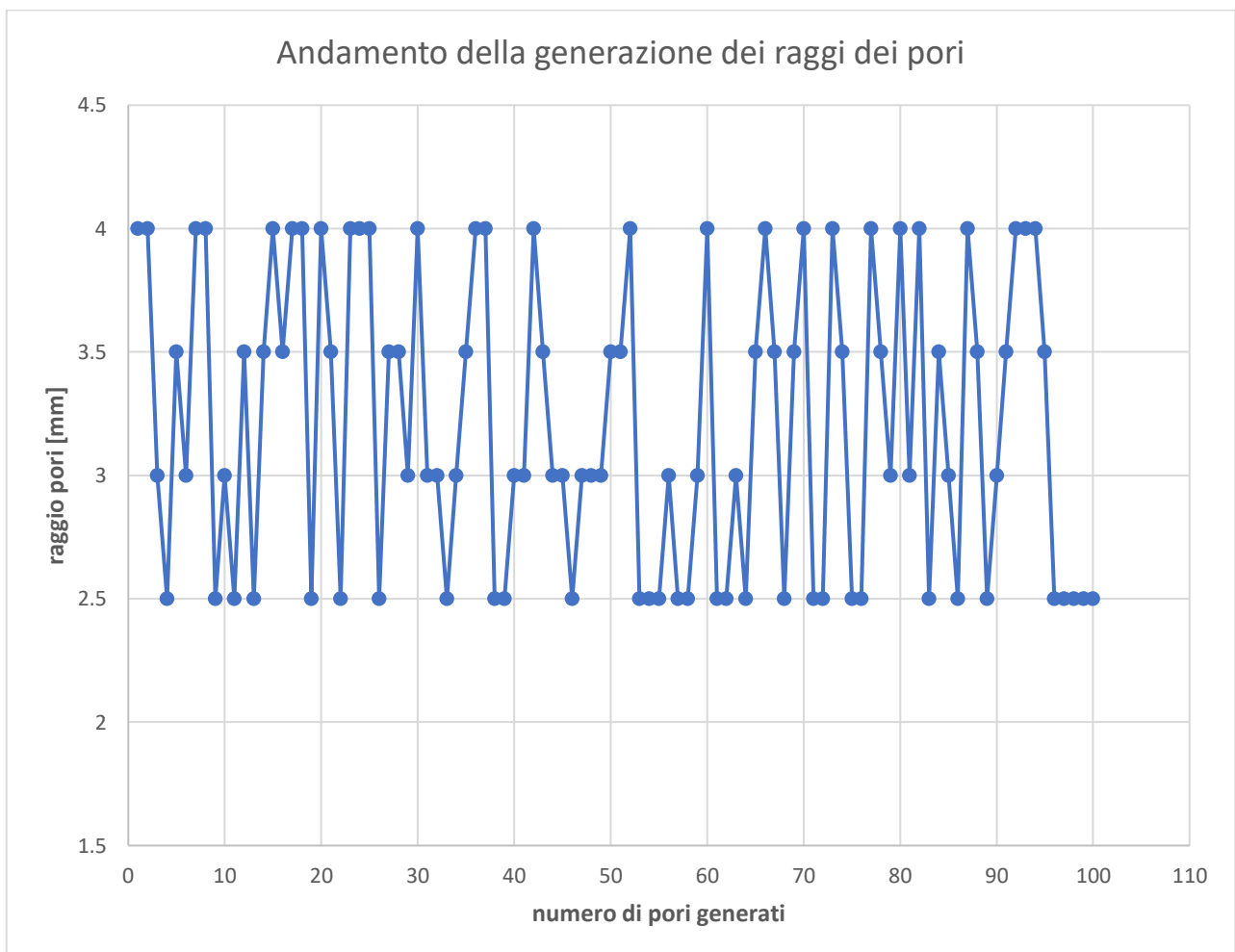


Fig. 20 Valore del raggio assegnato ai pori durante la generazione

In Tabella 5 è riportata la percentuale dei pori assegnati a ciascun valore del raggio disponibile nell'intervallo specificato in input. L'algoritmo ha infine previsto 67 pori che sono a contatto con la superficie del cilindro destinati allo scarico delle polveri non fuse.

Tabella 5 Percentuale dei pori assegnati a ciascun valore dei raggi disponibili

Raggio disponibile [mm]	Percentuale di pori assegnati a ciascun raggio disponibile
2.5	32%
3	21%
3.5	20%
4	27%

Al fine di migliorare l'integrazione del codice sviluppato con gli ambienti CAD e FEM, il programma inoltre fornisce in output una tabella in cui ad ogni cavità porosa è associata la rispettiva terna di coordinate del centro ed il relativo raggio. È possibile quindi trasferire facilmente tali dati ad un generico software CAD, importandoli come tabella o file di testo, per poter usufruire delle funzioni automatiche di generazione e ripetizione di feature che tali software mettono a disposizione e replicare così in tali ambienti CAD la disposizione delle cavità porose individuate con il MATLAB. Infine, seguendo la stessa procedura di sottrazione Booleana evidenziata nella Sezione 4.1 è possibile ricavare la struttura porosa a partire dal cilindro pieno.

8 CONCLUSIONI

Questo studio ha considerato un concetto di fabbricazione del materiale altamente innovativo, campioni in acciaio 17-4PH realizzati tramite SLM con una elevata frazione di grandi pori sferici. I provini cilindrici analizzati erano strutture alleggerite fabbricate additivamente caratterizzate da alta porosità (circa 70%) e grandi dimensioni (20 mm di altezza per 20 mm di diametro), più del doppio rispetto ai tipici provini di solito analizzati in letteratura. Inoltre, in questo lavoro è stata documentata per la prima volta in assoluto una dettagliata analisi quantitativa del comportamento deformativo e dello stress distribution generato alle elevate plastic strain per l'intera struttura, fornendo così una conoscenza più profonda della risposta meccanica delle parti in acciaio simili alle schiume costruite tramite AM. Tutti questi aspetti rappresentano un avanzamento significativo rispetto ai precedenti studi che erano principalmente focalizzati sulle tecniche di produzione convenzionali, su strutture a bassa porosità, su modelli alla mesoscala di porzioni di provino, sull'analisi degli stadi iniziali di deformazione e che non fornivano una valutazione quantitativa dello stress field e dello strain field nel regime plastico a causa dei problemi di convergenza numerica. Nel presente lavoro, l'influenza della plasticità localizzata e dello stress concentration è stata investigata sull'intero range di deformazione, fornendo un'analisi accurata degli aspetti peculiari delle strutture porose la cui discussione nei precedenti studi era spesso limitata al primo stadio di deformazione. Rispetto alla letteratura corrente, nuovi fondamentali elementi che consentono di valutare il comportamento del materiale sono stati introdotti e analizzati nel presente studio: l'effetto del danneggiamento localizzato sulla risposta della struttura, l'evoluzione dello stress concentration factor vicino ai pori, l'effetto della deformazione dei pori sullo stress ratio λ_{stress} e l'evoluzione degli stress peak. Un dettagliato modello agli elementi finiti che considera tutte le interazioni tra le differenti regioni del provino è stato sviluppato basandosi sulle proprietà del materiale solido di base. Accanto al modello

completo, due modelli ridotti sono stati sviluppati per analizzare le opzioni di modellazione che permettono di ridurre significativamente il costo computazionale delle simulazioni agli elementi finiti.

Il modello completo ha riprodotto accuratamente la complessa risposta non lineare dei campioni porosi in acciaio osservata sperimentalmente sull'intero range di nominal strain dato ai provini (i.e. circa 80%). Le distribuzioni di stress e di strain calcolate da ABAQUS sono pienamente consistenti con i meccanismi fisici che guidano le fasi di hardening, buckling, e densification esibite dai campioni.

Sebbene il presente lavoro sia il primo a documentare la simulazione numerica del comportamento a compressione di componenti altamente porosi in acciaio 17-4PH simili alle schiume realizzati con SLM, l'approccio proposto può risultare utile nell'analizzare le architetture porose costituite da altri metalli prodotte tramite SLM. Infatti, questo studio ha evidenziato importanti tematiche collegate al comportamento elasto-plastico, provando a quantificare il loro effetto sull'intero range di deformazione. In tal modo, gli analisti possono disporre di uno strumento preliminare capace di stimare/predire la risposta a compressione delle parti porose metalliche costruite additivamente a partire da un ridotto numero di test sperimentali. La presente ricerca può essere interessante per molti settori industriali (e.g. automotive, aerospaziale, biomedico) che impiegano componenti porosi metallici alleggeriti progettati per soddisfare sia le specifiche strutturali che funzionali. Come mostrato nell'ultima sezione del lavoro presentato, le strutture di tipo steel foam, create utilizzando algoritmi in-house in grado di generare porosità random, riguarderanno le future investigazioni insieme all'implementazione di modelli numerici migliorati che prendono in considerazione la geometria imperfetta dei pori e i difetti che derivano dalla tecnologia di AM. In tal senso, i CT scan forniranno informazioni sulla reale geometria dei pori che risulta dal processo di produzione e renderanno possibile implementare un più accurato framework computazionale basato su un modello ricostruito con immagini 3D. In aggiunta, modelli migliorati di plasticità che prendono in considerazione l'anisotropia del materiale saranno integrati nel framework proposto al fine di

catturare con maggior precisione l'hardening behavior delle strutture porose. Tutti questi aspetti potranno ulteriormente aumentare l'accuratezza del modello agli elementi finiti proposto.

CONCLUSION

This study considered a highly innovative material fabrication concept, 17-4PH steel samples with a high fraction of large spherical pores built by SLM. The cylindrical specimens analyzed here were additively manufactured lightweight structures characterized by high porosity (about 70%) and large dimensions (20 mm height by 20 mm diameter), more than two times greater than for typical specimens usually analyzed in the literature. Moreover, a detailed quantitative analysis of deformation behavior and stress distribution generated at high plastic strains regarding the whole structure has been documented for the first time ever in this work, thus providing a deeper knowledge on mechanical response of similar-to-foam steel parts built by additive manufacturing. All these aspects represent a significant advancement with respect to previous studies which were mainly focused on traditional manufacturing technique, lower porosity structures, mesoscale-portion specimen models, early stages of deformation analysis and did not provide a quantitative evaluation of the stress and strain field in the plastic regime because of numerical convergence problems. In the present work, the influence of localized plasticity and stress concentration have been investigated over the whole deformation range, thus providing an accurate analysis of peculiar aspects of porous structures whose discussion was often limited to early stage of deformation by previous studies. With respect to current literature, new fundamental elements which allow to assess the material behavior have been introduced and analyzed in this study: the effect of localized damage on structure response, the evolution of the stress concentration factor near pores, the effect of pores deformation on stress ratio λ_{stress} and the evolution of stress peaks. A detailed finite element model considering all interactions between the different regions of the specimen was developed based on the properties of the solid base material. Besides the complete model, two reduced models were developed to analyze modelling options that allow computational cost of FE simulation to be significantly reduced.

Remarkably, the complete FE model accurately reproduced the complex non-linear response of the steel porous samples observed experimentally over the whole range of nominal strain given to the specimens (i.e. about 80%). The stress and strain distributions computed by ABAQUS were fully consistent with the physical mechanisms that drive the hardening, buckling and densification phases exhibited by the samples.

Although the present work is the first ever to document the numerical simulation of compression behavior of foam-like highly porous 17-4PH steel components built by SLM, the proposed approach may turn useful in analyzing porous architectures made of other metals produced by SLM. In fact, this study highlighted important issues related to elasto-plastic behavior, trying to quantify their effect over the whole deformation range. In this way, analysts may dispose of a preliminary tool able to estimate/predict compressive response of additively manufactured metallic porous parts from a small number of experimental tests. The present research may be useful for many industrial sectors (e.g. automotive, aerospace, biomedical) that employ lightweight metal porous components designed for satisfying both structural and functional specifications. As shown in the last section of the present work, steel foam structures created by using optimized in-house algorithm able to generate random porosity will be the object of future investigations together with the implementation of enhanced numerical models, which take into account imperfect pore geometry and defects deriving from AM technology. In this regard, CT scans will provide information on the real geometry of pores resulting from the manufacturing process and will make it possible to implement a more accurate computational framework based on 3D image-reconstructed model. In addition, enhanced plasticity models accounting for material anisotropy will be integrated in the proposed framework in order to better catch the hardening behavior of porous structures. All these features may further improve the accuracy of the proposed FE model.

APPENDICE A: INTEGRAZIONE ESPLICITA

Nel campo dell'analisi agli elementi finiti la procedura esplicita può essere un mezzo efficace per risolvere un'ampia gamma di problemi non lineari e di meccanica strutturale. Il metodo esplicito richiede un piccolo time increment size che dipende esclusivamente dalle più alte frequenze naturali del modello ed è indipendente dal tipo e dalla durata del carico. Le simulazioni che fanno ricorso a tale metodo necessitano di un elevato numero di incrementi, tuttavia il costo computazionale per incremento è piccolo. Al contrario, nei metodi impliciti il time increment size è determinato da considerazioni di accuratezza e convergenza. Le simulazioni condotte con tale metodo richiedono molti meno incrementi rispetto a quelle condotte con il metodo esplicito ma il costo computazionale per incremento di un metodo implicito è decisamente più grande rispetto al corrispondente esplicito. Tra le classi di problemi a cui si addice l'utilizzo del metodo esplicito rientrano gli eventi caratterizzati da una dinamica ad alta velocità, problemi in cui si verifica degradazione e failure del materiale, problemi complessi che coinvolgono il buckling, problemi con contatti complessi e problemi quasi-statici altamente non lineari. In particolare, le condizioni di contatto sono formulate più facilmente usando un metodo esplicito rispetto ad uno implicito e ciò permette di gestire bene problemi che coinvolgono complesse interazioni di contatto tra più parti del modello e all'interno della struttura stessa. Allo stesso modo, tale metodo si addice a problemi di tipo statico in cui si verificano grandi deformazioni e complesse condizioni di attrito.

L'explicit time integration usa una central difference rule per integrare le equazioni del moto "esplicitamente" nel tempo, usando le condizioni cinematiche ad un incremento per calcolare le condizioni cinematiche all'incremento successivo. All'inizio dell'incremento il programma risolve l'equilibrio dinamico che stabilisce che la nodal mass matrix \mathbf{M} moltiplicata per le accelerazioni

nodali $\ddot{\mathbf{u}}$ eguaglia le forze nodali nette (la differenza tra forze esterne applicate \mathbf{P} e le forze interne di elemento \mathbf{I}):

$$\mathbf{M}\ddot{\mathbf{u}} = \mathbf{P} - \mathbf{I} \quad (\text{A1})$$

Le accelerazioni all'inizio dell'incremento corrente (tempo t) sono calcolate come:

$$\ddot{\mathbf{u}}|_{(t)} = (\mathbf{M})^{-1} (\mathbf{P} - \mathbf{I})|_{(t)} \quad (\text{A2})$$

Poiché la procedura esplicita utilizza sempre mass matrix di tipo diagonale o lumped, trovare le accelerazioni è veloce e non ci sono equazioni da risolvere in simultanea. L'accelerazione ad ogni nodo è completamente determinata dalla massa e dalla forza netta agente su esso quindi i calcoli nodali sono davvero poco costosi da un punto di vista computazionale. Le accelerazioni sono integrate nel tempo usando la central difference rule che calcola la variazione di velocità assumendo che l'accelerazione sia costante. La variazione di velocità è aggiunta alla velocità a metà del precedente incremento per determinare le velocità a metà dell'incremento corrente:

$$\dot{\mathbf{u}}|_{(t+\Delta t/2)} = \dot{\mathbf{u}}|_{(t-\Delta t/2)} + \frac{(\Delta t|_{(t+\Delta t)} + \Delta t|_{(t)})}{2} \ddot{\mathbf{u}}|_{(t)} \quad (\text{A3})$$

Le velocità sono integrate nel tempo ed aggiunte agli spostamenti all'inizio dell'incremento per determinare gli spostamenti alla fine dell'incremento:

$$\mathbf{u}|_{(t+\Delta t)} = \mathbf{u}|_{(t)} + \Delta t|_{(t+\Delta t)} \dot{\mathbf{u}}|_{(t+\Delta t/2)} \quad (\text{A4})$$

Quindi, il soddisfacimento dell'equilibrio dinamico all'inizio dell'incremento fornisce le accelerazioni. Note le accelerazioni, le velocità e gli spostamenti vengono ricavati in anticipo "esplicitamente" nel tempo. Il termine esplicito si riferisce al fatto che lo stato alla fine dell'incremento è basato esclusivamente sugli spostamenti, velocità e accelerazioni all'inizio dell'incremento. Questo metodo integra esattamente le accelerazioni costanti. Per produrre risultati accurati il metodo richiede che i time increment siano abbastanza piccoli così che si possano ritenere le accelerazioni all'incirca costanti durante un incremento. Poiché i time increment devono essere piccoli, le analisi tipicamente richiedono un grande numero di elementi. Tuttavia ogni incremento è poco costoso dal punto di vista computazionale perché non ci sono equazioni da risolvere in simultanea. La maggior parte della spesa computazionale risiede nei calcoli d'elemento per determinare le forze interne degli elementi che agiscono sui nodi. I calcoli di elemento includono la determinazione degli element strain e l'applicazione delle relazioni costitutive del materiale per trovare gli element stress e conseguentemente le forze interne. Viene di seguito fornito un riassunto della procedura:

1) Calcoli nodali

1.1 Equilibrio dinamico

$$\ddot{\mathbf{u}}_{(t)} = (\mathbf{M})^{-1} (\mathbf{P}_{(t)} - \mathbf{I}_{(t)})$$

1.2 Integrazione esplicita

$$\dot{\mathbf{u}}_{(t+\Delta t/2)} = \dot{\mathbf{u}}_{(t-\Delta t/2)} + \frac{(\Delta t_{(t+\Delta t)} + \Delta t_{(t)})}{2} \ddot{\mathbf{u}}_{(t)}$$

$$\mathbf{u}_{(t+\Delta t)} = \mathbf{u}_{(t)} + \Delta t_{(t+\Delta t)} \dot{\mathbf{u}}_{(t+\Delta t/2)}$$

2) Calcoli di elemento

2.1 Calcolo degli element strain increment $\Delta \boldsymbol{\varepsilon}$ dagli strain rate $\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}$

2.2 Calcolo degli stress $\boldsymbol{\sigma}$ dalle equazioni costitutive

$$\boldsymbol{\sigma}_{(t+\Delta t)} = f(\boldsymbol{\sigma}_{(t)}, \Delta \boldsymbol{\varepsilon})$$

2.3 Assemblare le forze nodali interne $\mathbf{I}_{(t+\Delta t)}$

3) Impostare t a $t + \Delta t$ e ritornare al punto 1).

Sia per le procedure di integrazione implicita che esplicita nel tempo, l'equilibrio è definito in termini di forze esterne applicate \mathbf{P} , forze interne di elemento \mathbf{I} e accelerazioni nodali:

$$\mathbf{M}\ddot{\mathbf{u}} = \mathbf{P} - \mathbf{I}$$

dove \mathbf{M} è la mass matrix. Entrambe le procedure risolvono le accelerazioni nodali e usano gli stessi calcoli di elemento per determinare le forze interne di elemento. La più grande differenza tra le due procedure è nel modo in cui sono calcolate le accelerazioni nodali. Nella procedura implicita un set di equazioni lineari è risolto da un direct solution method. Il costo computazionale per la soluzione di questo set di equazioni è alto se comparato al relativo basso costo dei calcoli nodali con il metodo esplicito. Il solutore ABAQUS/Standard, che ricorre alla procedura implicita, usa un automatic incrementation basato sul metodo di soluzione iterativo di Newton. Il metodo di Newton cerca di soddisfare l'equilibrio dinamico alla fine dell'incremento al tempo $t + \Delta t$ e cerca di calcolare gli spostamenti allo stesso tempo. Il time increment Δt è generalmente più grande comparato a quello che è usato nel metodo esplicito dato che lo schema implicito è stabile. Per un problema non lineare ogni incremento tipicamente richiede diverse iterazioni per ottenere una soluzione nella tolleranza prevista. Ogni iterazione richiede la soluzione di un set di equazioni simultaneamente in cui è presente l'effective stiffness matrix (i.e. una combinazione lineare della tangent stiffness matrix e la mass matrix), determinando così per modelli grandi un costo computazionale importante. Le iterazioni procedono finché varie quantità (come ad esempio force residual, displacement correction) rientrano nelle tolleranze definite. Se il modello comporta fenomeni quali ad esempio complessi contatti, frictional sliding, allora un elevato numero di iterazioni può essere richiesto. Inoltre potrebbero essere

necessari dei cutback nel time increment size per soddisfare l'equilibrio. Ciò può comportare che, nei casi in cui si trattano modelli complessi, il time increment size nell'analisi implicita può essere dello stesso ordine di un tipico time increment stabile di un'analisi esplicita ma portando con sé gli alti costi computazionali che comporta la soluzione della iterazione implicita. Inoltre, in alcuni casi, la convergenza può essere difficile da raggiungere usando il metodo implicito. Ogni iterazione in un'analisi implicita richiede di risolvere un grande sistema di equazioni lineari, una procedura che richiede notevoli calcoli, spazio su disco e memoria. Con la crescita delle dimensioni del problema, il costo per la soluzione delle equazioni cresce rapidamente e si scontra con le limitazioni in termini di risorse computazionali della macchina su cui si effettua l'analisi implicita. Per grandi problemi, i requisiti per risolvere queste equazioni (memoria, spazio sul disco) diventano dunque predominanti rispetto ai requisiti necessari per i calcoli di elemento che sono invece simili a quelli dell'analisi esplicita.

Il metodo esplicito è adatto a risolvere gli eventi con dinamica ad alta velocità che richiedono incrementi molto piccoli per ottenere soluzioni accurate. Se la durata dell'evento è ridotta, la soluzione può essere ottenuta efficientemente. In aggiunta il metodo esplicito può essere utilizzato per altri tipi di eventi (come quelli quasi-statici) in cui le complesse condizioni di contatto possono essere formulate efficientemente. Allo stesso modo il metodo è adatto a trattare eventi caratterizzati da forti discontinuità. Una caratteristica peculiare del metodo esplicito rispetto a quello implicito risiede nell'assenza della global tangent stiffness matrix. Inoltre, poiché lo stato del modello è anticipato "esplicitamente", iterazioni e tolleranze non sono richieste.

Lo stability limit detta il massimo time increment usato dal solutore esplicito di ABAQUS e risulta essere un aspetto critico nella performance del metodo. Con il metodo esplicito lo stato del modello è fatto avanzare attraverso un intervallo di tempo Δt basato sullo stato del modello all'inizio dell'incremento al tempo t . L'ammontare di tempo con il quale lo stato del sistema può essere fatto avanzare, garantendo ancora una accurata rappresentazione del problema, è tipicamente abbastanza piccolo. Se il time increment è più grande di questo massimo ammontare di tempo allora si dice che

il time increment ha ecceduto lo stability limit. Un possibile effetto del superamento dello stability limit è l'instabilità numerica che può condurre ad unbounded solution. Generalmente non è possibile determinare esattamente lo stability limit, ecco allora che si usano stime conservative. Lo stability limit ha un notevole effetto sull'accuratezza e sull'affidabilità dei risultati e, per questioni di efficienza computazionale, il solutore esplicito di ABAQUS sceglie i time increment quanto più vicino possibile allo stability limit senza eccederlo.

Lo stability limit è definito in termini della più alta frequenza nel sistema (ω_{\max}). In assenza di smorzamento lo stability limit è definito dall'espressione:

$$\Delta t_{\text{stable}} = 2/\omega_{\max} \quad (\text{A5})$$

ed in presenza di smorzamento è definito dall'espressione:

$$\Delta t_{\text{stable}} = \frac{2}{\omega_{\max}} (\sqrt{1 + \xi^2} - \xi) \quad (\text{A6})$$

dove ξ è la frazione di critical damping nel modo con la più alta frequenza (il solutore esplicito in ABAQUS introduce sempre una piccola quantità di smorzamento nella forma di bulk viscosity per controllare le oscillazioni ad alta frequenza). L'effettiva frequenza più alta nel sistema dipende da un insieme di fattori interagenti tra loro e non è fattibile dal punto di vista computazionale calcolare il suo valore esatto. Alternativamente si usa una stima che è efficiente e conservativa. Invece che osservare il modello globale, si stima la più alta frequenza di ogni elemento individuale nel modello, che è sempre associata al modo dilatazionale. Si può mostrare che la più elevata frequenza di elemento, determinata sulla base di una analisi elemento per elemento, è sempre maggiore della frequenza più alta nel modello globale agli elementi finiti. Basandosi sulla stima element-by-element,

il limite di stabilità può essere ridefinito usando la element length L^e e la wave speed del materiale c_d :

$$\Delta t_{\text{stable}} = L^e / c_d \quad (\text{A7})$$

Per molti tipi di elementi, l'equazione precedente rappresenta solo una stima dell'effettivo element-by-element stability limit in quanto non è sempre chiaro come si dovrebbe determinare la element length. Come approssimazione può essere usata la più piccola element distance. Minore è la element length, più piccolo è lo stability limit. La wave speed è invece una proprietà del materiale che, ad esempio per i materiali elastici lineari con un Poisson's ratio uguale a 0, è data da:

$$c_d = \sqrt{\frac{E}{\rho}} \quad (\text{A8})$$

dove E è lo Young's modulus e ρ è la densità. Più rigido è il materiale, maggiore è la wave speed e più piccolo risulta lo stability limit. Più alta è la densità, minore è la wave speed e più grande risulta lo stability limit. Volendo dare una interpretazione intuitiva delle formule precedenti, si può affermare che lo stability limit è il tempo di transito di un'onda dilatazionale attraverso la distanza definita dalla lunghezza caratteristica dell'elemento. Dunque, se si conosce il valore della più piccola element dimension e la wave speed del materiale, è possibile stimare lo stability limit.

Il solutore esplicito di ABAQUS aggiusta il time increment size attraverso l'analisi così che lo stability limit, basato sullo stato corrente del modello, non sia mai superato. Il time incrementation è automatico e non richiede un time increment iniziale suggerito. Lo stability limit è un aspetto matematico che dipende dal modello numerico. Poiché il programma agli elementi finiti possiede tutte le informazioni utili, è possibile determinare un efficiente e conservativo stability limit. Tuttavia,

il solutore esplicito di ABAQUS consente anche all'utilizzatore di non avvalersi del time incrementation automatico.

Il time increment usato in un'analisi esplicita deve essere più piccolo rispetto allo stability limit del central-difference operator. Il mancato utilizzo di un time increment sufficientemente piccolo causerebbe una soluzione instabile. Quando la soluzione diventa instabile, il time history response delle variabili della soluzione (come ad esempio gli spostamenti) di solito mostra delle oscillazioni con ampiezza crescente. Inoltre cambia anche significativamente il bilancio della total energy. Se il modello contiene un solo tipo di materiale, il time increment iniziale è direttamente proporzionale alla dimensione del più piccolo elemento nella mesh. Se la mesh contiene elementi di size uniforme ma è associata a più materiali, l'elemento con la più alta wave speed determinerà il time increment iniziale. In problemi non lineari, ad esempio problemi alle grandi deformazioni o con risposta del materiale non lineare, la più alta frequenza del modello cambia continuamente e conseguentemente cambia anche lo stability limit. Il solutore esplicito di ABAQUS ha due strategie per il controllo del time incrementation: fully automatic time incrementation (dove il codice stesso tiene in considerazione i cambiamenti dello stability limit) e fixed time incrementation.

Due tipi di stime sono utilizzate per determinare lo stability limit: element by element e globale. Un'analisi incomincia sempre usando il metodo di stima element-by-element e può in base alle circostanze passare al metodo di stima global. La stima element-by-element è conservativa: essa restituisce un più piccolo stable time increment rispetto al reale stability limit che è basato sulla massima frequenza dell'intero modello. Il global estimation algorithm determina in maniera adattativa la massima frequenza dell'intero modello usando la dilatational wave speed corrente. Questo algoritmo aggiorna continuamente la stima della massima frequenza. Il global estimator consente solitamente di avere time increment che eccedono i valori ottenuti con la metodologia element-by-element.

Il solutore esplicito di ABAQUS permette anche di avvalersi della strategia di fixed time incrementation. Il fixed time increment size è determinato o dalla stima iniziale di stabilità element-

by-element per lo step o da un time increment specificato direttamente dall'utente. La strategia fixed time incrementation può rivelarsi utile quando è richiesta una più accurata rappresentazione dei modi di risposta più elevati del problema. In tal caso ci si può avvalere di una dimensione del time increment più piccola delle stime element-by-element. Quando si usa un fixed time incrementation, il solutore esplicito di ABAQUS non controllerà che la risposta calcolata sia stabile durante lo step. L'utente deve quindi assicurarsi che sia stata ottenuta una risposta valida controllando attentamente l'andamento dell'energia del sistema e le altre variabili di risposta.

Poiché la mass density influenza il limite di stabilità, talvolta sotto determinate condizioni è possibile scalare la mass density per migliorare l'efficienza dell'analisi. Ad esempio, a causa della complessa discretizzazione di molti modelli, ci sono spesso regioni che contengono elementi di forma molto piccola che controllano lo stability limit. Questi elementi sono talvolta numericamente pochi e si possono concentrare in aree localizzate. Aumentando la massa solo di questi elementi, lo stability limit può essere incrementato significativamente mentre l'effetto sul comportamento dinamico complessivo del modello risulta essere trascurabile.

La feature di automatic mass scaling del solutore esplicito di ABAQUS può impedire agli elementi prima citati di inficiare lo stability limit. Ci sono due approcci fondamentali usati nel mass scaling: definire direttamente uno scaling factor oppure definire un desiderato element-by-element stable time increment per quegli elementi la cui massa deve essere scalata. Questi due approcci consentono quindi all'utente di avere un controllo addizionale sullo stability limit. Tuttavia bisogna fare attenzione quando si impiega il mass scaling perché cambiando significativamente la massa del modello potrebbe modificarsi la fisica del problema.

Il modello materiale influenza lo stability limit attraverso i suoi effetti sulla dilatational wave speed. Se ad esempio consideriamo un materiale lineare la wave speed è costante; dunque i cambiamenti nello stability limit durante l'analisi dipendono dalle variazioni in merito alla più piccola dimensione dell'elemento durante l'analisi. In un materiale non lineare, come in un metallo che esibisce plasticità, la wave speed cambia poiché il materiale snerva e si modifica la rigidità del

materiale. Il solutore esplicito di ABAQUS monitora le effettive wave speed nel modello nel corso dell'analisi e inoltre il material state attuale in ogni elemento viene usato per le stime di stabilità.

Poiché lo stability limit è approssimativamente proporzionale alla più piccola dimensione dell'elemento, risulterebbe conveniente mantenere l'element size quanto più grande possibile. Purtroppo questo aspetto si scontra con la necessità di avere mesh fini per effettuare analisi accurate. Per ottenere il più alto stability limit possibile usando il livello di rifinitura della mesh richiesto, l'approccio più efficace è avere una mesh quanto più omogenea possibile. Poiché lo stability limit è basato sulla dimensione più piccola dell'elemento nel modello, anche un singolo elemento molto piccolo può drasticamente ridurre lo stability limit. Il solutore esplicito di ABAQUS a fini diagnostici fornisce un elenco degli elementi nella mesh con il più piccolo stability limit. Se il modello contiene alcuni elementi i cui stability limit sono molto più bassi rispetto a quelli degli elementi del resto della mesh, può essere fondamentale eseguire una nuova mesh più uniforme.

Un importante aspetto dell'analisi esplicita è quello energetico. Confrontare varie componenti di energia permette di capire se un'analisi sta producendo una risposta appropriata. Il bilancio energetico per l'intero modello può essere scritto come segue.

$$E_I + E_V + E_{FD} + E_{KE} + E_{IHE} - E_W - E_{PW} - E_{CW} - E_{MW} - E_{HF} = E_{total} = \text{constant} \quad (A9)$$

dove:

- E_I è l'internal energy;
- E_V è la viscous energy dissipata;
- E_{FD} è la frictional energy dissipata;
- E_{KE} è la kinetic energy;
- E_{IHE} è la internal heat energy;
- E_W è il lavoro fatto dai carichi esterni applicati;

- E_{PW} è il lavoro fatto dai contact penalty;
- E_{CW} è il lavoro fatto dai constraint penalty;
- E_{MW} è il lavoro fatto dalla propelling added mass;
- E_{HF} è la external heat energy tramite gli external fluxe.

La somma di queste componenti di energia è E_{total} che dovrebbe essere costante. Nella modellazione numerica E_{total} è solo approssimativamente costante, generalmente con un errore minore del 1%.

L'internal energy E_I è definita come la seguente somma.

$$E_I = E_E + E_P + E_{CD} + E_A + E_{DMD} + E_{DC} + E_{FC} \quad (A10)$$

con:

- E_E recoverable elastic strain energy;
- E_P energia dissipata attraverso processi non elastici come la plasticità;
- E_{CD} energia dissipata attraverso viscoelasticità o creep;
- E_A artificial strain energy (che include l'energia immagazzinata nelle hourglass resistance);
- E_{DMD} energia dissipata attraverso il damage;
- E_{DC} energia dissipata attraverso distortion control;
- E_{FC} fluid cavity energy.

La viscous energy E_V è l'energia dissipata dai damping mechanism.

Sebbene il metodo di soluzione esplicito sia stato originariamente sviluppato per modellare gli impact event ad alta velocità nei quali l'inerzia gioca un ruolo predominante nella soluzione, tale metodo si è rivelato prezioso anche per risolvere problemi quasi statici. Il solutore esplicito riesce a risolvere certi tipi di problemi statici molto più facilmente e rapidamente rispetto al metodo implicito

che talvolta non riesce a giungere alla soluzione. Ciò è legato ad un grande vantaggio che ha la procedura esplicita su quella implicita: vale a dire la maggiore facilità con cui il metodo esplicito risolve complicati problemi di contatto. In aggiunta, con l'aumentare delle dimensioni dei modelli, la procedura esplicita richiede meno risorse di sistema rispetto a quella implicita.

L'applicazione della procedura esplicita ai problemi quasi statici richiede tuttavia delle considerazioni. Poiché la soluzione statica è per definizione una soluzione long-time, spesso risulterebbe poco praticabile dal punto di vista computazionale simulare un evento nella sua scala temporale naturale in quanto sarebbe richiesto un numero eccessivo di piccoli time increment. Per ottenere una soluzione economica sotto il profilo computazionale talvolta è necessario "accelerare" l'evento simulato. Il problema fondamentale risiede nel fatto che, quando un evento viene accelerato, lo stato di equilibrio statico può evolvere in uno stato di equilibrio dinamico nel quale le forze di inerzia diventano maggiormente dominanti. L'obiettivo è dunque quello di modellare il processo nel più piccolo time period nel quale le forze inerziali rimangono insignificanti e trascurabili. La velocità dell'analisi spesso può essere aumentata sostanzialmente senza alterare la qualità della soluzione quasi statica. Tuttavia, se la velocità dell'analisi è incrementata ad un punto tale che gli effetti di inerzia sono dominanti, la soluzione tende a localizzarsi e i risultati sono abbastanza differenti rispetto alla soluzione quasi statica. Il mass scaling consente di condurre l'analisi in modo economico da un punto di vista computazionale, evitando di ricorrere all'aumento artificiale della loading rate di un evento. Per materiali rate-dependent o quando le proprietà del modello cambiano con la strain rate, un incremento artificiale della loading rate determina cambiamenti del processo. Il mass scaling è quindi una ottima opzione il solution time delle simulazioni. Le equazioni (A7) e (A8) mostrano che lo stable time increment è collegato alla densità del materiale. In base a tali relazioni, incrementando artificialmente la densità ρ di un fattore f^2 si ha un abbassamento della wave speed di un fattore f e un incremento dello stable time increment di un fattore f . Quando il global stability limit aumenta, un numero minore di incrementi sono richiesti per effettuare la stessa analisi e dunque il fine del mass scaling è stato raggiunto. Tuttavia, scalare la massa in modo incontrollato può avere la stessa

influenza sugli effetti di inerzia dell'aumento artificiale della loading rate. Perciò, un eccessivo mass scaling può condurre a soluzioni errate. Occorre dunque avvalersi di un appropriato mass scaling factor che tenga conto delle considerazioni prima effettuate e tener presente che l'accelerazione fornita con il mass scaling si manifesta con la radice quadrata del mass scaling factor scelto. È possibile implementare nel modello un mass scaling di tipo fisso o variabile e, inoltre, cambiare la sua definizione da step a step.

Il mezzo più immediato per valutare se una simulazione sta producendo un'appropriate risposta quasi statica è rappresentato da uno studio energetico. Se una simulazione è di tipo quasi statico, il lavoro applicato dalle forze esterne è quasi uguale all'internal energy del sistema. L'energia dissipata viscosamente è generalmente piccola, a meno che si stiano trattando dei viscoelastic material o effetti di material damping. Come detto in precedenza, le forze di inerzia sono trascurabili in un'analisi quasi statica in quanto la velocità del materiale nel modello è molto piccola. Da questi due aspetti deriva che anche la kinetic energy è piccola. Come regola generale per la corretta modellazione di un processo quasi statico si può quindi assumere che la kinetic energy del materiale che si deforma non debba superare una piccola frazione (tipicamente il 10%) della sua internal energy durante il processo.

APPENDICE B: SELECTIVE LASER MELTING (SLM)

Il termine *rapid prototyping and manufacturing* (RP&M) si riferisce ad un gruppo di tecnologie che rende possibile la rapida fabbricazione di componenti ingegneristici. Il RP&M rappresenta un significativo break-through tecnologico nella industria della produzione. A differenza delle tradizionali tecniche di lavorazione caratterizzate dall'asportazione di materiale da un pezzo pieno, il RP&M si basa su un processo additivo di materiale strato per strato che consente di produrre in tempi brevi oggetti tridimensionali dalla geometria complessa a partire da un modello geometrico CAD. Per tale motivo ci si può riferire a tali tecnologie anche con il termine *layered manufacturing*. La tecnologia di prototipazione rapida fece la sua prima comparsa in ambito industriale nel 1987 con la messa in commercio da parte della 3D System del primo apparato per stereolithography (SLA). Allo stato attuale le tecniche di RP&M sono ampiamente usate in vari campi dell'ingegneria (aerospaziale, automotive, medicale).

Il processo di fusione laser selettiva o selective laser melting (SLM) è una tecnica additiva che rappresenta l'evoluzione del processo di sinterizzazione laser selettiva (SLS) di polveri metalliche e che consente la realizzazione di oggetti metallici dotati di elevata complessità geometrica. L'SLM, nata come tecnica di prototipazione rapida, si è recentemente evoluta come tecnologia di attrezzaggio rapido e di fabbricazione di componenti finali grazie alla recente possibilità di processare diversi materiali metallici (come ad esempio acciai, leghe di alluminio, leghe di titanio). La sezione di "Tecnologie e Sistemi di Lavorazione" del Dipartimento di Meccanica, Matematica e Management del Politecnico di Bari dispone di un laboratorio per la sinterizzazione laser selettiva di polveri in grado di produrre oggetti realizzati mediante SLS ed SLM. (Figura B1). Il laser Nd:YAG, con lunghezza d'onda di 1064 nm, avente potenza massima di 100 W, può operare sia in modalità continua

che impulsata. In modalità continua esso consente la fabbricazione di componenti metallici mediante sinterizzazione e fusione laser selettiva di polveri metalliche. Tali componenti sono caratterizzati da elevata complessità geometrica e buone proprietà meccaniche. Si dispone quindi di un sistema efficiente per la realizzazione di prototipi e prodotti finiti metallici in tempi brevi. In modalità impulsata, con ampiezza d'impulso nell'ordine del nanosecondo e frequenza di ripetizione variabile tra 0 e 65kHz, il laser consente la fabbricazione di micro-componenti mediante ablazione laser. Il sistema opera con atmosfera controllata di azoto prodotta mediante un generatore di azoto che consente di insufflare azoto nella camera di lavoro durante tutto il processo per evitare ossidazione.



Fig. B1 Macchina per l'SLS e l'SLM.

Il processo SLM è, probabilmente, la tecnologia più interessante negli ambiti del rapid prototyping (RP), del rapid manufacturing (RM) e del rapid tooling (RT). Tale processo parte dal modello CAD 3D del componente da realizzare che viene poi trasformato in file STL (solid to layer). Questo formato prevede la tassellazione (o mesh) delle superfici interne ed esterne del pezzo attraverso elementi triangolari. In seguito, tramite appositi software, le informazioni tridimensionali del file STL vengono convertite in informazioni bidimensionali tramite l'operazione di slicing. Quest'ultima operazione determina la precisione del prodotto. Lo slicing viene eseguito "affettando" il pezzo con piani ortogonali alla direzione di "crescita" del componente al fine di ottenerne tante sezioni ciascuna di

un determinato spessore. Ogni sezione viene descritta da uno specifico percorso di scansione del fascio laser. A questo punto tutte le informazioni vengono trasferite alla macchina per il SLM nella quale, inizialmente, uno strato di polvere viene depositato e pressato sulla piattaforma di costruzione mediante un coltello (coater) o un rullo. Successivamente il fascio laser colpisce la polvere ed i granuli, fondendosi, si uniscono dando origine alla prima sezione o “fetta” del componente. La piattaforma viene quindi abbassata di una quantità pari allo spessore dello strato (layer thickness) inizialmente depositato mentre il dispenser di polvere viene sollevato della stessa quantità. Il processo può così riprendere fino alla costruzione dell'intero componente (Figura B2).

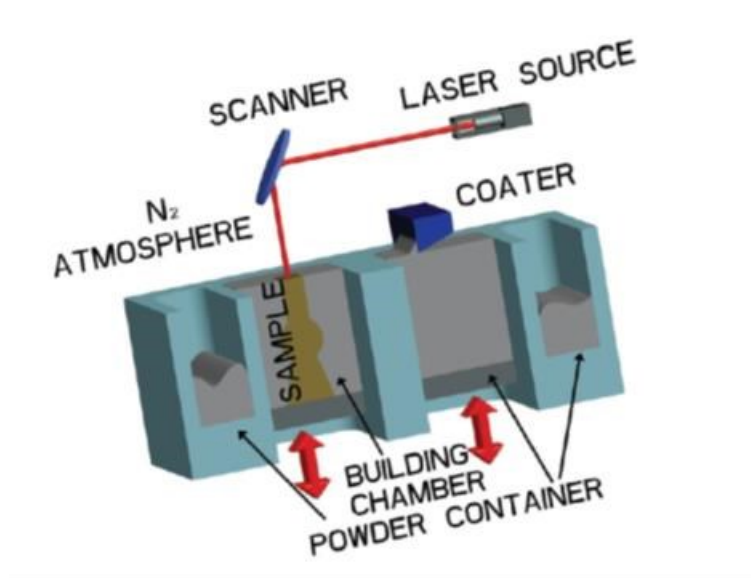


Fig. B2 schema di funzionamento del processo SLM.

Il SLM rappresenta un'evoluzione del processo di SLS che fu sviluppato e brevettato negli anni '80 da Carl Deckard e Joe Beaman presso l'Università di Austin, in Texas, per produrre prototipi in materiale plastico. In seguito, l'SLS si è sviluppato con l'intento di processare materiali metallici per soddisfare la crescente domanda di rapid manufacturing e rapid tooling. Il processo SLM è nato nel 1995 al Fraunhofer Institute for Laser Technology (ILT) di Aachen, in Germania, in seguito ad un progetto di ricerca che condusse infine ad un brevetto. Il processo SLM è molto simile al processo SLS e si differenzia da quest'ultimo principalmente in quanto:

- utilizza polveri metalliche senza l'aggiunta di materiali basso-fondenti;
- utilizza una più alta densità di energia.

La densità di energia, definita come energia per unità di superficie, produce completa fusione nelle polveri processate mediante SLM e parziale fusione in quelle processate mediante SLS. Il processo SLM produce oggetti con densità prossima al 100% senza necessità di ulteriori post trattamenti. Negli ultimi anni il processo di SLM è stato ottimizzato per produrre componenti che possono essere impiegati non solo come prototipi ma anche come componenti finali. L'obiettivo principale perseguito in tal senso dalla ricerca è stato proprio quello di fabbricare oggetti mediante SLM con proprietà meccaniche comparabili a quelle ottenibili con processi tradizionali. Queste proprietà dipendono non soltanto dalla composizione e dalle dimensioni delle polveri impiegate ma soprattutto dai parametri di processo e dalla strategia di scansione utilizzata.

Vengono di seguito definite le grandezze che svolgono un ruolo fondamentale per quanto riguarda sia il controllo del processo SLM che le caratteristiche del pezzo finito. A tal fine è utile far riferimento alla Figura B3.

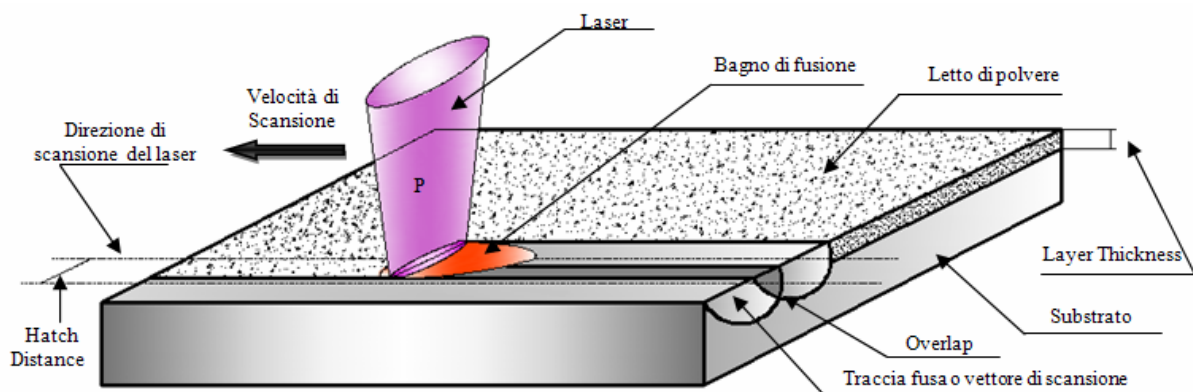


Fig. B3 Parametri caratterizzanti il processo SLM.

I parametri di processo fondamentali sono:

- potenza del fascio laser (P);
- velocità di scansione (V_s): velocità con cui il fascio laser si muove al di sopra della superficie del materiale in polvere lungo i percorsi di scansione;
- Hatch Distance (H_s): distanza tra due vettori o tracce adiacenti misurata prendendo come riferimento il centro dello spot laser durante una passata sul letto di polvere;
- Layer thickness (LT): spessore di uno strato. Esso è determinato dalla quantità di cui viene abbassata la piattaforma di costruzione nel passaggio tra uno strato ed il successivo;
- Overlap (w_0): sovrapposizione tra due tracce fuse adiacenti.

Un importante parametro di processo è anche la strategia di scansione utilizzata per muovere il fascio laser su ciascuno strato di polvere.

La Figura B4 mostra le tecnologie di scansione più utilizzate: a) scansione parallela alla direzione di movimentazione del coater; b) scansione ad assi ortogonali; c) scansione ad isole.

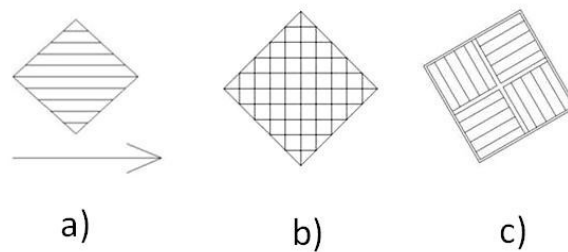


Fig. B4 Strategie di scansione più utilizzate: **a** scansione parallela; **b** scansione ad assi ortogonali; **c** scansione ad isole.

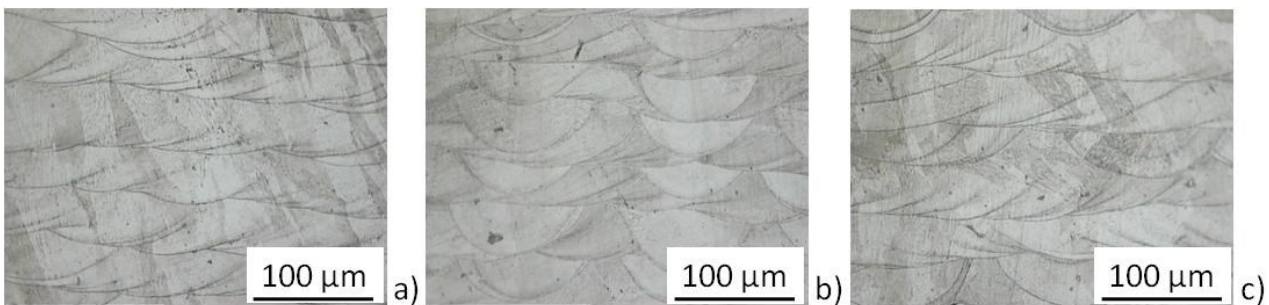


Fig. B5 Orientamento delle tracce di fusione in una sezione parallela alla direzione di spostamento del coater per strategia di scansione: **a** a vettori paralleli; **b** ad assi ortogonali; **c** ad isole.

La strategia di scansione ad assi ortogonali consiste nel far compiere al laser un primo strato in direzione parallela ed un secondo strato in direzione perpendicolare alla movimentazione del coater. La strategia ad isole, invece, consiste nel dividere ciascuno strato in elementi quadrangolari di dimensioni prestabilite e nel far realizzare la scansione di ciascun elemento secondo un ordine random. Tale strategia consente di ridurre le tensioni residue e le deformazioni inevitabilmente generate durante il processo di fusione/solidificazione. La Figura B5 mostra l'orientamento delle tracce di fusione al variare delle tre strategie in una sezione parallela alla direzione di spostamento del coater.

Definiamo la densità di energia del laser (Eq. B1) come rapporto tra la potenza del laser P ed il prodotto della velocità di scansione v per il diametro del fascio laser d .

$$E_d = \frac{P}{v \cdot d} \left[\frac{J}{mm^2} \right] \quad (B1)$$

La profondità di ogni singola traccia di fusione ds (Figura B6) può essere aumentata mediante un incremento della densità d'energia del laser oppure mediante una diminuzione della velocità di scansione.

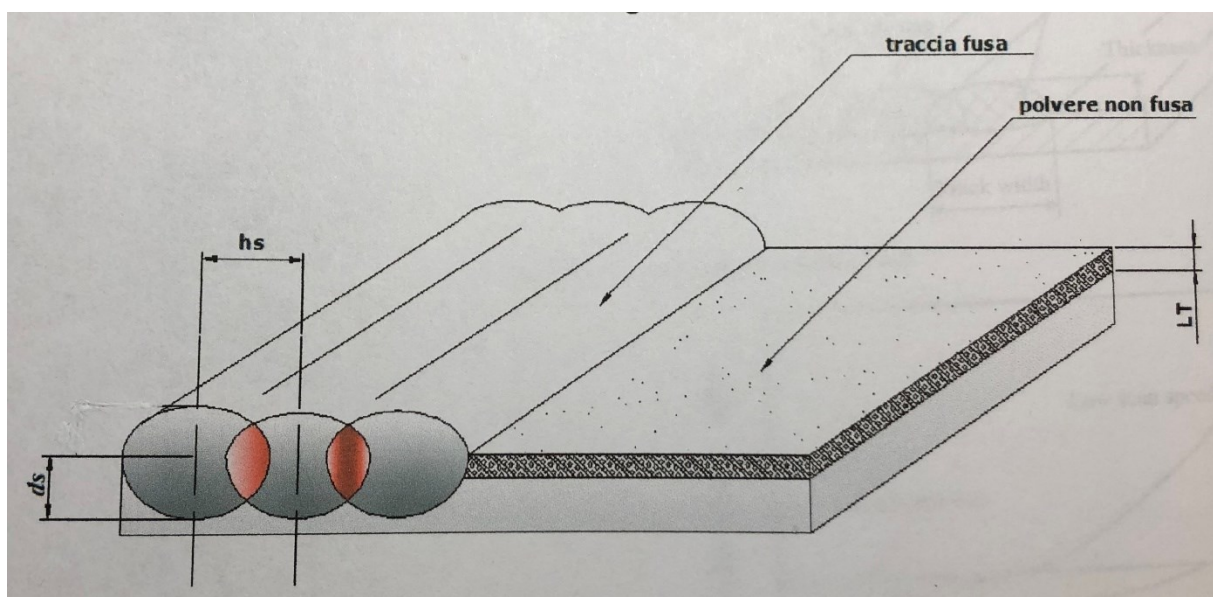


Fig. B6 profondità traccia di fusione.

Più aumenta lo spessore dello strato di polveri depositato maggiore è la riduzione del tempo impiegato dalla lavorazione. Lo svantaggio risiede nel fatto che l'accuratezza e la finitura superficiale del componente finito diminuiscono.

L'aumento della profondità della traccia di fusione comporta un aumento della potenza impiegata e del tempo di fabbricazione. Tuttavia l'accuratezza, la finitura superficiale e la qualità complessiva del pezzo realizzato migliorano con l'aumentare della profondità di penetrazione del laser. Infatti, al fine di ottenere un buon legame metallico, durante la realizzazione di ciascuna traccia il fascio laser deve rifondere una porzione dello strato precedente. La Figura B7 mostra due layer scansionati a parità di spessore dello strato di polveri ma con differente profondità della traccia di fusione. Nel caso a è mostrata la presenza di vuoti mentre nel caso b è possibile notare una sovrapposizione delle tracce che consente un migliore legame metallico e l'assenza di vuoti.

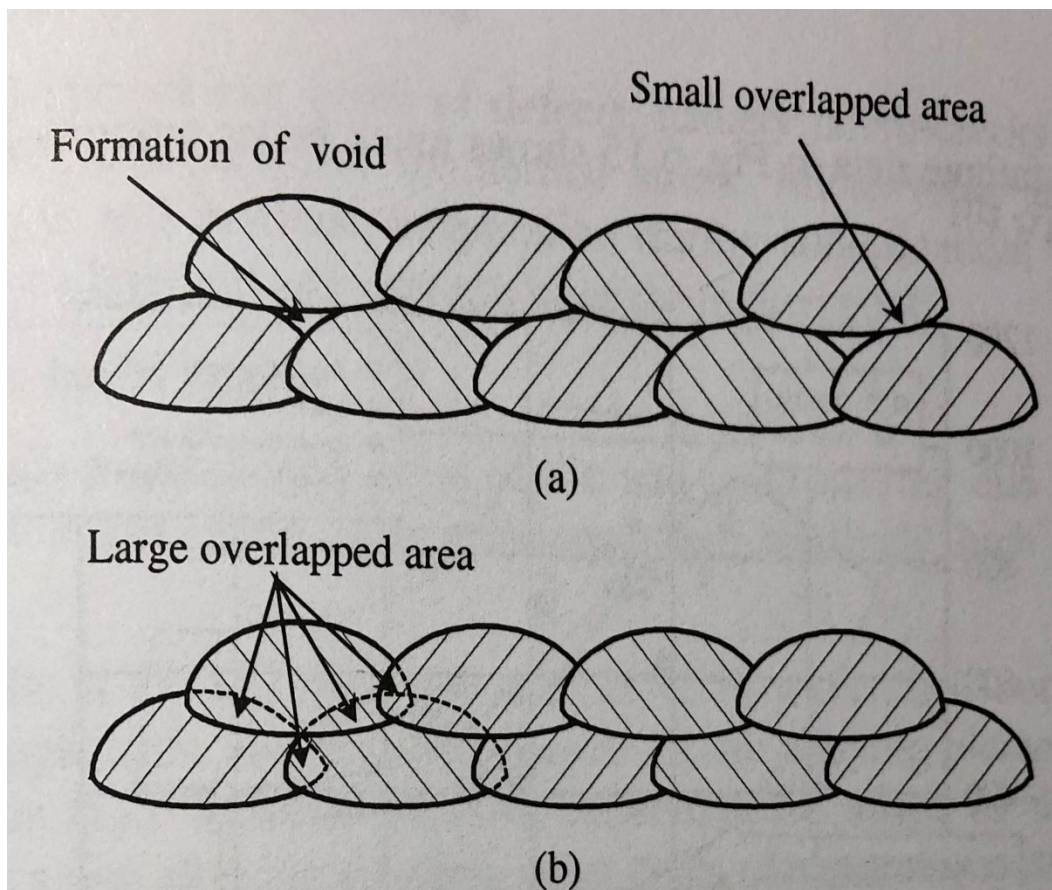


Fig. B7 scansione di due layer: **a** senza sovrapposizione; **b** con sovrapposizione.

La profondità della traccia di fusione aumenta con la densità di energia del laser (Figura B8). Sperimentalmente si è notato che, a parità di densità di energia, la profondità della traccia di fusione viene influenzata maggiormente dall'aumento della potenza del laser rispetto alla diminuzione della velocità di scansione. Il diametro del fascio laser ha poco effetto sulla profondità della traccia e con il diminuire del diametro dello spot si assiste ad un leggera diminuzione della profondità della traccia di fusione.

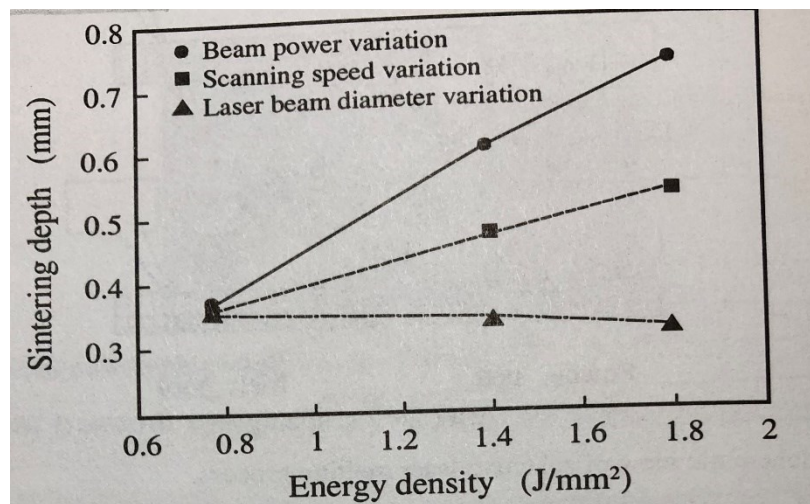


Fig. B8 Profondità della traccia di fusione vs. densità di energia del laser

La Figura B9 mostra come la densità del componente finito aumenti con l'incremento della densità di energia. È possibile notare come, a parità di densità di energia, la densità sia maggiormente influenzata dalla diminuzione della velocità di scansione e dalla riduzione del diametro del fascio laser. Questo effetto si spiega con il fatto che le tracce di fusione risultano continue e prive di rotture a basse velocità di scansione. Inoltre esse risultano più ravvicinate e connesse con il diminuire del diametro del fascio laser. L'influenza della potenza del fascio sulla densità è in questo caso la meno rilevante.

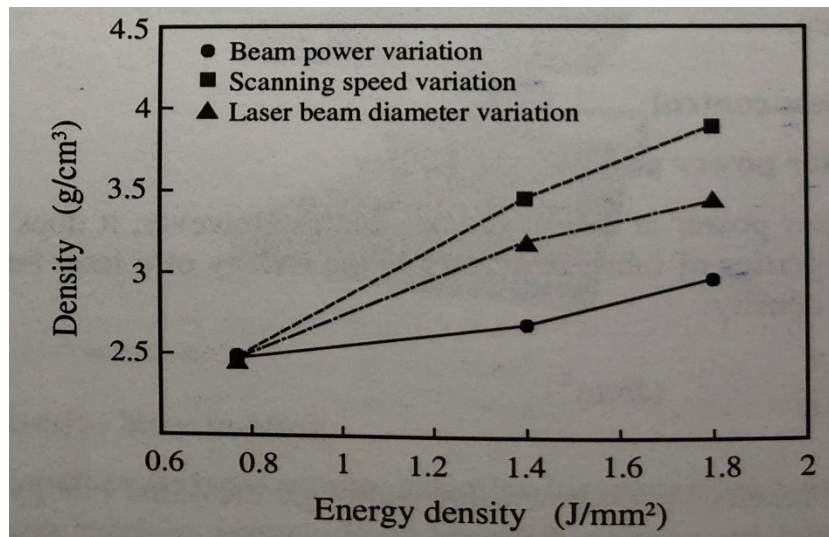


Fig. B9 Densità componente vs. densità di energia.

All'aumentare della velocità di scansione si ha una riduzione della densità di energia ed un effetto che ne consegue è la riduzione dell'ampiezza delle tracce detta anche track width (Fig. B10).

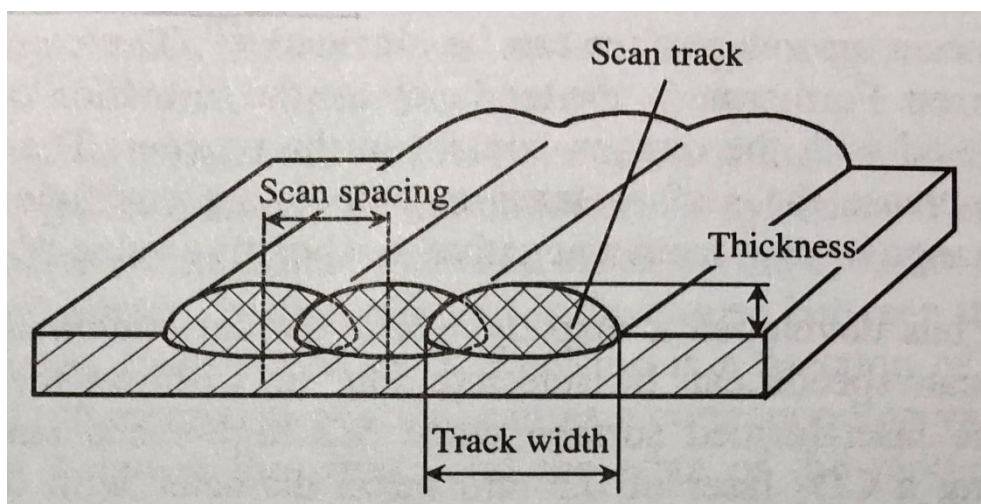


Fig. B10 Track width.

La figura B11 mostra l'effetto che la velocità di scansione ha sulle tracce di fusione.

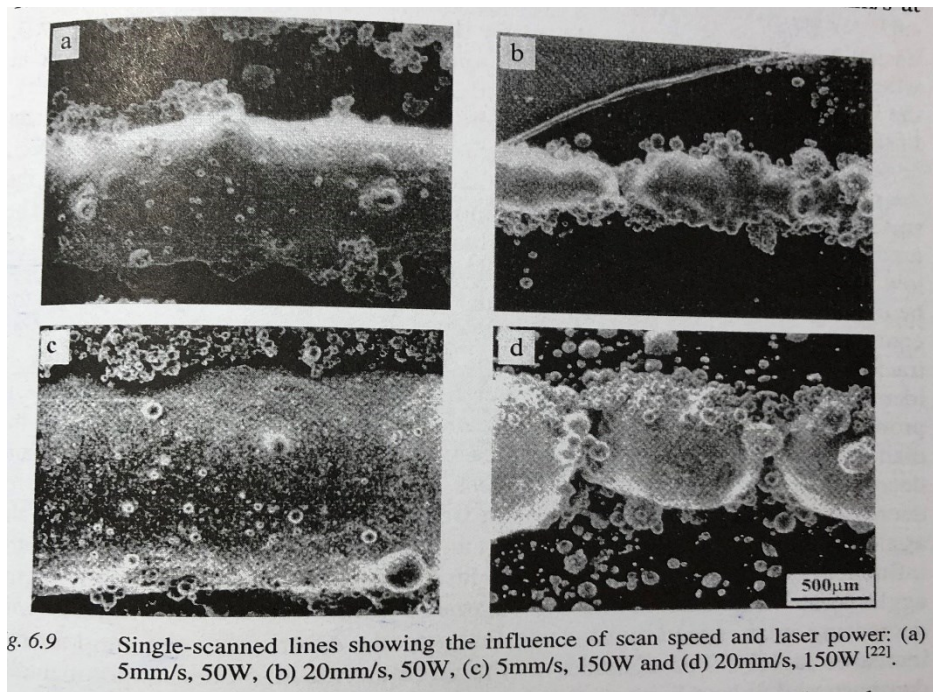


Fig. B11 Effetto della velocità di scansione sulle tracce di fusione.

Quando si aumenta la velocità di scansione, le tracce di fusione non appaiono più come linee continue e si assiste alla formazione di sfere. Tale effetto è chiamato “balling” ed è associato all’instabilità della traccia fusa. Durante il processo di fusione tramite laser, la traccia liquida tende a rompersi in una sequenza di sfere disposte sulla stessa riga per ridurre la propria energia superficiale. Nella fusione laser si sviluppa un gradiente termico tra il centro della traccia fusa ed il suo profilo. Dato che la tensione superficiale è funzione della temperatura, la presenza del gradiente termico provoca una variazione della tensione superficiale tra il centro ed il contorno della traccia fusa. Il gradiente di tensione superficiale induce un flusso di Marangoni da una regione a bassa tensione superficiale verso una regione ad alta tensione superficiale. Di conseguenza si svilupperà una forza che agirà sulla traccia fusa. Se tale forza è sufficientemente elevata allora la traccia fusa continua si romperà formando una sequenza di sfere. L’aumento della densità di energia e la riduzione della velocità di scansione hanno come effetto l’aumento dell’ampiezza della traccia fusa. In tal caso è più difficile riuscire a rompere la traccia in sfere e si possono ottenere delle tracce di fusione continue.

Al fine di assicurare un buon legame metallico tra le tracce metalliche adiacenti e ridurre la porosità del componente, l'hatch distance detto anche scan spacing deve essere più piccolo dell'ampiezza della traccia fusa. È importante notare come l'ampiezza della traccia fusa non dipende solo dal diametro del fascio laser ma viene influenzata anche dalla densità di energia, dalla velocità di scansione e dalle proprietà della polvere metallica. La Figura B12 illustra l'influenza che la densità di energia e la velocità di scansione hanno sull'ampiezza della traccia. A basse densità di energia l'ampiezza della traccia è più piccola del diametro del fascio laser sia con velocità di scansione alte che basse. Quando si usano alte densità di energia l'ampiezza della traccia fusa può risultare maggiore del diametro del fascio laser nel caso in cui si adottino basse velocità di scansione. In generale occorre garantire un 30% di sovrapposizione tra le tracce fuse adiacenti per poter avere buone proprietà strutturali.

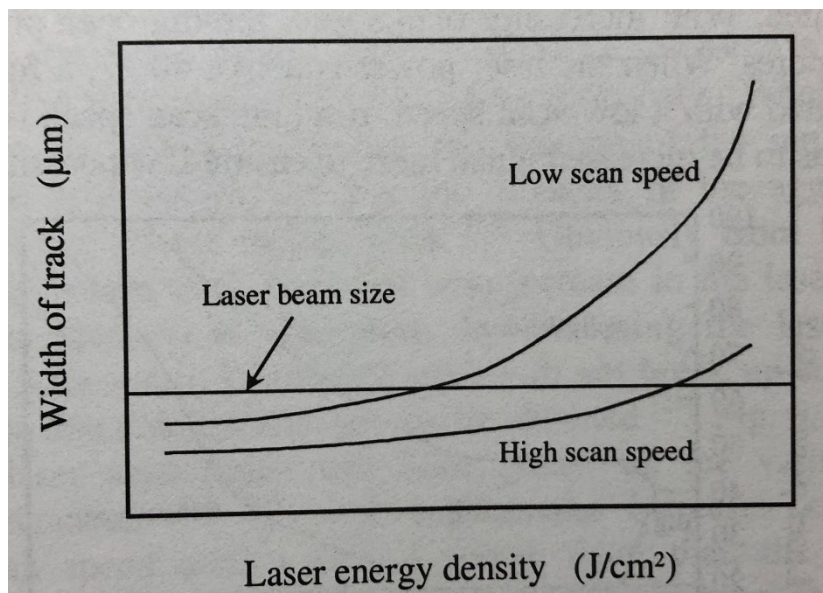


Fig. B12 Influenza della densità di energia e della velocità di scansione sull'ampiezza della traccia

Il SLM comporta l'assorbimento di luce laser e la conversione in energia termica. I componenti possono essere soggetti ad effetti di imbarcamento (warping) e cricatura (cracking) a causa delle tensioni interne legate al ritiro dopo la solidificazione. Con la solidificazione lo strato superiore tende

a ritirarsi durante il raffreddamento. Gli strati sottostanti non potendo seguire tale ritiro oppongono resistenza ed inducono la formazione di stress residui che causano l'imbarcamento del pezzo. In generale l'imbarcamento può essere limitato se si dispone di pezzi di elevato spessore. L'aumento dello spessore del componente conduce però allo stesso tempo ad un aumento del valore delle tensioni residue. Ciò implica che, nei pezzi di dimensioni maggiori, le tensioni residue sono tali da provocare lo sviluppo di cricche sebbene l'imbarcamento sia limitato. Un aspetto molto importante da tener presente è l'effetto della dispersione del calore: occorre garantire una buona propagazione del calore nel pezzo in maniera tale da allontanare per conduzione il calore dalla zona fusa attraverso il componente. Una poco efficace dispersione di calore conduce ad un aumento delle tensioni residue. Le soluzioni attualmente utilizzate per ridurre il gradiente termico tra gli strati inferiori e gli strati superiori del materiale (e dunque ridurre l'imbarcamento e la formazione di cricche) prevedono:

- il riscaldamento della piattaforma di costruzione;
- il preriscaldamento del dispenser della polvere metallica e della stessa polvere;
- ancorare tramite fusione il primo strato di polveri alla piattaforma di costruzione.

Infine, sebbene la tecnica del selective laser melting consenta notevole libertà nella realizzazione di geometrie complesse, bisogna evitare che l'inclinazione delle superfici esterne del componente rispetto alla piattaforma di costruzione sia inferiore a 45° . In tal caso è necessario prevedere dei sostegni per garantire la stabilità del pezzo. Tali strutture dovranno essere rimosse con lavorazioni successive.

APPENDICE C: AMBIENTE DI LAVORO ABAQUS

ABAQUS è un ambiente di applicazioni software per l'analisi agli elementi finiti ed il computer-aided engineering originariamente rilasciato nel 1978.

Il nome del software deriva dalla parola “abaco”, termine utilizzato per indicare un antico strumento di calcolo che sin dal 2000 a.C. era utilizzato come ausilio per effettuare operazioni matematiche.

Il termine deriva dal latino abacus tramite la forma genitiva della parola greca ABAX che significa “tavola coperta di sabbia”.

L'ambiente di lavoro ABAQUS è costituito dai seguenti software (Figura C1):

- **Abaqus/CAE**, un software CAE che fornisce una semplice interfaccia (Figura C2) sia per la creazione e modellazione (fase di pre-processing) che per la visualizzazione dei risultati (fase di post-processing) ottenuti grazie ad Abaqus/Standard ed Abaqus/Explicit.

Abaqus/CAE è suddiviso in moduli ciascuno dei quali definisce un aspetto logico del processo di modellazione (ad esempio definire la geometria, definire le proprietà del materiale, definire carichi e vincoli, assegnare una mesh e così via).

Man mano che costruiamo il nostro modello passando da un modulo al successivo, Abaqus/CAE genera un file di input composto da numeri, codici e keywords che traducono le azioni dell'utente in forma comprensibile al solutore.

Tale file di input sarà sottoposto al solutore Abaqus/Standard oppure al solutore Abaqus/Explicit.

Il solutore svolge l'analisi, invia le informazioni ad abaqus/CAE per consentire all'utente di monitorare l'andamento dell'analisi e genera un output database.

Mediante il modulo Visualization di abaqus/CAE è possibile leggere l'output database e vedere i risultati del lavoro.

Tutti i tipi di file generati (file di input ed output database, file contenenti informazioni sulla convergenza, messaggi di errori) vengono salvati nella cartella TEMP nel disco rigido.

- **Abaqus/Standard**, un analizzatore general-purpose agli elementi finiti che impiega uno schema di integrazione implicito.
- **Abaqus/Explicit**, un analizzatore special-purpose agli elementi finiti che utilizza uno schema di integrazione esplicito per risolvere sistemi fortemente non lineari con condizioni di contatto complesse anche sotto l'azione di carichi transitori.

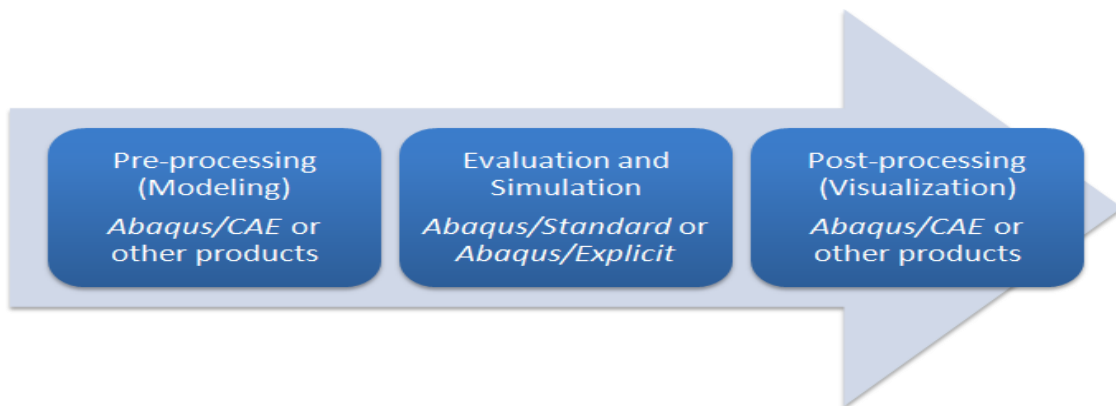


Fig. C1 Schema architettura ambiente Abaqus.

Abaqus utilizza il linguaggio di scripting Python mentre l'interfaccia grafica è del tipo fox-toolkit.

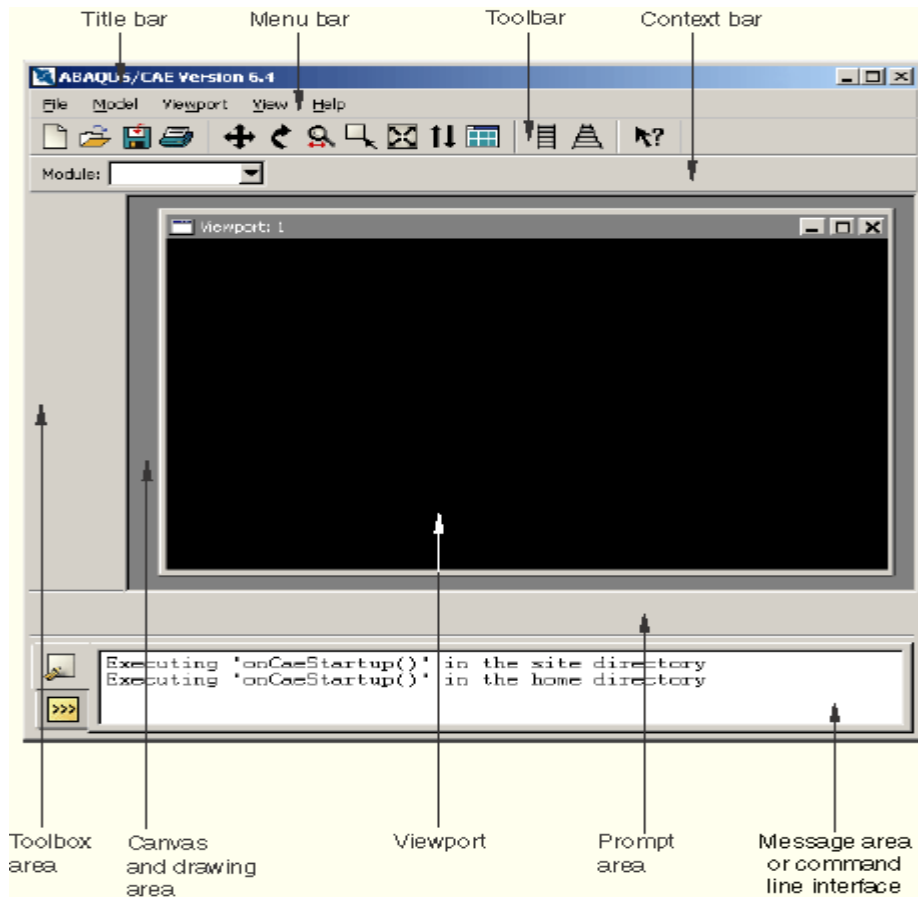


Fig. C2 GUI Abaqus/CAE.

Come già accennato in precedenza ABAQUS/CAE è diviso in unità funzionali chiamate moduli. Ciascun modulo contiene solo gli strumenti necessari per realizzare una specifica porzione del compito di modellazione.

Ad esempio il modulo mesh contiene solo i tools per creare una mesh agli elementi finiti, mentre il modulo job permette di creare, editare, sottomettere e monitorare i lavori di analisi.

È possibile selezionare il modulo desiderato dalla Module list presente nella context bar. L'ordine con cui sono presentati i moduli nella lista corrisponde alla sequenza logica da seguire per creare un modello.

Tuttavia, sebbene tale ordine segue un percorso logico, Abaqus /CAE dà la possibilità di muoversi liberamente tra i moduli a seconda delle proprie esigenze.

Segue una rapida descrizione dei vari moduli:

- **Part:** crea le singole parti del modello disegnandole o importando la loro geometria da altri programmi. La Figura C3 mostra il toolbox del modulo part.

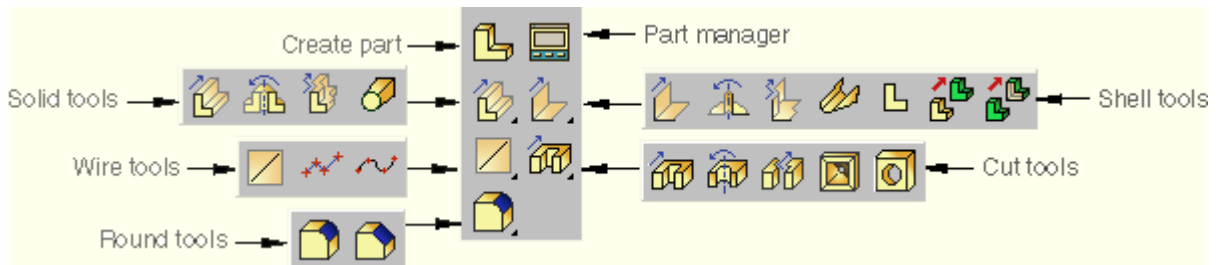


Fig. C3 Part module toolbox.

- **Property:** definisce le proprietà del materiale, crea sezioni materiali e le assegna a determinate regioni delle parti.

È infatti possibile specificare le proprietà di una parte creando una sezione (che fa riferimento ai materiali definiti nel medesimo modulo) ed assegnandola alla parte. In Figura C4 è mostrato il property module toolbox.

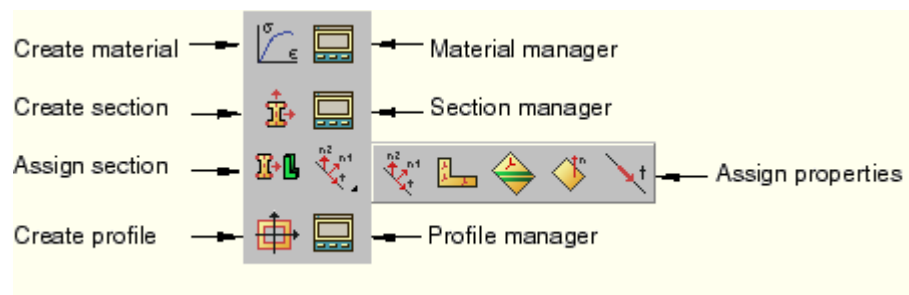


Fig. C4 Property module toolbox.

- **Assembly:** crea ed assembla le instance delle parti. Una instance può essere considerata come una rappresentazione della parte originale. Quando si assembla il modello nel

modulo assembly si lavora sulle instance delle parti e non sulla parte originale. Naturalmente, a seguito del legame esistente tra una parte e la sua instance, ABAQUS aggiornerà la instance in base alle modifiche che riguardano la parte.

Quando si crea una parte, essa esiste relativamente ad un proprio sistema di riferimento che risulta essere indipendente da quello delle altre parti presenti nel modello. Mediante il modulo assembly si posizionano le instance delle parti l'una rispetto all'altra in un sistema di riferimento globale originando, così, il modello assemblato.

Nella maggior parte dei casi le instance delle parti sono posizionate applicando vincoli di posizione che traslano, ruotano o allineano facce, lati o vertici selezionati.

È possibile realizzare più instance di una medesima parte (ad esempio il modello di un'auto può prevedere 4 instance della parte "ruota" che verranno successivamente assemblate con le altre instance delle parti del modello). La Figura C5 mostra il toolbox del modulo assembly.

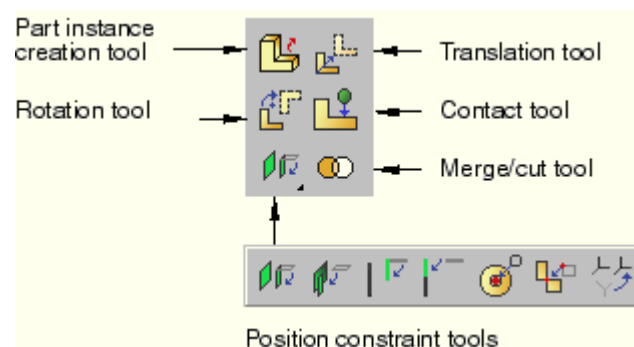


Fig. C5 Assembly module toolbox.

- **Step:** crea e definisce gli step di analisi i quali permettono di gestire ed organizzare in maniera razionale i cambiamenti nelle condizioni al contorno e di carico, oltre che nel modo in cui le parti interagiscono durante il corso dell'analisi.

È possibile inoltre definire le richieste di output, vale a dire le variabili che dovranno scaturire dal processo di analisi e che saranno scritte nell'output database. Oltre che il tipo di variabile è possibile impostare anche la frequenza con cui ricavare tali informazioni. La Figura C6 mostra il toolbox del modulo Step.

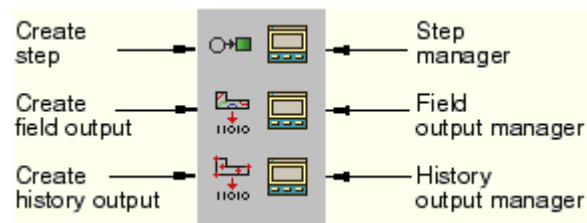


Fig. C6 Step module toolbox.

- **Interaction:** specifica le interazioni tra le regioni del modello. In Figura C7 è riportato il toolbox del modulo Interaction.

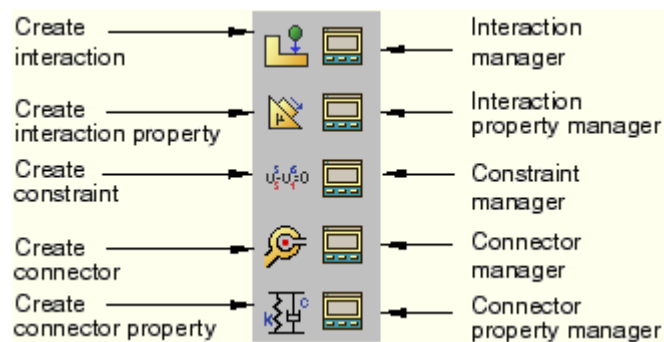


Fig. C7 Interaction module toolbox.

- **Load:** specifica i carichi e le condizioni al contorno. La Figura C8 mostra il relativo toolbox.

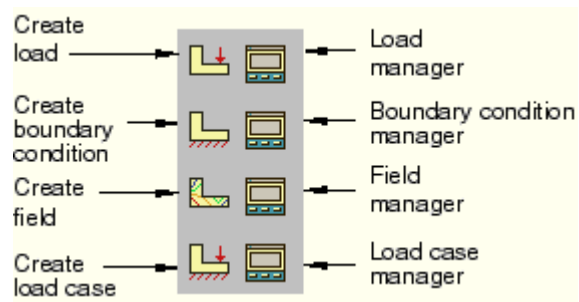


Fig. C8 Load module toolbox.

- **Mesh**: permette di creare la mesh agli elementi finiti. La Figura C9 riporta il relativo toolbox.

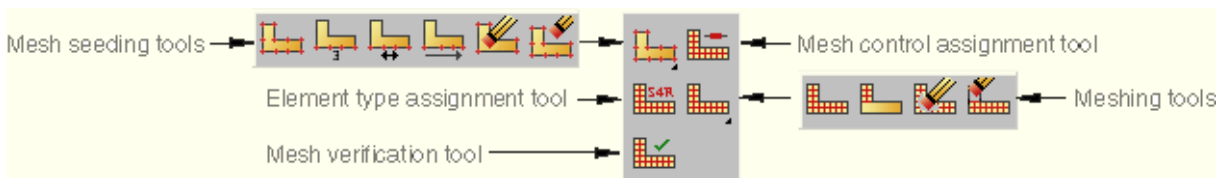


Fig. C9 Mesh module toolbox.

- **Job**: sottomette il lavoro di analisi ad Abaqus/Standard od Abaqus/Explicit e ne monitorizza l'andamento. La figura C10 riporta il relativo toolbox.



Fig. C10 Job module toolbox.

- **Visualization:** permette di visualizzare i risultati dell'analisi. La Figura C11 visualizza il relativo toolbox.

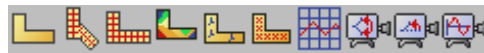


Fig. C11 Visualization module toolbox.

- **Sketch:** permette di creare e gestire profili bi-dimensionali. In Figura C12 viene mostrato il relativo toolbox.

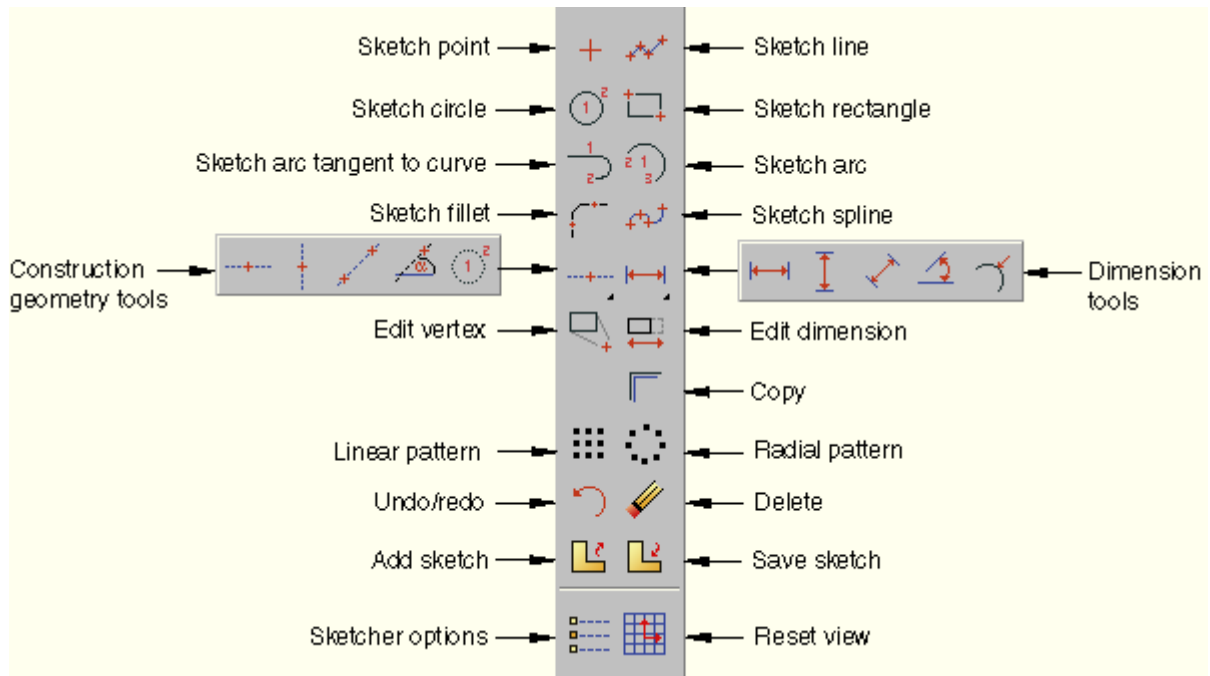


Fig. C12 Sketch module toolbox.

Come mostrano le figure riportate in precedenza, i contenuti della finestra di Abaqus/CAE (menu bar, toolbox area toolbar) cambiano a seconda del modulo selezionato in maniera tale da riflettere le funzionalità del modulo scelto.

ELENCO DELLE FIGURE

Fig. 1 a Superficie superiore della struttura porosa progettata che mostra il layout dei pori; **b** vista frontale nel piano Y–Z della geometria del campione progettato.

Fig. 2 a Vista CAD 3D dei provini in acciaio progettati costituiti da una struttura porosa supportata dalla base; **b** il nuovo provino fabbricato con una vista di dettaglio delle intersezioni evidenziate in blu tra le pareti dei pori interconnessi.

Fig. 3 Dimensioni dei pori misurati in posizioni random sulla superficie del provino fabbricato.

Fig. 4 a Scostamento tra il bordo nominale (in rosso) e quello effettivo (fabbricato) di un poro selezionato in modo random posizionato sulla superficie del provino; **b** dettaglio di un poro selezionato in modo random della seconda corona interna di pori dalla superficie esterna.

Fig. 5 a Curve load–displacement registrate per i campioni soggetti a compressione assiale; **b** curve engineering stress–strain valutate in corrispondenza della massima filled area $A_{\text{filled}}^{\text{max}}$. La notazione “*” si riferisce ai campioni della Ref. [67].

Fig. 6 Deformazione di un tipico provino fabbricato **a** 8%; **b** 40%; **c** 50%; **d** 62%; and **e** 78% compressive strain.

Fig. 7 a Modello CAD completo che include la struttura porosa e la base (CM); **b** modello CAD ridotto a due layer con altezza della base scalata (RM2B); **c** modello CAD ridotto a due layer senza base (RM2).

Fig. 8 Modello agli elementi finiti dell'intera struttura porosa (CM model) con la parte rigida che carica il provino.

Fig. 9 Modelli agli elementi finiti dei modelli CAD ridotti: **a** RM2B; **b** RM2.

Fig. 10 Confronto tra la curva load–displacement calcolata da ABAQUS per il modello completo CM e quelle misurate sperimentalmente; *si riferisce ai campioni dalla Referenza [67].

Fig. 11 Risultati FE per il modello completo CM al 3% di strain (i.e. 0.78 mm di spostamento nominale della loading crosshead): **a** dettaglio della distribuzione dello strain; **b** dettaglio della distribuzione dello stress; **c** vista completa della distribuzione dello stress. Tutti gli stress sono espressi in MPa.

Fig. 12 distribuzione dello stress (MPa) calcolata da ABAQUS per il modello completo CM ad un livello di strain di circa 8%.

Fig. 13 Distribuzione dello stress (MPa) calcolata da ABAQUS per il modello completo CM ad un nominal strain del 43%, subito prima della fine dell'hardening plateau e l'inizio del collasso plastico dei layer porosi. Le dimensioni "orizzontale" e "verticale" dei pori sono, rispettivamente, ortogonale e parallela alla direzione di carico. L'aspect ratio dei pori λ_{pore} è valutato prendendo le posizioni deformate dei nodi che corrispondono ai poli e ai lati del poro.

Fig. 14 Distribuzione dello stress di von Mises (MPa) e deformata del campione calcolati da ABAQUS per **a** 46.5%; **b** 50%; **c** 54%; **d** 58% **e** 62% di nominal strain (i.e., 60%, 65%, 70%, 75% e

80% di end-shortening). La Figura 14a riporta lo stato subito dopo il massimo relativo M della curva force–displacement, mentre la Figura 14e corrisponde al minimo relativo N.

Fig. 15 Distribuzione dello stress di von Mises (MPa) e deformata del campione calcolati da ABAQUS nella densification phase per: **a** 62%; **b** 70%; **c** 78% di nominal strain (i.e. 80%, 90% e 100% di end-shortening).

Fig. 16 Effetto della presenza di una base che supporta i layer porosi.

Fig. 17 Disposizione dei pori generati nel piano X–Y. La colorbar indica con le tonalità dell’arancione le sfere collocate a quote più elevate lungo l’asse Z rispetto alle sfere sulle tonalità del blu.

Fig. 18 a Vista in 3D della disposizione di pori generata; **b** visuale della disposizione generata da diversa angolazione. La colorbar con scala in [mm] indica con le tonalità dell’arancione le sfere collocate a quote più elevate lungo l’asse Z rispetto alle sfere di tonalità blu.

Fig. 19 Andamento del volume dei vuoti ottenuto con il procedere della generazione dei pori.

Fig. 20 Valore del raggio assegnato ai pori durante la generazione.

Fig. B1 Macchina per l’SLS e l’S�M.

Fig. B2 Schema di funzionamento del processo SLM.

Fig. B3 Parametri caratterizzanti il processo SLM.

Fig. B4 Strategie di scansione più utilizzate: **a** scansione parallela; **b** scansione ad assi ortogonali; **c** scansione ad isole.

Fig. B5 Orientamento delle tracce di fusione in una sezione parallela alla direzione di spostamento del coater per strategia di scansione: **a** a vettori paralleli; **b** ad assi ortogonali; **c** ad isole.

Fig. B6 profondità traccia di fusione.

Fig. B7 scansione di due layer: **a** senza sovrapposizione; **b** con sovrapposizione.

Fig. B8 Profondità della traccia di fusione vs. densità di energia del laser

Fig. B9 Densità componente vs. densità di energia.

Fig. B10 Track width.

Fig. B11 Effetto della velocità di scansione sulle tracce di fusione

Fig. B12 Influenza della densità di energia e della velocità di scansione sull'ampiezza della traccia

Fig. C1 Schema architettura ambiente Abaqus.

Fig. C2 GUI Abaqus/CAE.

Fig. C3 Part module toolbox.

Fig. C4 Property module toolbox.

Fig. C5 Assembly module toolbox.

Fig. C6 Step module toolbox.

Fig. C7 Interaction module toolbox.

Fig. C8 Load module toolbox.

Fig. C9 Mesh module toolbox.

Fig. C10 Job module toolbox.

Fig. C11 Visualization module toolbox.

Fig. C12 Sketch module toolbox.

ELENCO DELLE TABELLE

Tabella 1 Risultati dell'error analysis eseguita sui campioni realizzati tramite SLM

Tabella 2 Risultati dell'analisi eseguita sui diametri dei pori presenti sulla superficie superiore dei campioni

Tabella 3 Dati di volume/densità per i campioni testati

Tabella 4 Specifiche dei modelli agli elementi finiti creati per i differenti modelli CAD

Tabella 5 Percentuale dei pori assegnati a ciascun valore dei raggi disponibili

BIBLIOGRAFIA

- [1] B.H. Smith, S. Szyniszewski, J.F. Hajjar, B.W. Schafer, S.R. Arwade. Steel foam for structures: A review of applications, manufacturing and material properties. *Journal of Constructional Steel Research* 2012; 71: 1-10
- [2] A. Jung, S. Diebels. Micromechanical characterization of metal foams. *Advanced Engineering Materials* 2019; 21: Article No. 1900237.
- [3] A. Changdar, S.S. Chakraborty. Laser processing of metal foam - A review. *Journal of Manufacturing Processes* 61 (2021) 208-225.
- [4] Zakaria Tabia, Meriame Bricha, Khalil El Mabrouk, Se´bastien Vaudreuil. Manufacturing of a metallic 3D framework coated with a bioglass matrix for implant applications. *Journal of Materials Science* (2021) 56:1658–1672
- [5] S.V. Raj, L.J. Ghosn, B.A. Lerch, M. Hebsur, L.M. Cosgriff, J. Fedor. Mechanical properties of 17-4PH stainless steel foam panels. *Material Science and Engineering A* 2007; 456: 305-316.
- [6] Han F, Seiffert G, Zhao Y, Gibbs B. Acoustic absorption behaviour of an open-celled aluminium foam. *J Phys D: Appl Phys* 2003; 36:294.
- [7] H. Wang, D.F. Zhu, S. Hou, D.H. Yang, T.G. Nieh, Z.P. Lu. Cellular structure and energy absorption of Al-Cu alloy foams fabricated via a two-step foaming method. *Materials and Design* 196 (2020) 109090.
- [8] X. Feng, Z. Zhang, X. Cui, G. Jin, W. Zheng, H. Liu. Additive manufactured closed-cell aluminum alloy foams via laser melting deposition process. *Materials Letters* 233 (2018) 126-129.
- [9] Fiedler T, Belova IV, Murch GE. Critical analysis of the experimental determination of the thermal resistance of metal foams. *Int J Heat Mass Transfer* 2012; 55(15-16): 4415-4420.
- [10] K. Yogi, M.M. Godase, M. Shetty, S. Krishnan, S.V. Prabhu. Experimental investigation on the local heat transfer with a circular jet impinging on a metal foamed flat plate. *International Journal of Heat and Mass Transfer* 162 (2020) 120405.

- [11] A. Arbak, N. Dukhan. Performance and heat transfer measurements in asymmetrically-heated metal foam cooled by water. *Thermal Science and Engineering Progress* 20 (2020) 100688.
- [12] Neugebauer R, Hipke T. Machine tools with metal foams. *Adv Eng Mater* 2006; 8:858-63.
- [13] M. Rajaei, S.H. Elahi, A. Asefi. Modal properties of closed-cell zinc foam. *Structures* 27 (2020) 1380-1383.
- [14] I. Yadroitsev, I. Shishkovsky, P. Bertrand, I. Smurov. Manufacturing of fine-structured 3D porous filter elements by selective laser melting. *Applied Surface Science* 255 (2009) 5523–5527
- [15] F. Deng, X. Li, L. He, Y. Feng. Experimental evaluation of metal foam for sand control. *Journal of Petroleum Science and Engineering* 176 (2019) 1152-1160
- [16] J. Yuan, X. Chen, W. Zhou, Y. Li. Study on quasi-static compressive properties of aluminum foam-epoxy resin composite structures. *Composites Part B* 79 (2015) 301-310
- [17] R. Matsumoto, S. Kanatani, H. Utsunomiya. Filling of surface pores of aluminum foam with polyamide by selective laser melting for improvement in mechanical properties. *Journal of Materials Processing Technology* 237 (2016) 402-408
- [18] A. Jung, Z. Chen, J. Schmauch, C. Motz, S. Diebels. Micromechanical characterisation of Ni/Al hybrid foams by nano- and microindentation coupled with EBSD. *Acta Materialia* 102 (2016) 38-48
- [19] M.S. Musa, G. Maric, K. Grilec. Nanoindentation of closed cell Al alloy foams subjected to different heat treatment regimes. *Composites Part B* 89 (2016) 383-387
- [20] M.Y. Omar, C. Xiang, N. Gupta, O.M. Strbik III, K. Cho. Syntactic foam core metal matrix sandwich composite: Compressive properties and strain rate effects. *Materials Science & Engineering A* 2015; 643: 156-168.
- [21] M. Zhang, C.J. Chen, Y. Huang, T. Zou. Bending processing and mechanism of laser forming pure aluminum metal foam. *Int J Adv Manuf Technol* (2018) 94:1849–1856.
- [22] L. Liang, W. Guo, Y. Zhang, W. Zhang, L. Li, X. Xing. Radial Basis Function Neural Network for prediction of medium frequency sound absorption coefficient of composite structure open-cell aluminum foam. *Applied Acoustics* 170 (2020) 107505.

- [23] T.R. Neu, P.H. Kamm, N. von der Eltz, H.-W. Seeliger, J. Banhart, F. García-Moreno. Correlation between foam structure and mechanical performance of aluminium foam sandwich panels. *Materials Science & Engineering A* 800 (2021) 140260.
- [24] R. Kumar, H. Jain, S. Sriram, A. Chaudhary, A. Khare, V.A.N. Ch, D.P. Mondal. Lightweight open cell aluminum foam for superior mechanical and electromagnetic interference shielding properties. *Materials Chemistry and Physics* 240 (2020) 122274.
- [25] Tomoya Tamai, Daiki Muto, Tomonori Yoshida, Mahiro Sawada, Shinsuke Suzuki, Matej Vesenjaj, Zoran Ren. Compressive Behavior of Porous Metals with Aligned Unidirectional Pores Compressed in the Direction Perpendicular to the Pore Direction. *METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS A, VOLUME 50A*, 2189-2200. The Minerals, Metals & Materials Society and ASM International 2019. <https://doi.org/10.1007/s11661-019-05183-3>.
- [26] A. Skrzat, V. A. Eremeyev. On the effective properties of foams in the framework of the couple stress theory. *Continuum Mechanics and Thermodynamics* (2020) 32:1779–1801 <https://doi.org/10.1007/s00161-020-00880-6>
- [27] N. Soro, H. Attar, X. Wu, M. S. Dargusch. Investigation of the structure and mechanical properties of additively manufactured Ti-6Al-4V biomedical scaffolds designed with a Schwartz primitive unit-cell. *Materials Science and Engineering: A* 745 (2019) 195-202 <https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.12.104>
- [28] P. Huo, Z. Zhao, P. Bai, M. Liang, H. Liao, X. Yuan, L. Zhang, W. Du, B. Han. The Compressive Behavior of Porous TC4 Alloy Scaffolds Manufactured by Selective Laser Melting. *Transactions of the Indian Institute of Metals* (2020) 73(11):2861–2867. <https://doi.org/10.1007/s12666-020-02093-6>
- [29] P. Szymczyk, V. Hoppe, G. Ziólkowski, M. Smolnicki, M. Madeja. The effect of geometry on mechanical properties of Ti6Al4V ELI scaffolds manufactured using additive manufacturing technology. *Archives of Civil and Mechanical Engineering* (2020) 20:11 <https://doi.org/10.1007/s43452-020-0011-y>
- [30] H. Shen, S.M Oppenheimer, D.C. Dunand, L.C. Brinson. Numerical modelling of pore size and distribution in foamed titanium. *Mechanics of Materials* 2006; 38: 933-944.
- [31] H. Shen, L.C. Brinson. Finite element modelling of porous titanium. *International Journal of Solids and Structures* 2007; 44: 320-335.

- [32] S. Zhang, Q. Wei, L. Cheng, S. Li, Y. Shi. Effects of scan line spacing on pore characteristics and mechanical properties of porous Ti6Al4V implants fabricated by selective laser melting. *Materials and Design* 63 (2014) 185-193.
- [33] N. Taniguchi, S. Fujibayashi, M. Takemoto, K. Sasaki, B. Otsuki, T. Nakamura, T. Matsushita, T. Kokubo, S. Matsuda. Effect of pore size on bone ingrowth into porous titanium implants fabricated by additive manufacturing: An in vivo experiment. *Materials Science and Engineering C* 59 (2016) 690-701.
- [34] S.Y. Chen, J.C. Huang, C.T. Pan, C.H. Lin, T.L. Yang, Y.S. Huang, C.H. Ou, L.Y. Chen, D.Y. Lin, H.K. Lin, T.H. Li, J.S.C. Jang, C.C. Yang. Microstructure and mechanical properties of open-cell porous Ti-6Al4V fabricated by selective laser melting. *Journal of Alloys and Compounds* 713 (2017) 248-254.
- [35] H. Shahali, A. Jaggessar, P.K.D.V. Yarlagadda. Recent Advances in Manufacturing and Surface Modification of Titanium Orthopaedic Applications. *Procedia Engineering* 174 (2017) 1067-1076.
- [36] W.R. Kima, G.B. Bang, O. Kwon, K.-H. Jung, H.-K. Park, G.-H. Kim, H.-T. Jeong, H.G. Kim. Fabrication of porous pure titanium via selective laser melting under low-energy-density process conditions. *Materials and Design* 195 (2020) 109035.
- [37] I. Mutlu, E. Oktay. Production and aging of highly porous 17-4 PH stainless steel. *Journal of Porous Materials* (2012) 19:433–440 DOI 10.1007/s10934-011-9491-8
- [38] I. Mutlu, E. Oktay. Characterization of 17-4 PH stainless steel foam for biomedical applications in simulated body fluid and artificial saliva environments. *Materials Science and Engineering C* 33 (2013) 1125-1131.
- [39] N. Bekoz, E. Oktay. Mechanical properties of low alloy steel foams: Dependency on porosity and pore size. *Materials Science & Engineering A* 576 (2013) 82-90.
- [40] N. Bekoz, E. Oktay. High temperature mechanical properties of low alloy steel foams produced by powder metallurgy. *Materials and Design* 53 (2014) 482-489.
- [41] Y.H. Song, M. Tane, H. Nakajima. Peculiar formation mechanism of a plateau stress region during dynamic compressive deformation of porous carbon steel with oriented cylindrical pores. *Acta Materialia* 2012; 60: 1149-1160.

- [42] A.C. Kaya, C. Fleck. Deformation behavior of open-cell stainless steel foams. *Materials Science & Engineering A* 615 (2014) 447-456.
- [43] M. Mirzaei, M.H. Paydar. A novel process for manufacturing porous 316 L stainless steel with uniform pore distribution. *Materials and Design* 121 (2017) 442-449.
- [44] Gauthier, M., Katz, A., Maison, A., Cojocaru, C.V., Bernier, F. Effect of hardening heat treatment on the mechanical properties of a 17-4PH stainless steel foam. *MRS Advances*, 2018-11-13 doi.org/10.1557/adv.2018.614
- [45] H. Jain, G. Gupta, R. Kumar, D.P. Mondal. Microstructure and compressive deformation behavior of SS foam made through evaporation of urea as space holder. *Materials Chemistry and Physics* 223 (2019) 737-744.
- [46] T.Y. Lim, W. Zhai, X. Song, X. Yu, T. Li, B.W. Chua, F. Cui. Effect of slurry composition on the microstructure and mechanical properties of SS316L open-cell foam. *Materials Science & Engineering A* 772 (2020) Article No. 138798.
- [47] H. Jain, D.P. Mondal, G. Gupta, R. Kumar. Effect of compressive strain rate on the deformation behaviour of austenitic stainless steel foam produced by space holder technique. *Materials Chemistry and Physics* 259 (2021) Article No. 124010.
- [48] D. Lehmhus, M. Busse, A. S. Herrmann, K. Kayvantash. *Structural Materials and Processes in Transportation*. 2013 Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, Boschstr. 12, 69469 Weinheim, Germany. ISBN: 978-3-527-32787-4
- [49] N. Haghdadi, M. Laleh, M. Moyle, S. Primig. Additive manufacturing of steels: a review of achievements and challenges. *Journal of Materials Science* (2021) 56:64–107
- [50] Tuan D. Ngoa, Alireza Kashania, Gabriele Imbalzanoa, Kate T.Q. Nguyena, David Huib. Additive manufacturing (3D printing): A review of materials, methods, applications and challenges. *Composite Part B* 143 (2018) 172-196
- [51] S. Guddati, A. Sandeep Kranthi Kiran, M. Leavy, S. Ramakrishna. Recent advancements in additive manufacturing technologies for porous material applications. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* (2019) 105:193-215. <https://doi.org/10.1007/s00170-019-04116-z>
- [52] Renáta Oriňaková, Radka Gorejová, Zuzana Orságová Králová, Martina Petráková, Andrej Oriňak. Novel trends and recent progress on preparation methods of biodegradable metallic

foams for biomedicine: a review. *Journal of Materials Science* (2021) 56:13925–13963. <https://doi.org/10.1007/s10853-021-06163-y>

- [53] L. E. Murr. A Metallographic Review of 3D Printing/Additive Manufacturing of Metal and Alloy Products and Components. *Metallography, Microstructure, and Analysis* (2018) 7:103–132.
- [54] M. Fousová, D. Vojtěch, J. Kubásek, E. Jablonská, J. Fojt. Promising characteristics of gradient porosity Ti-6Al-4V alloy prepared by SLM process. *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials* 69 (2017) 368-376
- [55] S.T Szyniszewski, B.H. Smith, J.F. Hajjar, B.W. Schafer, S.R. Arwade. The mechanical properties and modelling of a sintered hollow sphere steel foam. *Materials and Design* 54 (2014) 1083-1094.
- [56] B.H. Smith, S. Szyniszewski, J. F. Hajjar, B.W. Schafer, S.R. Arwade. Characterization of steel foams for structural components. *Metals* 2012; 2(4): 399-410.
- [57] M. Doroszko, A. Seweryn. A new numerical modelling method for deformation behaviour of metallic porous materials using X-ray computed microtomography. *Materials Science & Engineering A* 689 (2017) 142-156.
- [58] M. Tavares, J.M. Weigand, L.C.M. Vieira Jr., S.J.C. Almeida, S. Szyniszewski. Mechanical behavior of steel and aluminum foams at elevated temperatures. Local buckling based approach toward understanding of the material system behavior. *International Journal of Mechanical Sciences* 181 (2020) Article No. 105754.
- [59] A.C. Kaya. In situ shear behavior of open-cell austenitic 316L steel foams. *Materials Chemistry and Physics* 252 (2020) Article No. 123303.
- [60] M. Doroszko, A. Seweryn. Pore-scale numerical modelling of large deformation behaviour of sintered porous metals under compression using computed microtomography. *Mechanics of Materials* 141 (2020) Article No. 103259.
- [61] Y. Arai, Y. Daigo, E. Kojo, R. Inoue, Y. Kogo. Relationship between the microstructures and Young's modulus of 3D-networked porous carbon material. *Journal of Materials Science* (2021) 56:10338–10352. <https://doi.org/10.1007/s10853-021-05950-x>

- [62] Z. Guoqing, L. Junxin, L. Jin, Z. Chengguang, X. Zefeng. Simulation Analysis and Performance Study of CoCrMo Porous Structure Manufactured by Selective Laser Melting. *Journal of Materials Engineering and Performance* (2018) 27(5):2271–2280. <https://doi.org/10.1007/s11665-018-3349-z>.
- [63] A. Temiz, M. Yaşar, E. Koç. Fabrication of open-pore biodegradable magnesium alloy scaffold via infiltration technique. *International Journal of Metalcasting* (2021) <https://doi.org/10.1007/s40962-021-00604-9>.
- [64] Miller RE. A continuum plasticity model for the constitutive and indentation behaviour of foamed metals. *International Journal of Mechanical Sciences* 2000; 42:729-54.
- [65] Deshpande VS, Fleck NA. Isotropic constitutive models for metallic foams. *J Mech Phys Solids* 2000; 48:1253-83.
- [66] Reyes A, Hopperstad OS, Berstad T, Hanssen AG, Langseth M. Constitutive modeling of aluminium foam including fracture and statistical variation of density. *European Journal of Mechanics A Solids* 2003; 22:815-35.
- [67] F. Caiazzo, S.L. Campanelli, F. Cardaropoli, N. Contuzzi, V. Sergi, A.D. Ludovico, Manufacturing and characterization of similar steel components processed through selective laser melting. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology* 2017; 92: 2121-2130.
- [68] Xiaoyang Zheng, Zhibing Fu, Kai Du, Chaoyang Wang, Yong Yi. Minimal surface designs for porous materials: from microstructures to mechanical properties. *Journal of Materials Science* 53, 10194–10208 (2018). <https://doi.org/10.1007/s10853-018-2285-5>
- [69] S. Talebi, R. Hedayati, M. Sadighi. Dynamic crushing behavior of closed-cell aluminum foams based on different space-filling unit cells. *Archives of Civil and Mechanical Engineering* (2021) 21:99. <https://doi.org/10.1007/s43452-021-00251-1>
- [70] F. Calignano, G. Cattano, L. Iuliano, D. Manfredi. Controlled porosity structures in aluminum and titanium alloys by selective laser melting. Springer International Publishing AG 2018. *Industrializing Additive Manufacturing - Proceedings of Additive Manufacturing in Products and Applications - AMPA2017*. DOI 10.1007/978-3-319-66866-6_18
- [71] Calignano, F. Design optimization of supports for overhanging structures in aluminum and titanium alloys by selective laser melting. *Materials and Design* 64 (2014) 203-213.

- [72] Aamer Nazir, Kalayu Mekonen Abate, Ajeet Kumar, Jeng-Ywan Jeng. A state-of-the-art review on types, design, optimization, and additive manufacturing of cellular structures. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* (2019) 104:3489–3510. <https://doi.org/10.1007/s00170-019-04085-3>
- [73] Mauricio Campillo, Ramin Sedaghati, Robin A. L. Drew, Ismeli Alfonso, Luis Pérez. Development of an RVE using a DEM–FEM scheme under modified approximate periodic boundary condition to estimate the elastic mechanical properties of open foams. *Engineering with Computers* (2021). <https://doi.org/10.1007/s00366-021-01355-1>
- [74] Verma K.S., Muchhala D., Panthi S.K., Mondal D.P. Influences of Cell Size, Cell Wall Thickness and Cell Circularity on the Compressive Responses of Closed-Cell Aluminum Foam and its FEA Analysis. *International Journal of Metalcasting* (2021). <https://doi.org/10.1007/s40962-021-00627-2>
- [75] Material Data Sheet. EOS GmbH – Electro Optical Systems.
- [76] L. Lü, J. Fuh, Y.-S. Wong. *Laser-Induced Materials and Processes for Rapid Prototyping*. Boston: Kluwer Academic Publishers, 2001.
- [77] D. Herzog, V. Seyda, E. Wycisk, C. Emmelmann. Additive manufacturing of metals. *Acta Materialia* 117 (2016) 371-392.
- [78] M. Dallago, V. Fontanari, B. Winiarski, F. Zanini, S. Carmignato, M. Benedetti. Fatigue properties of Ti6Al4V cellular specimens fabricated via SLM: CAD vs real geometry. *Procedia Structural Integrity* 7 (2017) 116–123.
- [79] H. Lei, C. Li, J. Meng, H. Zhou, Y. Liu, X. Zhang, P. Wang, D. Fang. Evaluation of compressive properties of SLM-fabricated multi-layer lattice structures by experimental test and μ -CT-based finite element analysis. *Materials and Design* 169 (2019) Article No. 107685.
- [80] L. Liu, P. Kamm, F. García-Moreno, J. Banhart, D. Pasini. Elastic and failure response of imperfect three-dimensional metallic lattices: the role of geometric defects induced by Selective Laser Melting. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 107 (2017) 160-184.
- [81] V. Alfieri, P. Argenio, F. Caiazzo, V. Sergi. Reduction of surface roughness by means of laser processing over additive manufacturing metal parts. *Materials* 2017, 10(1), 30. <https://doi.org/10.3390/ma10010030>

- [82] A. El Hassanin, M. Troiano, F. Scherillo, A.T. Silvestri, V. Contaldi, R. Solimene, F. Scala, A. Squillace, P. Salatino. Rotation-assisted abrasive fluidised bed machining of AlSi₁₀Mg parts made through selective laser melting technology. *Procedia Manufacturing* 2020; 47: 1043-1049.
- [83] I.O.F. Standardization, Mechanical testing of metals-Ductility testing-Compression test for porous and cellular metals. First edition, Geneva, Switzerland.
- [84] Gibson, L.J; Ashby, M.F; Ashby, M. Cellular Solids: Structures and Properties, 2nd ed.; Cambridge University Press: Cambridge, UK, 1999
- [85] N. Soro, L. Brassart, Y. Chen, M. Veidt, H. Attar, M.S. Dargusch. Finite element analysis of porous commercially pure titanium for biomedical implant application. *Materials Science & Engineering A* 2018; 725: 43-50.
- [86] F. Nalli, A. D'Onofrio, G.B. Broggiato, L. Cortese. Calibration and prediction assessment of different ductile damage models on Ti6Al4V and 17-4PH additive manufactured alloys. *Procedia Structural Integrity* 2019; 24: 810-819.
- [87] M. Helou, S. Vongbunyong, S. Kara. Finite Element Analysis and Validation of Cellular Structures. *Procedia CIRP* 2016; 50: 94-99.
- [88] Z. Xiao, Y. Yang, R. Xiao, Y. Bai, C. Song, D. Wang. Evaluation of topology-optimized lattice structures manufactured via selective laser melting. *Materials and Design* 2018; 143: 27-37.
- [89] A.D. Dressler, E.W. Jost, J.C. Miers, D.G. Moore, C.C. Seepersad, B.L. Boyce. Heterogeneities dominate mechanical performance of additively manufactured metal lattice struts. *Additive Manufacturing* 2019; 28: 692-703.
- [90] S. Youssef, E. Maire, R. Gaertner. Finite element modelling of the actual structure of cellular materials determined by X-ray tomography. *Acta Materialia* 2005; 53: 719-730.
- [91] ABAQUS 6.14 documentation, SIMULIA, Dassault Systèmes®
- [92] B.B. Babamiri, H. Askari, K. Hazeli. Deformation mechanisms and post-yielding behaviour of additively manufactured lattice structures. *Materials and Design* 2020; 188: Article No. 108443.
- [93] P. Kohnen, C. Haase, J. Bultmann, S. Ziegler, J.H. Schleifenbaum, W. Bleck. Mechanical properties and deformation behaviour of additively manufactured lattice structures of stainless steel. *Materials and Design* 2018; 145: 205-217.

- [94] G. Luo, P. Xue, S. Sun. Investigations on the yield behavior of metal foam under multiaxial loadings by an imaged-based mesoscopic model. *International Journal of Mechanical Sciences* 142-143 (2018) 153-162
- [95] C. Yan, L. Hao, A. Hussein, P. Young. Ti-6Al-4V triply periodic minimal surface structures for bone implants fabricated via selective laser melting. *Journal of the Mechanical Behaviour of Biomedical Materials* 2015; 51: 61-73.
- [96] T. Davis, D. Healy, A. Bubeck, R. Walker. Stress concentrations around voids in three dimensions: The roots of failure. *Journal of Structural Geology* 2017; 102: 193-207.
- [97] Anderson, T.L. *Fracture Mechanics*, 2nd edition, 1995 (CRC Press, Boca Raton, Florida).
- [98] S. Roy, N. Khutia, D. Das, V.K. Balla, A. Bandyopadhyay, A.R. Chowdhury. Understanding compressive deformation behaviour of porous Ti using finite element analysis. *Material Science and Engineering C* 2016; 64: 436-443.
- [99] T. Zhong, K. He, H. Li, L. Yang. Mechanical properties of lightweight 316L stainless steel lattice structures fabricated by selective laser melting. *Materials and Design* 2019; 181: Article No. 108076.
- [100] B. Dutta, S. Babu, B. Jared. *Science, Technology and Applications of Metals in Additive Manufacturing*. 2019 Elsevier Radarweg 29, PO Box 211, 1000 AE Amsterdam, Netherlands. ISBN: 978-0-12-816634-5
- [101] C. P. Paul, A. N. Jinoop, A. Kumar, K. S. Bindra. *Laser-Based Metal Additive Manufacturing: Technology, Global Scenario and Our Experiences*. *Transactions of the Indian National Academy of Engineering* (2021) 6:895–908. <https://doi.org/10.1007/s41403-021-00228-9>
- [102] A. Bandyopadhyay, S. Ghosh, A. R. Boccaccini, S. Bose. 3D printing of biomedical materials and devices. *Journal of Materials Research* 2021-36-19. DOI:10.1557/s43578-021-00407-y
- [103] Jianfeng Sun, Yongqiang Yang and Di Wang. Mechanical properties of regular hexahedral lattice structure formed by selective laser melting. *Laser Physics* 23 (2013) 066101 (9pp). doi:10.1088/1054-660X/23/6/066101
- [104] N. Beheshtizadeh, N. Lotfibakhshaiesh, Z. Pazhouhnia, M. Hoseinpour, M. Nafari. A review of 3D bio-printing for bone and skin tissue engineering: a commercial approach. *Journal of Materials Science* (2020) 55:3729–3749. <https://doi.org/10.1007/s10853-019-04259-0>

- [105] M. Srivastava, S. Rathee. Additive manufacturing: recent trends, applications and future outlooks. *Progress in Additive Manufacturing* (2021). <https://doi.org/10.1007/s40964-021-00229-8>
- [106] Syed Hammad Mian, Khaja Moiduddin, Basem M. A. Abdo, Abdul Sayeed, Hisham Alkhalefah. Modelling and evaluation of meshed implant for cranial reconstruction. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* (2021). <https://doi.org/10.1007/s00170-021-08161-5>
- [107] M. Behera, D. B. Panemangalore, R. Shabadi. Additively Manufactured Magnesium-Based Bio-Implants and their Challenges. *Transactions of the Indian National Academy of Engineering* (2021) 6:917–932. <https://doi.org/10.1007/s41403-021-00241-y>
- [108] D. Carluccio, A.G. Demir, M.J. Bermingham, and M.S. Dargusch. Challenges and Opportunities in the Selective Laser Melting of Biodegradable Metals for Load-Bearing Bone Scaffold Applications. *METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS A* volume 51A, July 2020—3311. <https://doi.org/10.1007/s11661-020-05796-z>
- [109] D. Thomas. *The Development of Design Rules for Selective Laser Melting*, University of Wales, Ph.D Thesis, 2009