

Politecnico di Torino

*Corso di laurea magistrale in Aeromeccanica e
Sistemi*



Sviluppo di una tecnologia ibrida FDM per la realizzazione di un sistema di protezione termica

Relatore
Prof. Enrico Zappino

Candidato
Antonio Giacobbe

A. A. 2024-2025

0. Abstract	3
1. Introduzione e Obiettivi	4
1.1 Presentazione del contesto e sfide della protezione termica spaziale	4
1.2 Obiettivi della tesi	5
1.3 Visione Applicativa	6
2. Introduzione alle tecniche di manifattura additiva	7
2.1 Tecnologie FDM per Materiali Ceramici	7
2.2 Tecnologie FDM per Materiali Metallici	8
2.3 Processi Post-Produzione: Tecniche di Debinding e Sinterizzazione	9
3. Approccio Sperimentale e Numerico.....	11
3.1 Principi dell'Analisi FEM e Obiettivi	11
3.2 Verifica del modello numerico	11
3.2.1 Criticità e Limiti per Applicazioni TPS.....	13
3.3 Strategie di Mitigazione e Configurazioni in Studio.....	14
3.3.1 Criteri per la Selezione delle Configurazioni Progettuali	14
3.3.2 Configurazioni Analizzate.....	15
3.4 Analisi termica di strutture bimorfe con interfaccia ingegnerizzata.....	15
3.4.1 Caso studio: Bimorfo Semplice (due strati piani)	15
3.4.2 Caso studio: Bimorfo con interfaccia ondulata nel piano xz	25
3.4.3 Caso studio: Bimorfo con interfaccia ondulata nel piano yz	35
3.4.4 Caso studio: Struttura Bimorfa con Inclusioni Discrete	45
3.4.5 Conclusioni della fase di analisi preliminare	55
3.5 Analisi preliminare del processo termico	59
3.5.1 Fondamenti e validità della sovrapposizione degli effetti	59
3.5.2 Dati materiali adottati	60
3.5.3 Implementazione numerica del ciclo Stampa → Debinding → Sinterizzazione	60
3.5.4 Premessa all'analisi comparativa delle quattro geometrie.....	64
3.5.5 Bimorfo semplice	64
3.5.6 Interfaccia ondulata xz.....	68
3.5.7 Interfaccia ondulata yz.....	70
3.5.8 Interfaccia ad inclusioni discrete.....	74
3.5.9 Sintesi dei risultati	76
3.6 Analisi di interfacce complesse	79
3.6.1 Motivazione della scelta del software	79
3.6.2 Impostazione comune delle simulazioni.....	79
3.6.3 Doppia Interfaccia giroidale (configurazione A)	82
3.6.2 Doppia Interfaccia giroidale (configurazione B)	83
3.6.4 Doppia Interfaccia giroidale (configurazione C)	85
3.7 Confronto quantitativo delle sei geometrie rispetto al Bimorfo semplice	88
4 Conclusioni e sviluppi futuri	90

4.1 Sintesi del percorso e degli obiettivi raggiunti.....	90
4.2 Evidenze quantitative e loro significato.....	90
4.3 Valore scientifico e potenzialità applicative	91
4.4 Direzioni di ricerca future.....	91
<i>Bibliografia</i>	93

0. Abstract

La sinergia tra materiali ceramici e metallici apre la strada a soluzioni multifunzionali — fra cui i futuri sistemi di protezione termica (TPS) — ma la realizzazione di strutture stratificate ceramico-metalliche pone sfide rilevanti sia in fase di manifattura sia durante la vita in esercizio. Lo sviluppo della stampa 3D, e in particolare del Fused Deposition Modeling (FDM), offre oggi la possibilità di superare molti limiti dei processi convenzionali, consentendo architetture di interfaccia non convenzionali che riducono i gradienti tensionali e migliorano l'adesione fra strati. In questa tesi si studia in che misura profili d'interfaccia geometricamente ingegnerizzati possano mitigare le criticità tipiche degli accoppiamenti ceramico-metallo. Dopo una revisione critica dello stato dell'arte, il lavoro si articola su tre obiettivi: progettare un composito stratificato con rivestimento in ceramico, interfaccia graduata e core metallico leggero; definire i parametri ottimali di estrusione, debinding e sinterizzazione per massimizzare densità e coesione; validare le proprietà termo-meccaniche mediante simulazioni FEM.

Una campagna numerica iniziale, condotta su un pannello di riferimento $50 \times 20 \times 5$ mm sottoposto a $\Delta T = +100$ °C, compara dieci accoppiate ceramico-metalliche e quattro morfologie principali di interfaccia. Le simulazioni evidenziano che le coppie Zirconia YSZ–Inconel 718 e Allumina–Ti-6Al-4V limitano la deflessione a meno di 0,25 mm e mantengono le tensioni di taglio interfaccia sotto 1 MPa, risultando pertanto le più promettenti per l'ulteriore sviluppo. L'adozione di interfacce profilate (sinusoidali o discretizzate) ha mostrato un'efficace attenuazione dei gradienti tensionali, confermando il valore dell'ottimizzazione geometrica per mitigare il mismatching termico.

I risultati delineano una gerarchia di configurazioni che orienterà la fase avanzata, nella quale l'analisi FEM consentirà di simulare con comprovata affidabilità il processo FDM. Nel complesso, il lavoro conferma la fattibilità di impiegare la stampa 3D per integrare ceramiche e metalli in architetture ibride leggere ed efficienti, aprendo la strada a una progettazione modulare di TPS su misura e, più in generale, di componenti destinati a operare in ambienti termicamente ostili. La metodologia messa a punto costituisce una piattaforma trasferibile non solo alle future missioni spaziali, ma anche a settori come turbine a gas, impianti solari termici e dispositivi elettronici ad alte prestazioni, offrendo linee guida concrete per ridurre tempi di sviluppo, contenere i costi e migliorare l'affidabilità in servizio.

1. Introduzione e Obiettivi

1.1 Presentazione del contesto e sfide della protezione termica spaziale

Le missioni spaziali rappresentano una delle sfide più complesse per l'ingegneria moderna, richiedendo soluzioni tecnologiche che operino in condizioni estreme. Uno degli aspetti più critici è la gestione del calore generato durante il rientro atmosferico. Quando un veicolo spaziale rientra nell'atmosfera terrestre, subisce un rapidissimo incremento della temperatura superficiale, raggiungendo picchi che possono superare i 2000 °C a causa della compressione dell'aria e dell'attrito. Queste temperature estreme rappresentano una minaccia diretta per la struttura del veicolo e i suoi componenti interni, inclusi gli strumenti scientifici e i payload.

La protezione termica è quindi fondamentale per garantire l'integrità strutturale e il funzionamento del veicolo. Questo ruolo è svolto dai sistemi di protezione termica (TPS - Thermal Protection Systems), che devono soddisfare requisiti stringenti, tra cui:

- Resistenza termica elevata: Capacità di sopportare temperature estreme senza subire degradazione o fusione.
- Stabilità meccanica: Capacità di resistere a sollecitazioni dinamiche, vibrazioni e carichi da shock termico.
- Isolamento termico efficace: Limitare la trasmissione di calore ai componenti interni.
- Peso ridotto: Essenziale per ottimizzare i costi di lancio e mantenere l'efficienza del veicolo.
- Affidabilità: Capacità di garantire prestazioni ripetibili in ambienti severi.

Negli ultimi anni, lo sviluppo di materiali avanzati e tecniche innovative di produzione ha aperto nuove possibilità per i TPS. In particolare, i compositi ibridi ceramico-metallici stanno emergendo come una soluzione promettente. Questi materiali combinano le proprietà isolanti delle ceramiche con la conducibilità termica e la leggerezza dei metalli, creando una sinergia unica in grado di soddisfare le severe richieste delle applicazioni spaziali. (Chiapparino, 2022)

Tuttavia, l'integrazione di materiali ceramici e metallici in un'unica struttura introduce nuove sfide tecniche. La differenza nei coefficienti di espansione termica tra ceramiche e metalli, ad esempio, può causare stress termici significativi, compromettendo la durabilità del sistema. Inoltre, il processo di fabbricazione richiede tecniche precise per garantire l'adesione tra strati dissimili, riducendo al minimo difetti come porosità o delaminazioni. (Gianluca, 2023)

L'obiettivo di questa tesi è analizzare e progettare un materiale ibrido ceramico-metallico per TPS utilizzando tecniche avanzate di produzione come la stampa 3D FDM. Partendo dall'analisi delle tecnologie consolidate per la lavorazione di ceramiche e metalli, la tesi si propone di:

- Sviluppare un processo di produzione ottimale per realizzare strutture composite stratificate.
- Validare le proprietà termiche e meccaniche del materiale tramite simulazioni numeriche e test sperimentali.
- Proporre una configurazione di TPS che possa rappresentare un miglioramento rispetto alle soluzioni attualmente disponibili.

La ricerca non si limita a risolvere un problema ingegneristico specifico, ma mira anche a contribuire al progresso delle tecnologie di fabbricazione per applicazioni estreme, favorendo l'adozione di soluzioni innovative in contesti spaziali e non solo.

1.2 Obiettivi della tesi

L'evoluzione delle tecnologie di fabbricazione ha aperto nuove prospettive per lo sviluppo di materiali avanzati capaci di affrontare le sfide estreme delle applicazioni spaziali (European Space Agency (ESA), 2021) (Ian Gibson, 2015). In particolare, la combinazione di ceramiche e metalli in un materiale composito offre un'alternativa promettente per i sistemi di protezione termica. Tuttavia, la realizzazione di questi compositi richiede non solo un'attenta progettazione dei materiali, ma anche l'ottimizzazione dei processi di produzione e trattamento per garantire le prestazioni desiderate (Stratasys Official Website, s.d.) (Tuan D. Ngo, 2018).

Gli obiettivi principali di questa tesi si articolano in tre punti chiave:

1. Sviluppo di un materiale composito ceramico-metallico tramite tecnologia FDM
L'obiettivo primario è progettare e realizzare un materiale stratificato che integri uno strato ceramico, un'interfaccia ibrida ceramico-metallica e un core metallico, sfruttando la tecnologia di stampa 3D FDM (Stratasys Official Website, s.d.). Questa tecnologia consente di creare geometrie complesse e materiali personalizzati, rendendola una scelta ideale per il nostro scopo. Particolare attenzione sarà posta nella selezione dei materiali:
 - Ceramico per lo strato esterno, per la sua resistenza termica e agli shock termici.
 - Metallo per il core interno, grazie alla sua leggerezza e conducibilità termica.
 - Interfaccia ingegnerizzata, progettato per ridurre gli stress termici derivanti dalle differenze nei coefficienti di espansione.
2. Definizione e ottimizzazione di processi di produzione e post-trattamento
Per ottenere un materiale funzionale e performante, è essenziale definire e ottimizzare ogni fase del processo di produzione (Ian Gibson, 2015) (Tuan D. Ngo, 2018):
 - Produzione del filamento: Miscelazione e compattazione dei materiali per ottenere filamenti ibridi con proprietà controllate.
 - Stampa FDM: Ottimizzazione dei parametri di stampa per garantire l'adesione tra strati e una deposizione uniforme (Stratasys Official Website, s.d.).
 - Post-trattamenti: Studio dei processi di debinding e sinterizzazione per migliorare le proprietà meccaniche e termiche del composito, riducendo difetti come porosità e tensioni residue. Saranno esplorati metodi come la sinterizzazione al plasma di scintilla (SPS) per ottenere materiali a densità elevata (Andrea Zocca, 2015).
3. Validazione tramite simulazioni numeriche e test sperimentali
Una volta prodotto il materiale, le sue proprietà verranno validate attraverso un approccio combinato:
 - Simulazioni numeriche: Analisi termiche e meccaniche mediante software di simulazione per prevedere il comportamento del composito in condizioni estreme. Le simulazioni aiuteranno a identificare eventuali criticità nel design o nei materiali.
 - Test sperimentali: Prototipazione e caratterizzazione fisica per confrontare i risultati sperimentali con quelli previsti dalle simulazioni. Verranno misurate proprietà come la resistenza termica, la conducibilità, e la stabilità meccanica sotto carichi dinamici e termici (European Space Agency (ESA), 2021).

Questi obiettivi, interconnessi tra loro, mirano a sviluppare un materiale innovativo che non solo soddisfi i requisiti di un sistema di protezione termica per applicazioni spaziali, ma che contribuisca anche a espandere le possibilità offerte dalle tecnologie di stampa 3D FDM nel campo dei materiali compositi avanzati.

1.3 Visione Applicativa

I progressi tecnologici nel campo dei materiali avanzati e delle tecnologie di fabbricazione stanno spingendo i confini delle applicazioni industriali e spaziali. La creazione di un materiale composito ceramico-metallico, basato sulla tecnologia FDM, apre prospettive significative per affrontare le sfide legate alla protezione termica avanzata. La visione applicativa di questa ricerca si concentra su due ambiti principali: la protezione termica per veicoli spaziali e l'estensione delle soluzioni proposte ad altre applicazioni industriali (Ian Gibson, 2015) (Stratasys Official Website, s.d.) (Tuan D. Ngo, 2018).

Protezione Termica Avanzata per Veicoli Spaziali

I sistemi di protezione termica (TPS) sono componenti critici per la sopravvivenza e il funzionamento dei veicoli spaziali durante il rientro atmosferico. Le alte temperature e le sollecitazioni meccaniche che si verificano durante questa fase richiedono materiali che combinino proprietà termiche eccellenti, leggerezza e stabilità strutturale (European Space Agency (ESA), 2021) (Dongming Zhu, 2005).

L'adozione di un composito stratificato prodotto tramite FDM non solo offre un miglioramento delle prestazioni, ma consente anche una maggiore flessibilità progettuale, rendendo possibili configurazioni personalizzate per diversi tipi di missioni spaziali (Stratasys Official Website, s.d.).

Applicazioni Industriali Avanzate

Oltre al settore spaziale, le caratteristiche uniche del materiale composito aprono possibilità in una varietà di settori industriali che richiedono protezione termica e prestazioni meccaniche elevate. Alcuni esempi includono:

Turbine e motori ad alte temperature: Le proprietà termiche e la stabilità meccanica del composito lo rendono adatto per rivestimenti protettivi in turbine a gas o in motori operanti a temperature elevate (U.S. Department of Energy, s.d.).

- **Industria aeronautica:** Componenti leggeri e resistenti al calore possono essere utilizzati in applicazioni come rivestimenti per ugelli o schermature termiche per velivoli ipersonici (Ian Gibson, 2015).
- **Settore energetico:** Nelle centrali a energia rinnovabile, come gli impianti solari termici, il composito può essere utilizzato per proteggere componenti esposti a temperature estreme.
- **Industria elettronica:** La conducibilità termica e la resistenza alle alte temperature lo rendono ideale per dissipatori di calore avanzati in dispositivi elettronici ad alte prestazioni.

Questi scenari evidenziano come il lavoro proposto non si limiti all'ambito spaziale, ma abbia un impatto più ampio, promuovendo lo sviluppo di soluzioni tecnologiche innovative in settori diversi.

La visione applicativa di questa ricerca non solo si focalizza sulla realizzazione di un materiale funzionale e performante, ma mira anche a creare una piattaforma tecnologica versatile, capace di essere adattata e implementata in ambiti diversi per soddisfare esigenze specifiche di protezione termica e strutturale.

2. Introduzione alle tecniche di manifattura additiva

2.1 Tecnologie FDM per Materiali Ceramici

La tecnica della Fused Deposition Modeling (FDM) ha acquisito crescente rilevanza anche nel campo dei materiali ceramici, tradizionalmente considerati impegnativi da lavorare in forma additiva (Ian Gibson, 2015). In particolare, la produzione di componenti ceramici attraverso la stampa FDM risponde all'esigenza di ottenere geometrie complesse e personalizzate, indispensabili in settori che richiedono elevate prestazioni termiche e meccaniche, come la protezione termica spaziale.

Preparazione del Filamento e Processo di Stampa

Poiché le ceramiche non possono essere fuse direttamente durante la deposizione, la strategia più diffusa consiste nell'utilizzo di filamenti compositi (Ian Gibson, 2015). In essi, polveri ceramiche vengono uniformemente disperse all'interno di una matrice polimerica, così da poter essere estruse a temperature moderate (intorno a 200-250 °C), tipiche delle stampanti FDM commerciali (Stratasys Official Website, s.d.) (Formlabs, s.d.). Durante la stampa, il materiale viene depositato strato su strato, dando vita a un pezzo "verde" che conserva la forma desiderata ma presenta ancora una significativa porosità (Rahaman, 2007).

Post-Trattamenti: Debinding e Sinterizzazione

Per convertire il pezzo "verde" in un componente ceramico compatto e resistente, si ricorre a due fasi fondamentali (Andrea Zocca, 2015) (Tuan D. Ngo, 2018):

1. Debinding: Il legante polimerico viene gradualmente eliminato mediante un riscaldamento controllato, di norma tra 250 e 400 °C, in un'atmosfera protettiva o in vuoto. Se il riscaldamento è troppo rapido, possono insorgere fessurazioni o deformazioni.
2. Sinterizzazione: Portando il materiale a temperature elevate (generalmente 1000-1600 °C, a seconda della tipologia ceramica), si innesca la formazione dei legami intergranulari che conferiscono al pezzo stabilità meccanica e densità prossima a quella teorica (Rahaman, 2007). Poiché la ceramica subisce notevoli ritiri volumetrici, è essenziale calibrare dimensioni e parametri di processo fin dalla fase di progettazione.

Vantaggi e Sfide

L'approccio FDM ai materiali ceramici permette di sfruttare la versatilità delle stampanti a deposizione fusa e di realizzare geometrie articolate in modo relativamente rapido e a costi contenuti (Ian Gibson, 2015). Ciò nonostante, permangono sfide non trascurabili:

- Porosità residua: Anche dopo la sinterizzazione, un controllo meticoloso di tempi e temperature è fondamentale per ridurre i vuoti interni (Andrea Zocca, 2015).
- Fragilità intrinseca: Le ceramiche, per loro natura, possono fratturarsi in presenza di difetti o sollecitazioni dinamiche.
- Progettazione del filamento: Garantire la dispersione omogenea delle polveri ceramiche nel polimero risulta cruciale per evitare difetti localizzati (Formlabs, s.d.) (Stratasys Official Website, s.d.).

L'ottimizzazione di tutti questi aspetti risulta particolarmente rilevante quando l'obiettivo finale è l'uso in ambienti estremi, come nel caso dei sistemi di protezione termica (TPS). Negli ultimi anni, le attività di ricerca e sviluppo si sono orientate verso la messa a punto di compositi ceramico-metallici e di parametri di sinterizzazione specifici, con l'obiettivo di migliorare la resistenza allo shock termico e di contenere il mismatching di dilatazione tra i vari strati del TPS. Tali progressi tecnologici costituiscono una tappa fondamentale per realizzare componenti ceramici ad alte prestazioni, integrabili in sistemi spaziali di nuova generazione.

2.2 Tecnologie FDM per Materiali Metallici

La fabbricazione additiva di metalli mediante Fused Deposition Modeling (FDM) costituisce un'evoluzione relativamente recente nel panorama della manifattura additiva (Ian Gibson, 2015). A fronte di processi più consolidati, come la sinterizzazione diretta o la fusione laser, la stampa FDM applicata ai materiali metallici si è affermata grazie alla flessibilità progettuale e ai costi potenzialmente contenuti, rendendola una soluzione interessante in ambito prototipale e in alcune applicazioni industriali (Markforged, s.d.).

Filamenti Metallici: Composizione e Produzione

Analogamente a quanto avviene per i materiali ceramici, l'approccio FDM non impiega metallo puro, bensì filamenti compositi. Questi ultimi sono composti da particelle metalliche disperse in una matrice polimerica, tale da consentire l'estrusione a temperature moderate tipiche delle stampanti FDM (Stratasys Official Website, s.d.).

1. **Miscelazione e concentrazione:** Le polveri metalliche vengono unite a un legante polimerico, tipicamente in concentrazioni che possono superare il 50% in peso, al fine di garantire proprietà di flusso adeguate e una sufficiente densità di metallo nel pezzo "verde".
2. **Estrusione del filamento:** La miscela così ottenuta viene estrusa in filamenti di diametro standard (1,75 o 2,85 mm), compatibili con le stampanti FDM più diffuse (Markforged, s.d.).
3. **Stampa:** Il filamento composito viene quindi fuso parzialmente e depositato strato su strato, formando un corpo grezzo che richiede post-trattamenti per acquisire le proprietà tipiche del metallo.

Post-Trattamenti: Debinding e Sinterizzazione

Al termine della stampa FDM, il pezzo "verde" ottenuto è costituito in larga parte dal polimero legante, con particelle metalliche ancora non fuse tra loro (Ian Gibson, 2015). Per conferire caratteristiche meccaniche e densità più vicine a quelle di un metallo massiccio, si ricorre a:

1. **Debinding:** Rimozione controllata della matrice polimerica mediante riscaldamento in atmosfera protettiva, spesso tra 250 e 400 °C. Una gestione accurata del riscaldamento è cruciale per evitare deformazioni o cricche nel pezzo (Tuan D. Ngo, 2018).
2. **Sinterizzazione:** Fase in cui le particelle metalliche si saldano tra loro a temperature generalmente comprese fra 1000 e 1400 °C (a seconda della lega), densificando la struttura e migliorandone le prestazioni meccaniche (ExOne, s.d.). È in questo passaggio che avvengono il ritiro dimensionale e l'eventuale riduzione di porosità (Markforged, s.d.).

Sfide Principali

Nonostante l'interesse crescente per la stampa FDM di metalli, permangono alcune criticità legate al processo:

- **Densificazione e porosità residua:** La sinterizzazione potrebbe non eliminare totalmente i vuoti all'interno del componente, compromettendo la resistenza meccanica e la conducibilità termica (Ian Gibson, 2015).
- **Ritiro e deformazioni:** Gli sbalzi termici nel passaggio dal pezzo "verde" a quello sinterizzato possono provocare variazioni dimensionali significative, richiedendo una progettazione accurata in fase di disegno CAD.
- **Conducibilità termica e purezza:** Difetti o impurità nel processo di sinterizzazione possono abbassare sensibilmente la conducibilità termica rispetto ai valori attesi per il metallo massiccio.
- **Ottimizzazione dei parametri:** Ogni fase – dalla formulazione del filamento, fino al ciclo di debinding e sinterizzazione – deve essere calibrata in base alla lega utilizzata, alla geometria del componente e all'applicazione finale (Markforged, s.d.).

Implicazioni per l'Impiego in Sistemi di Protezione Termica

In un contesto di sistemi di protezione termica (TPS), le tecnologie FDM per metalli possono offrire una combinazione di leggerezza, conducibilità termica e flessibilità progettuale. Tuttavia, la riuscita del processo dipende strettamente dalla capacità di minimizzare difetti interni e di garantire una buona adesione sia fra i layer di materiale sia tra eventuali strati ceramico-metallici (Ian Gibson, 2015). Ad esempio, in strutture ibride con ceramica e metallo, la fase di sinterizzazione deve tenere conto del diverso coefficiente di espansione termica dei due materiali, per evitare stress interfaccia e possibili delaminazioni.

2.3 Processi Post-Produzione: Tecniche di Debinding e Sinterizzazione

Nella stampa FDM di materiali ceramici e metallici, la fase di post-produzione riveste un ruolo critico per convertire il pezzo "verde" – composto da particelle immerse in un legante – in un componente densificato e con proprietà meccaniche e termiche adeguate (Ian Gibson, 2015) (Markforged, s.d.). I due passaggi fondamentali in questa fase sono il debinding e la sinterizzazione, la cui corretta esecuzione influisce in modo significativo sulla qualità finale del manufatto.

Debinding: Rimozione del Legante Polimerico

Il debinding è il processo finalizzato a eliminare il polimero che trattiene le particelle di materiale. Poiché il pezzo stampato in FDM contiene una quota rilevante di legante, la sua rimozione deve avvenire in modo graduale, per non compromettere l'integrità strutturale del componente (Forward AM, s.d.) (Tethon 3D, s.d.).

- **Riscaldamento controllato:** È frequente utilizzare un intervallo termico compreso, indicativamente, tra 250 °C e 400 °C, in atmosfera inerte o sottovuoto. Incrementi troppo rapidi della temperatura possono causare tensioni interne e danneggiare il pezzo, generando cricche o deformazioni (Rahaman, 2007).
- **Ambiente protettivo:** L'impiego di gas inerte (argon, azoto) o di camere a vuoto evita ossidazioni indesiderate e favorisce un rilascio più omogeneo dei volatili.
- **Obiettivo finale:** Al termine del debinding, il legante deve essere completamente rimosso, lasciando una struttura coesa di particelle ma ancora porosa, pronta per la sinterizzazione.

Sinterizzazione: Densificazione del Materiale

La sinterizzazione consiste nell'applicazione di temperature elevate, ma al di sotto del punto di fusione, per favorire il legame tra le particelle e la riduzione della porosità (Stratasys Official Website, s.d.) (Markforged, s.d.). A seconda della composizione, il range termico può variare, ad esempio, da circa 500 °C fino a 1600 °C o oltre (U. Anselmi-Tamburini, 2009).

- Temperatura: La scelta del picco termico e del suo tempo di mantenimento incide direttamente sul grado di densificazione.
- Durata: Può spaziare da pochi minuti a diverse ore, in funzione del materiale e della microstruttura desiderata (Tethon 3D, s.d.).
- Pressione: In alcune tecniche avanzate, come la sinterizzazione al plasma di scintilla (SPS), si applica una pressione supplementare (decine o centinaia di MPa) per aumentare la densità e ridurre i tempi di ciclo (Olivier Guillon, 2014) (U. Anselmi-Tamburini, 2009).
- Atmosfera: L'utilizzo di un ambiente inerte o in vuoto riduce il rischio di ossidazione e contaminazione (Rahaman, 2007).

Se opportunamente eseguita, la sinterizzazione può portare a una densificazione superiore al 95% della densità teorica, con il conseguente miglioramento di resistenza, stabilità termica e conducibilità (Ian Gibson, 2015).

Sfide nei Processi Post-Produzione

1. Ritiro Dimensionale
 - Nella transizione da pezzo “verde” a componente sinterizzato, si possono registrare ritiri fino al 15-20% (Markforged, s.d.) (Forward AM, s.d.). La geometria iniziale deve essere progettata tenendo conto di tali variazioni dimensionali.
2. Difetti Strutturali
 - Porosità residua e microfessurazioni possono manifestarsi se il ciclo termico non è adeguato, riducendo le prestazioni finali del pezzo (Andrea Zocca, 2015).
3. Materiali Ibridi Ceramico-Metallici
 - Quando si combinano ceramiche e metalli in un'unica struttura, le differenze di espansione termica e le peculiarità di ciascun materiale aumentano il rischio di fratture e delaminazioni, specialmente nelle interfacce (Ian Gibson, 2015) (Rahaman, 2007).

La personalizzazione dei parametri di debinding e sinterizzazione, in funzione della specifica composizione e della geometria del pezzo, rimane dunque un fattore chiave per garantire componenti affidabili, soprattutto in ambito spaziale dove sono richieste alte performance e resistenza a shock termici estremi (Stratasys Official Website, s.d.) (ExOne, s.d.).

3. Approccio Sperimentale e Numerico

3.1 Principi dell'Analisi FEM e Obiettivi

L'analisi agli elementi finiti (FEM) rappresenta uno strumento imprescindibile per lo studio dei fenomeni termomeccanici che si sviluppano in materiali compositi ceramico-metallici durante i processi di debinding e sinterizzazione (Ian Gibson, 2015). In particolare, nell'ambito della fabbricazione additiva (FDM), la presenza di coefficienti di espansione termica (α) e moduli elastici (E) fortemente disomogenei tra strati ceramici e metallici può dare luogo a significativi stress interni. Se tali tensioni non vengono opportunamente gestite, possono originare:

- Fessurazioni o fratture lungo l'interfaccia tra i materiali;
- Delaminazioni multiple, dovute alla differente espansione termica degli strati;
- Deformazioni geometriche che compromettono la stabilità dimensionale e, di conseguenza, le prestazioni finali del pezzo.

In quest'ottica, il primo obiettivo dell'analisi FEM consiste nell'identificare strategie di mitigazione in grado di contenere gli stress termici e assicurare l'integrità dell'oggetto stampato. Tra tali strategie rientrano la progettazione di strutture multistrato, la presenza di strati intermedi "metamateriali" per attenuare il gradiente di espansione termica e l'adozione di pattern geometrici che distribuiscano meglio le tensioni (Andrea Zocca, 2015). Un secondo obiettivo, strettamente correlato al primo, riguarda la valutazione, per le migliori configurazioni strutturali e combinazioni ceramico-metalliche, dell'andamento degli stress e delle deformazioni indotte dai cicli di debinding (generalmente 250–400 °C) e sinterizzazione (fino a 1000–1600 °C, a seconda del tipo di ceramica o metallo impiegato) (Rahaman, 2007) (Tuan D. Ngo, 2018). In questo modo, l'analisi FEM funge da guida per la selezione di design e parametri di processo in grado di rispondere alle esigenze dei sistemi di protezione termica (TPS) (European Space Agency (ESA), 2021).

3.2 Verifica del modello numerico

Nello studio delle strutture ibride ceramico-metalliche soggette a sollecitazioni termiche, risulta particolarmente utile il riferimento al modello classico del bimorfo termico. Tale sistema è costituito da una trave composta da due strati di materiali aventi differenti coefficienti di espansione termica (CTE), rigidamente connessi lungo l'interfaccia comune. Quando il bimorfo è sottoposto a una variazione di temperatura (ΔT), la differenza di espansione termica tra i due materiali genera una curvatura e, di conseguenza, una deflessione misurabile all'estremità libera della trave (Rahman, Z. H. A., Md. Khir, M. H., & Zakariya, M. A., 2018).

Sebbene l'approccio utilizzato nel documento in questione (Rahman, Z. H. A., Md. Khir, M. H., & Zakariya, M. A., 2018) sia principalmente focalizzato su applicazioni MEMS (con spessori dell'ordine dei micron), esso risulta significativo per evidenziare due aspetti chiave:

1. Sensibilità alle variazioni termiche: anche incrementi di temperatura relativamente ridotti possono generare ampie deformazioni se il mismatch tra i coefficienti di espansione termica è consistente (Rahman, Z. H. A., Md. Khir, M. H., & Zakariya, M. A., 2018).

2. Importanza del ciclo termico: la rapidità dei cicli di riscaldamento o raffreddamento deve essere attentamente controllata per evitare rotture e distorsioni permanenti (Ian Gibson, 2015).

Nel documento in analisi vengono presentate formulazioni analitiche dettagliate che permettono di determinare quantitativamente la deflessione in punta di una struttura bimorfa. Queste formulazioni sono espresse in funzione di parametri fondamentali come i moduli elastici (E), gli spessori degli strati (t), i coefficienti di espansione termica (α) e il gradiente termico applicato (ΔT). Sebbene i risultati di tale studio siano calibrati su dispositivi microscopici, il principio fisico sottostante si presta facilmente all'applicazione anche a strutture macroscopiche, previa adeguata selezione e adattamento dei parametri geometrici e materiali.

Confronto Analitico-Simulativo

Per verificare preliminarmente la coerenza tra il modello teorico e le simulazioni numeriche eseguite mediante FEM, è stato effettuato un confronto specifico limitato a questa fase iniziale della ricerca, articolato come segue:

Calcolo Analitico (MATLAB)

- Applicazione della formulazione analitica proposta nel documento (Rahman, Z. H. A., Md. Khir, M. H., & Zakariya, M. A., 2018) per determinare la deflessione teorica in punta del bimorfo.
- Selezione di parametri di input corrispondenti a una configurazione tipica di accoppiamento ceramico-metallico, ipotizzando un ΔT costante.

Simulazione Numerica (FEMAP)

- Modellazione tridimensionale del bimorfo con assegnazione delle proprietà dei materiali selezionati.
- Applicazione del medesimo ΔT del calcolo analitico e conduzione dell'analisi FEM per determinare la deflessione della struttura.
- Confronto diretto dei risultati ottenuti per la deflessione in punta (tip deflection).

A titolo illustrativo, la Figura 1 sotto mostra il confronto fra l'andamento della deflessione teorica ("Analitico") e quello ricavato tramite simulazione numerica ("FEMAP") al variare del ΔT . Tale confronto evidenzia una notevole corrispondenza tra i risultati analitici e quelli simulativi, confermando la validità dell'approccio teorico utilizzato e la sua applicabilità per descrivere il comportamento di strutture ibride sottoposte a sollecitazioni termiche.

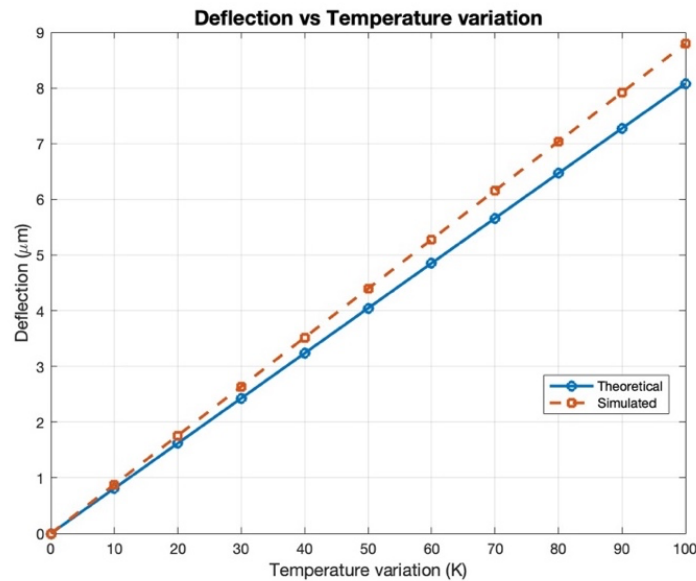


Figura 1: confronto tra deflessione analitica e simulata

Questa verifica preliminare consente di affermare che il modello FEM implementato è in grado di riprodurre efficacemente i fenomeni fisici alla base della deformazione termica, almeno nella semplificazione bimorfa adottata in questa sezione.

3.2.1 Criticità e Limiti per Applicazioni TPS

Nonostante il modello bimorfo rappresenti una base concettuale efficace per comprendere le deformazioni termoindotte in strutture ceramico-metalliche, esso presenta limitazioni significative quando applicato direttamente ai sistemi di protezione termica (TPS) spaziali. Tali limiti emergono chiaramente quando si considera il contesto operativo reale dei TPS, caratterizzato da:

- **Gamma termica elevata:** durante il rientro atmosferico, i TPS sperimentano gradienti termici estremamente elevati, con temperature superficiali che possono superare i 1600 °C. A queste condizioni estreme, le proprietà meccaniche e termiche dei materiali, come il coefficiente di espansione termica (α) e il modulo elastico (E), variano sensibilmente con la temperatura stessa (Rahaman, 2007) (Markforged, s.d.).
- **Stratificazioni complesse:** contrariamente al semplice schema bimorfo costituito da due strati, un TPS reale impiega spesso configurazioni stratificate multiple. Queste strutture includono strati intermedi specificamente progettati per mitigare lo stress termico e gestire efficacemente fenomeni quali delaminazione e frattura (Andrea Zocca, 2015).
- **Scale dimensionali macroscopiche:** mentre il modello bimorfo è frequentemente calibrato su scale micrometriche tipiche delle applicazioni MEMS, le applicazioni spaziali prevedono dimensioni nell'ordine di millimetri o centimetri. Ciò comporta gradienti termici più pronunciati e fenomeni di ritiro volumetrico sostanzialmente più marcati (European Space Agency (ESA), 2021).
- **Sollecitazioni meccaniche dinamiche:** durante il rientro atmosferico, oltre agli stress termici, i TPS devono sopportare vibrazioni, shock dinamici e carichi strutturali che amplificano il rischio di deterioramento della struttura e delle interfacce ceramico-metalliche.

Pertanto, il modello bimorfo, sebbene utile come riferimento teorico preliminare, richiede necessariamente di essere integrato con approcci simulativi più avanzati. Questi ultimi devono includere una modellazione realistica delle proprietà dei materiali in funzione della temperatura e delle condizioni operative reali, come cicli termici e carichi meccanici dinamici (Tuan D. Ngo, 2018). L'adozione di configurazioni innovative come metamateriali e pattern geometrici tridimensionali risulta essenziale per gestire efficacemente i fenomeni critici e garantire l'integrità strutturale e la funzionalità del TPS durante le missioni spaziali.

3.3 Strategie di Mitigazione e Configurazioni in Studio

Come mostrato nella sezione sul comportamento bimorfo, variazioni termiche anche modeste ($\approx 100\text{ }^{\circ}\text{C}$) sono sufficienti a generare deformazioni rilevanti in strutture ibride ceramico-metalliche a causa del marcato disallineamento dei coefficienti di dilatazione. Nei sistemi di protezione termica (TPS) destinati allo spazio, tali gradienti diventano ancora più drastici; pertanto, il modello bimorfo, pur valido quale riferimento di primo livello, va integrato con architetture d'interfaccia più sofisticate, studiate per contenere delaminazioni, cricche e distorsioni geometriche. Queste criticità si manifestano già nelle tre fasi cardine del processo FDM — stampa, debinding e sinterizzazione — e derivano dal forte contrasto fra le proprietà dei due materiali. Di conseguenza, la presente tesi focalizza l'attenzione sull'ottimizzazione delle geometrie di interfaccia metallo-ceramica per ridurre gli effetti termici in ogni fase del processo, ottenendo così combinazioni metallico-ceramiche ingegnerizzate che garantiscano prestazioni superiori del componente finale.

3.3.1 Criteri per la Selezione delle Configurazioni Progettuali

In questa prospettiva, il presente studio si propone di esplorare sistematicamente diverse configurazioni progettuali per TPS ibridi ceramico-metallici, seguendo un approccio metodologico articolato in due fasi principali:

- **Fase di analisi preliminare:** tutte le configurazioni individuate saranno inizialmente sottoposte a simulazioni numeriche agli elementi finiti (FEM) utilizzando un gradiente termico uniforme di riferimento ($\Delta T = +100\text{ }^{\circ}\text{C}$). Questa prima analisi permetterà di effettuare un confronto diretto delle prestazioni termo-strutturali delle diverse configurazioni, identificando quelle più promettenti in termini di minori deformazioni e livelli di stress ridotti.
- **Fase avanzata di simulazione realistica:** sulla base dei risultati ottenuti nella fase preliminare, le configurazioni con cui possiamo avere un riscontro reale con i materiali a disposizione in laboratorio saranno selezionate e sottoposte a una successiva fase di analisi FEM più approfondita, nella quale saranno riprodotti realisticamente i cicli termici di debinding e sinterizzazione. Tali cicli comprenderanno temperature tipiche comprese tra 250 e $400\text{ }^{\circ}\text{C}$ per il debinding e tra 1000 e $1600\text{ }^{\circ}\text{C}$ per la sinterizzazione (Rahaman, 2007) (Tuan D. Ngo, 2018). Questa seconda fase permetterà una valutazione più accurata delle prestazioni effettive delle configurazioni selezionate in condizioni operative prossime a quelle reali.

La geometria di riferimento delle strutture analizzate sarà fissata a dimensioni standard di $5\text{ cm} \times 2\text{ cm} \times 0,5\text{ cm}$ (lunghezza $\times$ larghezza $\times$ spessore), valori rappresentativi per applicazioni spaziali e che consentono al contempo un'analisi dettagliata dei fenomeni termomeccanici senza compromettere la gestione computazionale delle simulazioni.

3.3.2 Configurazioni Analizzate

In particolare, le configurazioni emblematiche prese in esame nel presente studio comprendono:

- Bimorfo semplice (due strati piani)
- Bimorfo con interfaccia ondulata nel piano xz
- Bimorfo con interfaccia ondulata nel piano yz
- Struttura bimorfa con inclusioni discrete

L'obiettivo principale di questo percorso metodologico è individuare e validare soluzioni progettuali capaci di mitigare i severi gradienti termici, preservando l'integrità strutturale e le prestazioni dei sistemi di protezione realizzati mediante tecnologia FDM.

3.4 Analisi termica di strutture bimorfe con interfaccia ingegnerizzata

La fase preliminare costituisce una prima tappa essenziale nell'approccio metodologico adottato, mirata a valutare rapidamente ed efficacemente una serie di configurazioni potenzialmente promettenti, identificate nella sezione precedente. L'obiettivo è comprendere le dinamiche termo-meccaniche fondamentali che caratterizzano ciascun layout, utilizzando un gradiente termico di riferimento ($\Delta T = +100\text{ }^{\circ}\text{C}$), al fine di evidenziare rapidamente punti di forza e criticità progettuali.

Questa prima fase permette di restringere il campo di indagine alle configurazioni più efficaci, che saranno successivamente analizzate in maniera approfondita con simulazioni numeriche realistiche dei cicli termici caratteristici dei processi di stampa, debinding e sinterizzazione.

3.4.1 Caso studio: Bimorfo Semplice (due strati piani)

Per il primo caso di analisi semplificata si considera una configurazione base costituita da due strati piani, uno ceramico e uno metallico, rigidamente vincolati lungo l'interfaccia comune. Tale layout, pur essendo concettualmente semplice rispetto a configurazioni più complesse, risulta fondamentale per valutare chiaramente l'effetto delle differenze tra i coefficienti di espansione termica (α) e i moduli elastici (E) dei materiali selezionati, evidenziando le criticità termo-strutturali che ne derivano.

Gli spessori di riferimento adottati per la simulazione sono pari a 1,5 mm per lo strato ceramico e 3,5 mm per quello metallico, per uno spessore complessivo di 5 mm, mantenendo lunghezza e larghezza della struttura pari rispettivamente a 50 mm e 20 mm. Tale dimensionamento consente di ottenere risultati rappresentativi delle deformazioni e degli stress termo-indotti, ottimizzando il tempo di calcolo delle simulazioni preliminari.

Per esplorare sistematicamente gli effetti dei diversi materiali, sono state selezionate dieci combinazioni ceramico-metalliche, a partire da sette diversi materiali (due ceramici e cinque metallici), scelte in modo da coprire un ampio intervallo di proprietà meccaniche e termiche (Ian Gibson, 2015) (Callister, W.D., & Rethwisch, D.G., 2018).

Le combinazioni analizzate sono le seguenti:

- Allumina – Acciaio Inox 316L
- Allumina – Alluminio 6061-T6
- Allumina – Rame
- Allumina – Titanio Ti-6Al-4V
- Allumina – Inconel 718
- Zirconia YSZ – Acciaio Inox 316L
- Zirconia YSZ – Alluminio 6061-T6
- Zirconia YSZ – Rame

- Zirconia YSZ – Titanio Ti-6Al-4V
- Zirconia YSZ – Inconel 718

Le proprietà specifiche dei singoli materiali selezionati sono riportate nella Tabella 1:

Materiale	E [GPa]	α [10^{-6} K^{-1}]	ν (<i>Poisson</i>)
Allumina	370	8.1	0.22
Zirconia YSZ	210	10.3	0.30
Acciaio Inox 316L	193	16.0	0.30
Alluminio 6061-T6	68.9	23.6	0.33
Rame	110	16.0	0.34
Titanio (Ti-6Al-4V)	113.8	8.6	0.34
Inconel 718	205	13.0	0.29

Tabella 1: Materiali e proprietà di riferimento

I dati in tabella 1 sono stati estratti da opportuni datasheet tecnici che rappresentano fonti affidabili per la caratterizzazione delle proprietà meccaniche e termiche dei materiali. (MatWeb, s.d.) (ASM international, s.d.) (Morgan Advanced Materials, s.d.)

Per facilitare il confronto e valutare rapidamente i rapporti effettivi tra i moduli elastici e tra i coefficienti di espansione termica nelle strutture bimorfe considerate, nelle Tabelle 2 e 3 vengono riportati i valori di tali rapporti ponderati secondo lo spessore di ciascuno strato ($t=1,5$ mm, per lo strato ceramico e $t=3,5$ mm per quello metallico). Tale approccio consente di tenere conto non solo delle proprietà intrinseche dei materiali, ma anche della loro reale distribuzione nella configurazione studiata (bimorfo), permettendo una valutazione più rappresentativa degli effetti combinati dei materiali impiegati.

	Allumina	Zirconia YSZ
Acciaio Inox 316L	0.822	0.466
Alluminio 6061-T6	2.301	1.306
Rame	1.442	0.818
Titanio Ti-6Al-4V	1.393	0.791
Inconel 718	0.774	0.439

Tabella 2: rapporti $\frac{E_{ceramico}t_{ceramico}}{E_{metallo}t_{metallo}}$

	Allumina	Zirconia YSZ
Acciaio Inox 316L	0.217	0.276
Alluminio 6061-T6	0.147	0.187
Rame	0.217	0.276
Titanio Ti-6Al-4V	0.404	0.513
Inconel 718	0.267	0.340

Tabella 3: rapporti $\frac{\alpha_{ceramico}t_{ceramico}}{\alpha_{metallo}t_{metallo}}$

Queste combinazioni coprono intervalli significativi dei parametri E e α , permettendo di analizzare sistematicamente i fattori chiave che governano le deformazioni e gli stress generati da gradienti termici (Rahaman, 2007) (Ian Gibson, 2015).

Impostazione del modello numerico

Le analisi numeriche preliminari sono state condotte mediante il software FEMAP, implementando modelli tridimensionali con le proprietà termiche e meccaniche dei materiali specificati in Tabella 1. È stato applicato un vincolo fisso lungo un'estremità corta della trave bimorfa, lasciando libera la deflessione all'estremità opposta. La variazione termica uniforme applicata è stata pari a $\Delta T = +100$ °C.

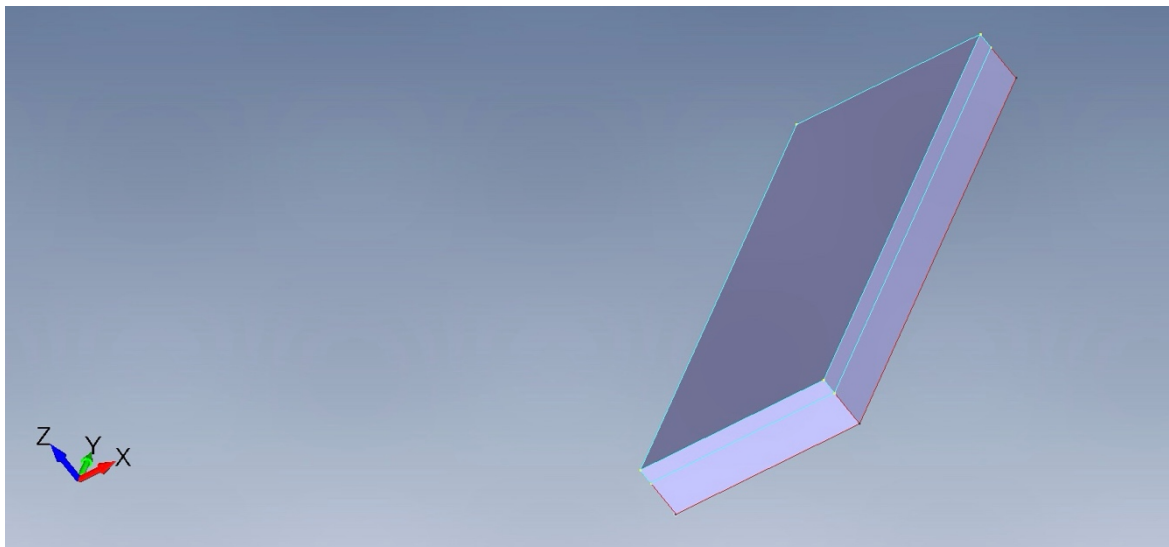


Figura 2: geometria del bimorfo semplice

Risultati della simulazione preliminare

La figura 2 relativa alle dieci combinazioni ceramico-metalliche mostrate nel paragrafo precedente riporta i valori di traslazione totale massima (in mm) all'estremità libera della struttura bimorfa, sottoposta a un incremento termico uniforme di $\Delta T = +100\text{ }^{\circ}\text{C}$. Come previsto, l'entità dello spostamento dipende in primo luogo dal disallineamento tra i coefficienti di espansione termica (α) dei materiali e, in misura secondaria, dal rapporto tra i relativi moduli elastici (E).

L'analisi evidenzia che le coppie caratterizzate da una differenza particolarmente elevata tra α_{ceramico} e $\alpha_{\text{metallico}}$ manifestano le deflessioni più accentuate. In particolare, la configurazione Allumina – Alluminio 6061-T6 risulta quella con la traslazione maggiore (oltre 0,6 mm), a causa dell'elevato coefficiente di espansione termica dell'alluminio unito a un modulo elastico relativamente basso. In maniera analoga, anche Zirconia YSZ – Alluminio 6061-T6 mostra uno spostamento elevato, attestandosi intorno a 0,56 mm.

Procedendo verso materiali metallici con un coefficiente di dilatazione termica più vicino a quello ceramico, come Titanio Ti-6Al-4V, Inconel 718 o (in misura intermedia) Acciaio Inox 316L, si osserva una riduzione progressiva delle deflessioni. In queste combinazioni, le differenze di α e i rapporti di E sono meno pronunciati e, di conseguenza, la curvatura termo-indotta risulta attenuata. Tra gli esempi più virtuosi si rilevano, ad esempio, Zirconia YSZ – Inconel 718 e Allumina – Titanio Ti-6Al-4V, caratterizzati da traslazioni complessivamente più contenute.

Nel complesso, i risultati numerici confermano che, a parità di ΔT e di geometria, l'eterogeneità termomeccanica tra i due strati è il principale fattore che determina l'entità della deflessione e l'eventuale rischio di concentrazioni di stress all'interfaccia.

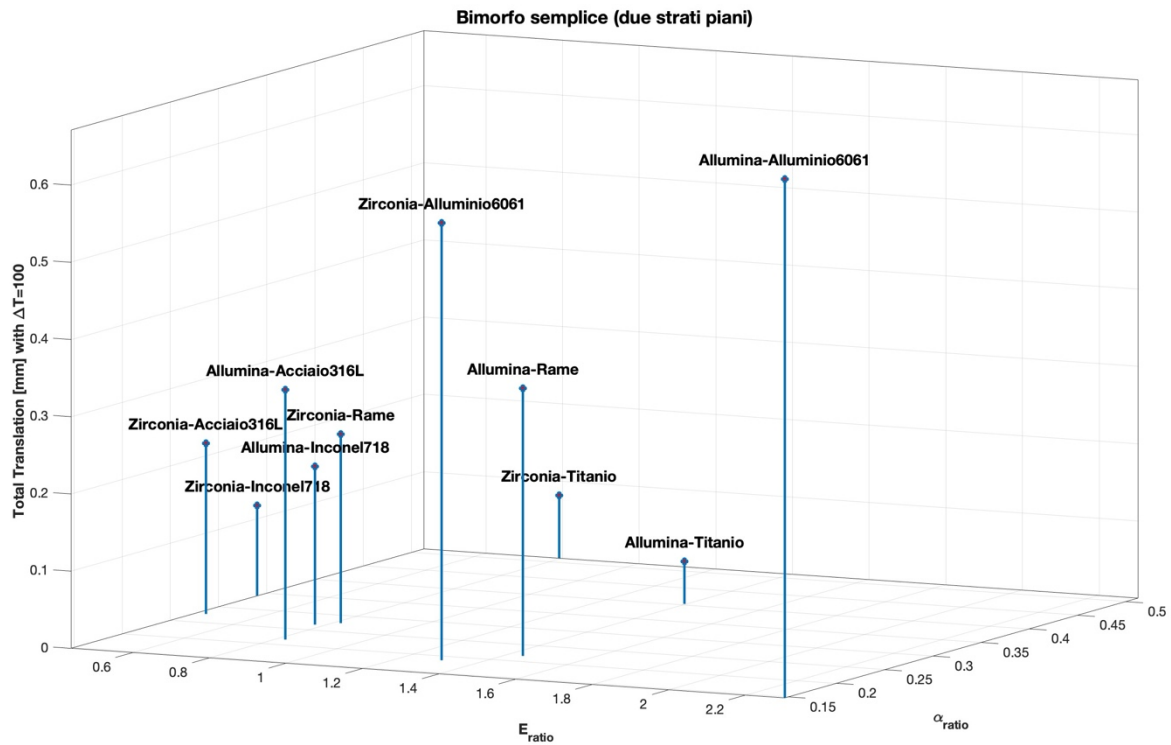


Figura 3: confronto della traslazione all'estremo libero rispetto a E_{ratio} e α_{ratio}

Per valutare come tale deformazione si accompagni alla distribuzione degli sforzi interni, la Figura 3 riporta le mappe di calore delle sei componenti di tensione (σ_x , σ_y , σ_z , τ_{xy} , τ_{yz} , τ_{zx}) lungo lo spessore z , per tutte le dieci combinazioni. Alcune tendenze appaiono immediatamente evidenti:

- Le coppie con traslazione più elevata (Allumina–Al6061 e ZrO_2 –Al6061) presentano gradienti di σ_x e σ_y molto marcati (passaggio da +100 MPa a -100 MPa nell'intorno di $z \approx 3$ mm), indice di forti flessioni;
- Le stesse combinazioni mostrano valori di τ_{xy} fino a -4 MPa, confermando l'elevato rischio di delaminazione presso l'interfaccia;
- Le cinque configurazioni che in Figura 3 risultavano più “virtuose” sono caratterizzate da sforzi restano contenuti: in ZrO_2 –Ti6Al4V e Al_2O_3 –Ti6Al4V le componenti di taglio non superano ± 1 Mpa e gli andamenti di σ_x e σ_y risultano avere range di sviluppo minori rispetto alle altre combinazioni.

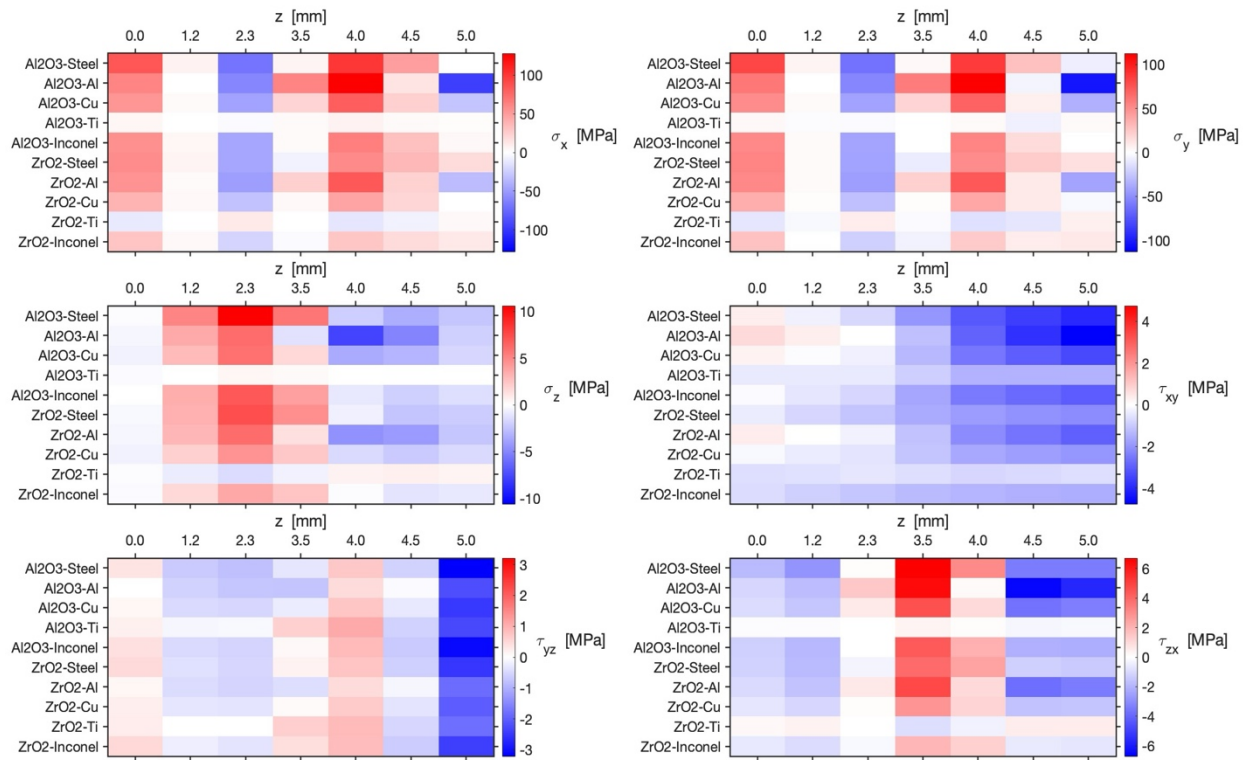


Figura 4: confronto delle tensioni per le diverse combinazioni della 1° casistica

Restringiamo ora l'analisi dei profili tensionali alle cinque combinazioni che hanno mostrato le migliori prestazioni in termini di deflessione (Figura 3), fissando le coordinate $x = 10$ mm e $y = 25$ mm, in modo da esaminare il comportamento lungo l'asse z . L'analisi puntuale evidenzia che:

- $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--Ti6Al4V}$ (Fig. 4): σ_x e σ_y rimangono entro ± 10 MPa; il picco di τ_{xy} è a circa -1.4 Mpa, ma concentrato alla quota massima.

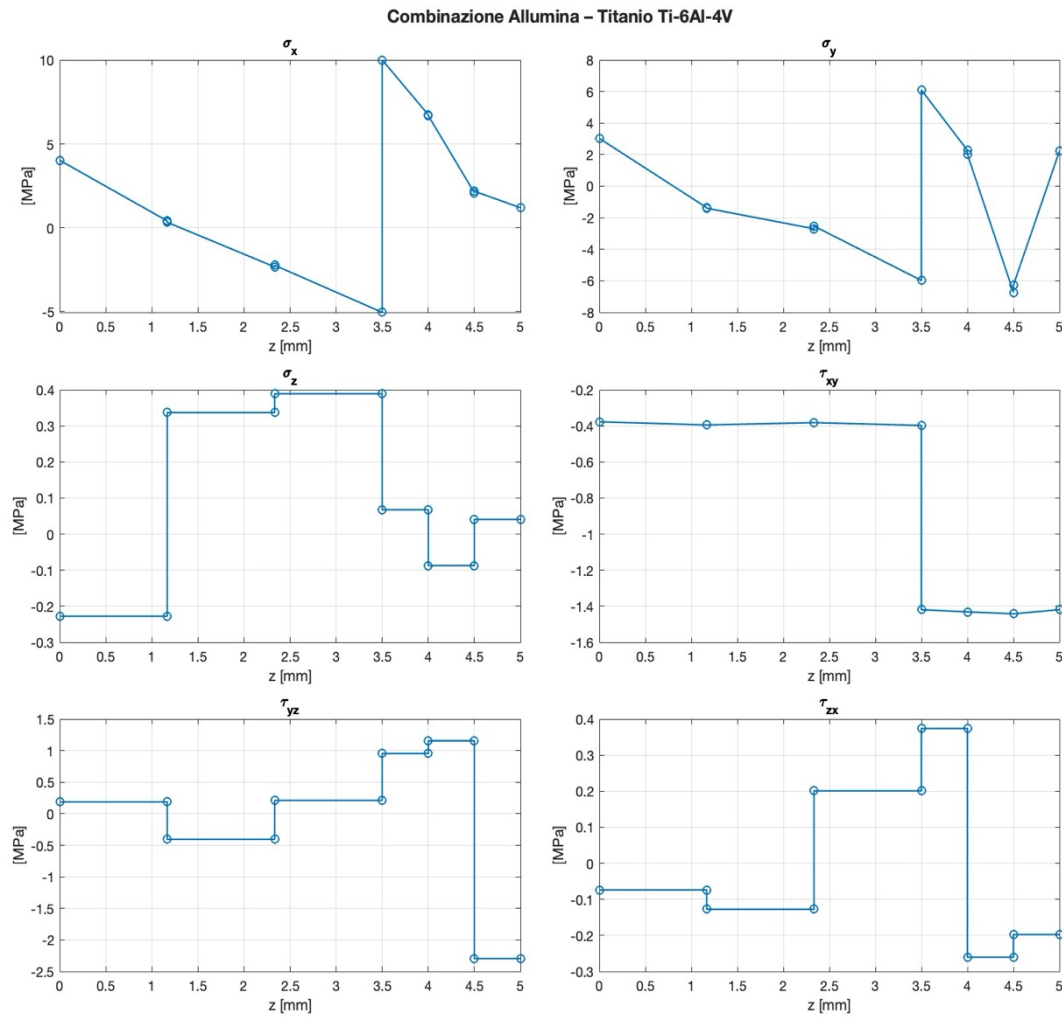


Figura 5: andamento tensioni combinazione Allumina – Titanio Ti-6Al-4V (1°casistica)

- Al_2O_3 –In718 (Fig. 5) e ZrO_2 –316L (Fig. 6) mostrano valori più elevati di σ_x e σ_y (fino a ± 100 MPa), arrivando ad avere valori di τ_{xy} fino a -3 MPa.

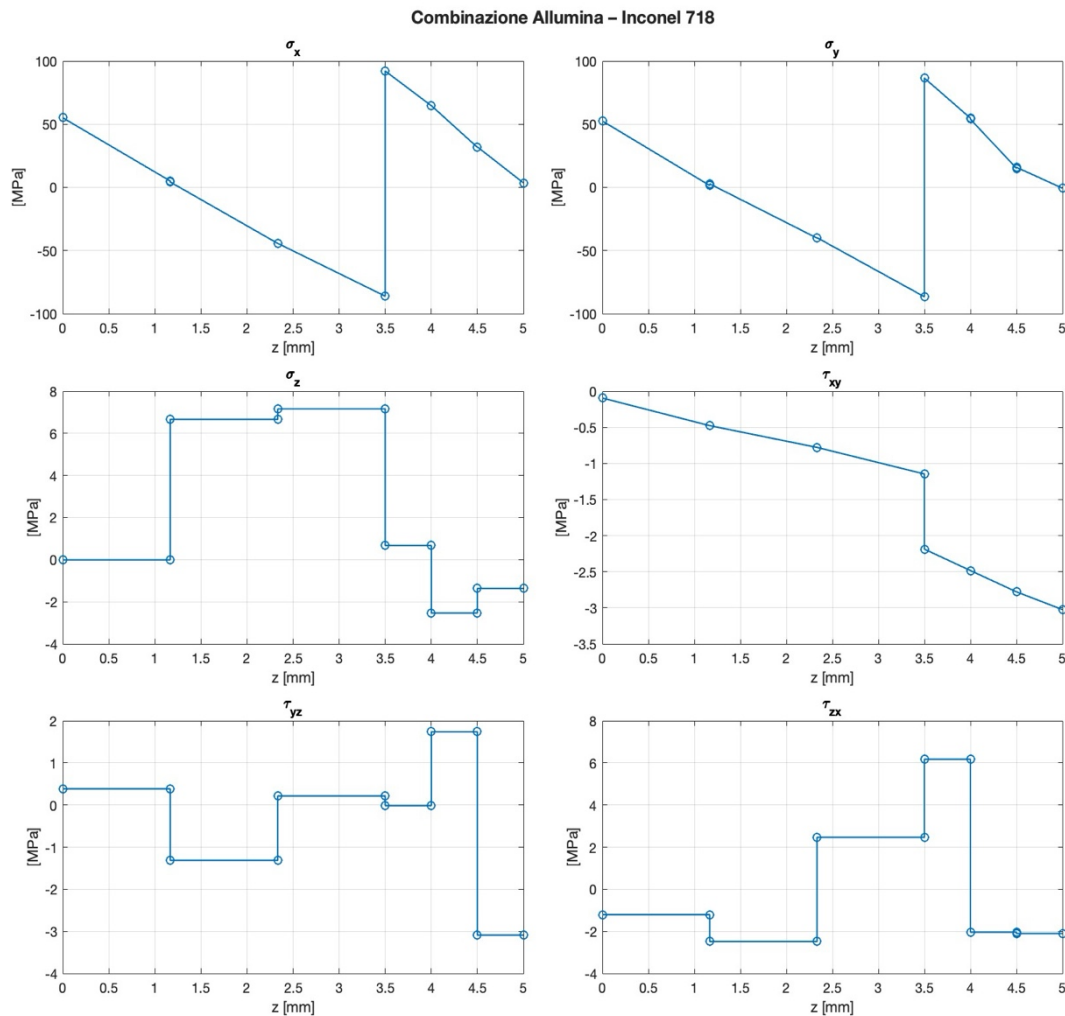


Figura 6: andamento tensioni combinazione Allumina – Inconel 718 (1° casistica)

Combinazione Zirconia YSZ – Acciaio Inox 316L

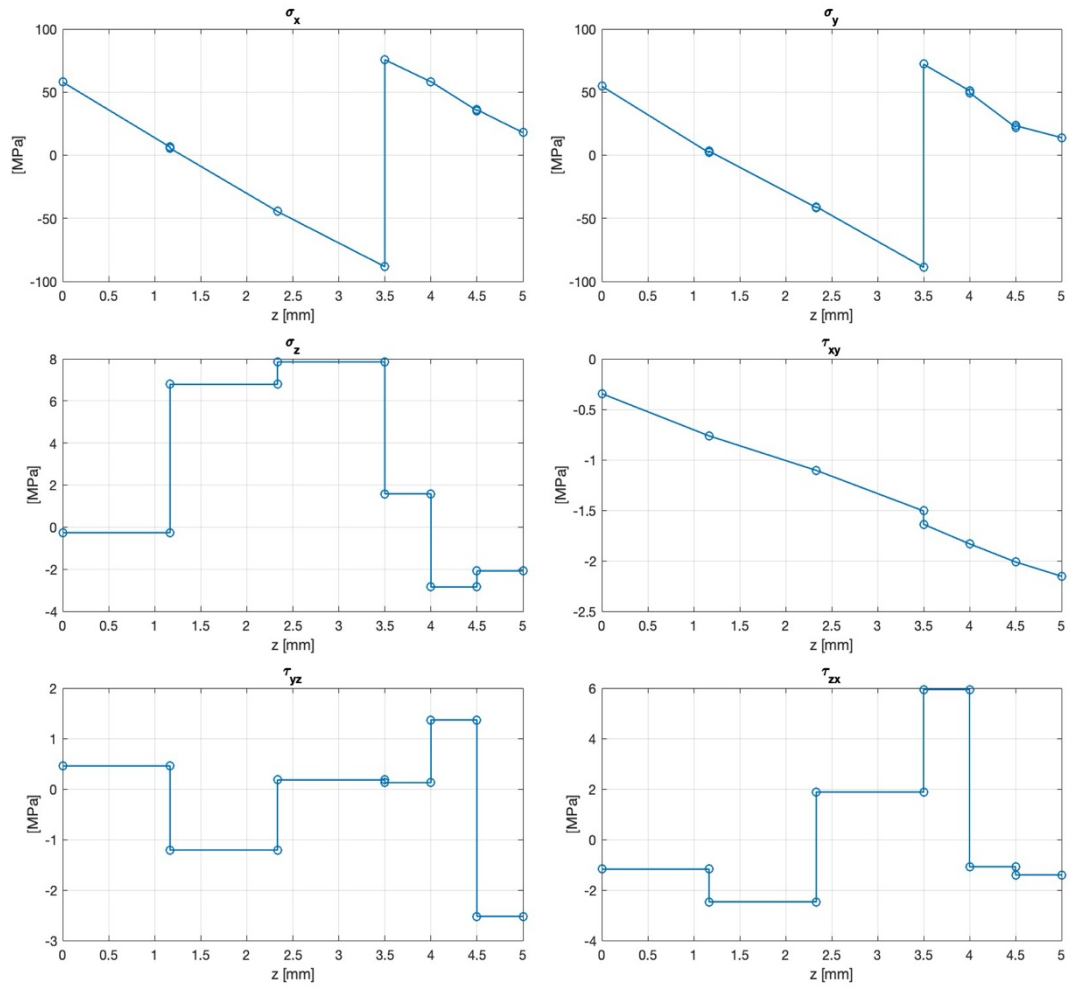


Figura 7: andamento tensioni combinazione Zirconia YSZ – Acciaio Inox 316L (1°casistica)

- $\text{ZrO}_2\text{-Ti6Al4V}$ (Fig. 7): σ_x e σ_y si attestano in un range modesto di ± 20 Mpa, mentre τ_{xy} non va sotto i -0.8 MPa.

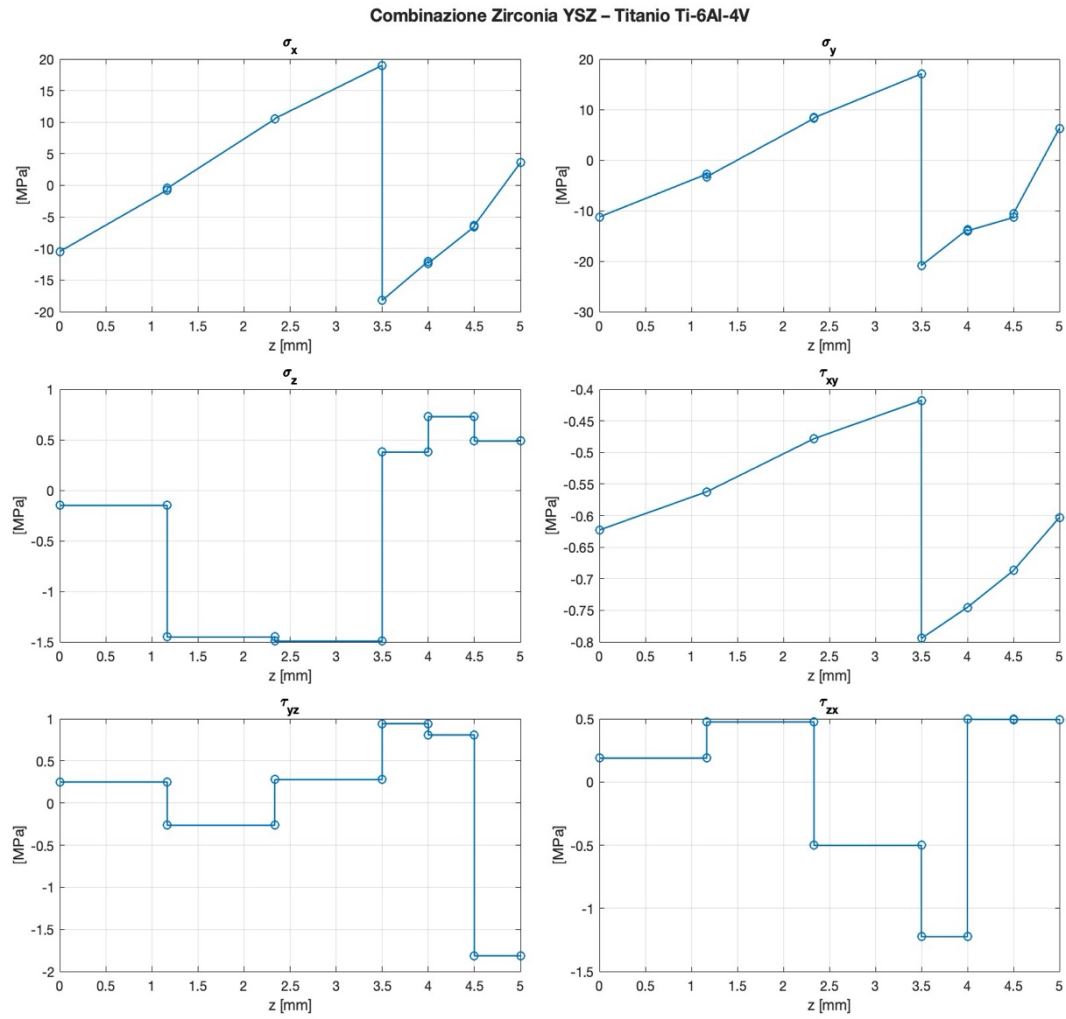


Figura 8: andamento tensioni combinazione Zirconia YSZ – Titanio Ti-6Al-4V (1° casistica)

- $\text{ZrO}_2\text{-In718}$ (Fig. 8): modesta compressione sul lato ceramico e trazione sul lato metallico; τ_{xy} resta sempre > -1.6 MPa.

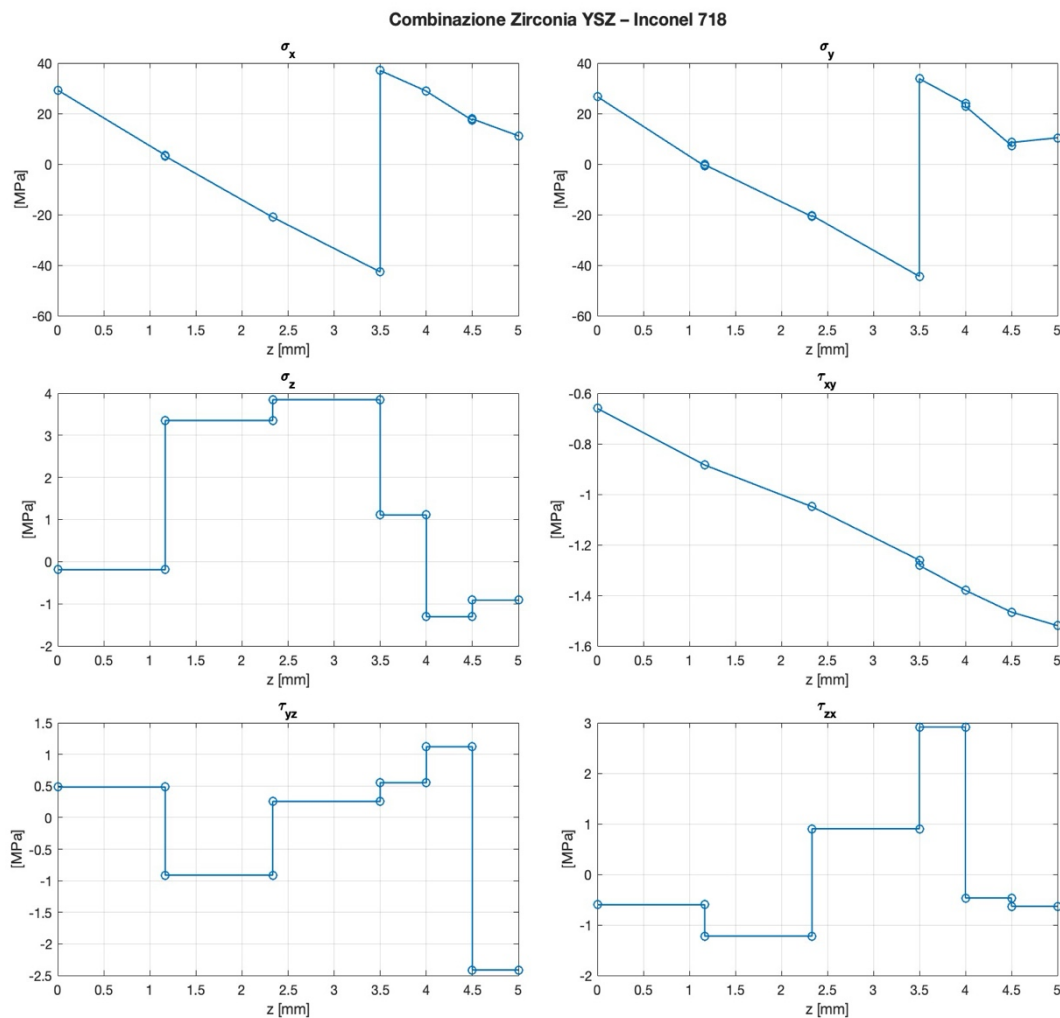


Figura 9: andamento tensioni combinazione Zirconia YSZ – Inconel 718 (1°casistica)

Nel complesso, l'insieme delle figure conferma che la riduzione di traslazione osservata in Figura 3 è accompagnata da una sensibile attenuazione sia degli sforzi normali sia di quelli di taglio, condizione indispensabile per limitare cricche e delaminazioni negli strati di interfaccia.

Conclusioni preliminari e implicazioni progettuali

L'integrazione dei risultati di Figura 3 (deflessione) con quelli delle Figure 5–9 (stati tensionali) consente di trarre alcune indicazioni chiave per la progettazione di TPS ibridi.

Le combinazioni che coniugano metalli con modulo elastico intermedio-elevato con coefficiente di espansione termica intermedio-basso (Inconel 718, Ti-6Al-4V, Acciaio 316L) accoppiati a ceramiche ad α relativamente basso ($\text{ZrO}_2\text{-YSZ}$, Al_2O_3) garantiscono le migliori prestazioni complessive: traslazione ≤ 0.25 mm e τ_{max} abbastanza contenuti.

Le mappe di calore evidenziano che, dove la deflessione è maggiore, compaiono gradienti molto accentuati di σ_x e σ_y : ciò suggerisce che un criterio di progetto basato solo sulla

minimizzazione della traslazione può risultare fuorviante; è necessario valutare simultaneamente i massimi tensionali.

Gerarchia di priorità per gli approfondimenti

In base alle evidenze numeriche, l'ordine di interesse per le prossime simulazioni realistiche di debinding/sinterizzazione è:

- Zirconia YSZ – Inconel 718
- Allumina – Titanio Ti-6Al-4V
- Zirconia YSZ – Titanio Ti-6Al-4V
- Allumina – Inconel 718
- Zirconia YSZ – Acciaio Inox 316L

3.4.2 Caso studio: Bimorfo con interfaccia ondulata nel piano xz

La seconda tipologia analizzata si basa sulla stessa composizione del bimorfo semplice, con uno strato ceramico e uno metallico, ma introduce un'interfaccia dalla geometria non planare. Questa soluzione progettuale consiste nella definizione di una superficie ondulata (geometria sinusoidale), anziché planare, al fine di distribuire in maniera più uniforme le tensioni interne generate dalle variazioni di temperatura, evitando concentrazioni locali che possano indurre la delaminazione o la frattura prematura (Andrea Zocca, 2015).

Le dimensioni complessive di ciascun campione restano invariate rispetto al caso base (5 cm × 2 cm × 0,5 cm), con lo spessore complessivo che rimane pari a 0,5 cm lungo la direzione z. La geometria ondulata prevede la variazione dell'ampiezza e della lunghezza d'onda del profilo dell'interfaccia, parametri che verranno inizialmente fissati sulla base delle dimensioni totali del campione.

Le combinazioni materiali scelte saranno le stesse dieci proposte nella configurazione bimorfa semplice, al fine di facilitare il confronto diretto tra le due geometrie. Questa scelta consente di confrontare direttamente l'effetto dell'interfaccia ondulata rispetto al caso planare, verificando la sua efficacia nel mitigare le criticità individuate nel caso bimorfo semplice (Ian Gibson, 2015).

Nel secondo scenario preliminare si prende in esame la stessa configurazione bimateriale vista in precedenza, mantenendo una sezione complessiva di 50 x 20 x 5mm (lunghezza x larghezza x spessore), con ripartizione degli spessori in 1,5 mm per lo strato ceramico e 3,5 mm per quello metallico. La differenza sostanziale rispetto al bimorfo semplice risiede nella forma dell'interfaccia tra i due materiali, ora caratterizzata da una geometria ondulata. Lo scopo di tale ondulazione è ridistribuire gli sforzi generati dalla dilatazione termica, limitando concentrazioni di tensione e favorendo una migliore adesione fra strati (Andrea Zocca, 2015).

Parametri geometrici dell'interfaccia ondulata

Per la definizione del profilo ondulato si considerano due variabili fondamentali:

- **Ampiezza dell'onda (A)**, pari a $\pm 0,25$ mm rispetto al piano medio di separazione (in modo da aggiungere o sottrarre 0,25 mm allo spessore locale dello strato ceramico o metallico).
- **Periodo dell'onda (P)**, cioè la distanza lungo la larghezza da un vertice dell'onda al successivo. Si assume inizialmente $P=2,5$ mm come valore di riferimento.

La scelta di $A=0,25$ mm e $P=2,5$ mm come valori campione deriva dal fatto che lo spessore complessivo della trave è di 5 mm e si vuole introdurre un'ondulazione moderata, sufficientemente ampia da influenzare la distribuzione degli sforzi, senza tuttavia stravolgere la sezione effettiva.

Definizione di 15 configurazioni

Come nel caso precedente, le simulazioni si basano sulle cinque coppie ceramico-metalliche più promettenti, già emerse dalla prima analisi (paragrafo 3.4.1):

- Zirconia YSZ – Inconel 718
- Allumina – Titanio Ti-6Al-4V
- Zirconia YSZ – Titanio Ti-6Al-4V
- Allumina – Inconel 718
- Zirconia YSZ – Acciaio Inox 316L

Su ciascuna di queste accoppiate si introducono tre varianti geometriche dell'ondulazione, per un totale di 15 casi:

1. Primi 5 casi: Ampiezza $A = 0,25\text{mm}$, Periodo $P = 2,5\text{mm}$.
2. Secondi 5 casi: Ampiezza raddoppiata ($A = 0,50\text{ mm}$) e Periodo costante ($P = 2,5\text{ mm}$).
3. Terzi 5 casi: Ampiezza invariata ($A = 0,25\text{ mm}$) e Periodo raddoppiato ($P = 5\text{ mm}$).

Considerazioni e prospettive di analisi

Nel passaggio da un'interfaccia piana a una ondulata, la quantità totale di materiale ceramico e metallico rimane invariata, così come la distribuzione media degli spessori (1,5 mm per lo strato ceramico e 3,5 mm per quello metallico). L'unica modifica introdotta riguarda esclusivamente la geometria dell'interfaccia tra i due materiali, che assume un profilo ondulato al fine di migliorare la distribuzione degli stress termici.

Dato che le percentuali globali di materiale ceramico e metallico restano inalterate rispetto al caso precedente con interfaccia piana, i rapporti relativi ai moduli elastici (E) e ai coefficienti di espansione termica (α) da considerare per le simulazioni rimangono quelli già riportati nelle Tabelle 2 e 3. Tale scelta è giustificata dal fatto che la variazione geometrica locale introdotta dall'interfaccia ondulata non influenza significativamente le proprietà medie globali dei materiali coinvolti, ma agisce principalmente nel mitigare localmente le concentrazioni di tensione e il mismatch termico tra gli strati. Pertanto, per mantenere coerenza e confrontabilità tra le diverse configurazioni analizzate, verranno adottati per tutti i casi in esame i rapporti E e α già stabiliti per le coppie ceramico-metalliche selezionate, riportati nelle tabelle citate precedentemente.

Questa scelta metodologica consente di concentrare l'analisi specificamente sugli effetti della variazione geometrica dell'interfaccia, isolando il contributo di tale modifica progettuale rispetto ad altre variabili già esaminate e mantenendo così l'uniformità e la rigore della comparazione tra le diverse configurazioni studiate.

Impostazione del modello numerico

Le analisi numeriche preliminari sono state condotte mediante il software FEMAP, implementando modelli tridimensionali, costruiti tramite il software SolidWork. Sono state utilizzate le proprietà termiche e meccaniche dei materiali specificati in Tabella 1. È stato applicato un vincolo fisso lungo un'estremità corta della trave bimorfa, lasciando libera la deflessione all'estremità opposta. La variazione termica uniforme applicata è stata pari a $\Delta T = +100\text{ }^{\circ}\text{C}$.

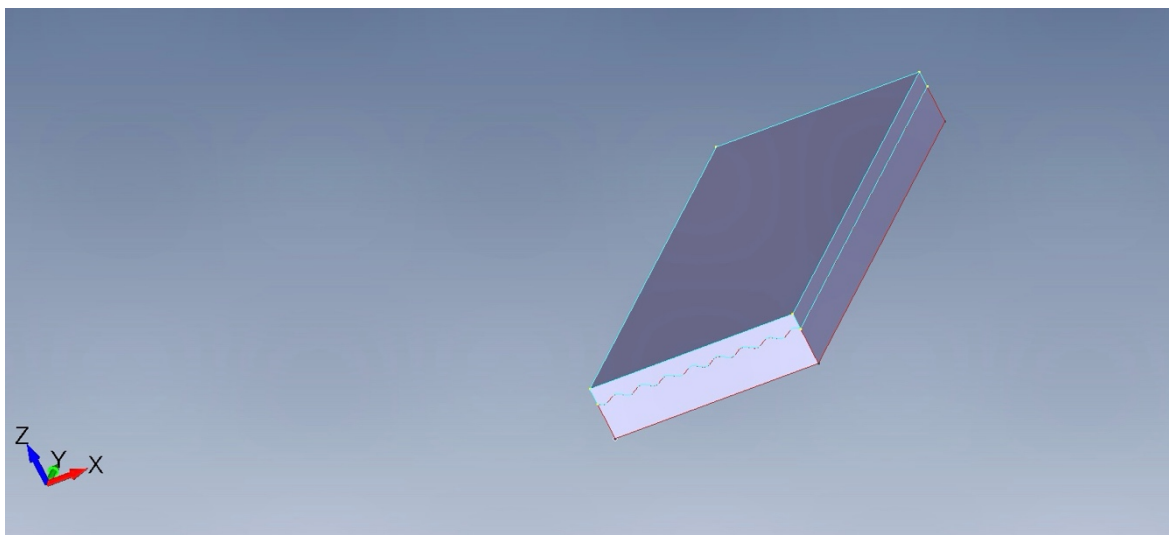


Figura 10: Bimorfo con interfaccia ondulata nel piano xz, Ampiezza $A = 0,25\text{mm}$ e Periodo $P = 2,5\text{mm}$

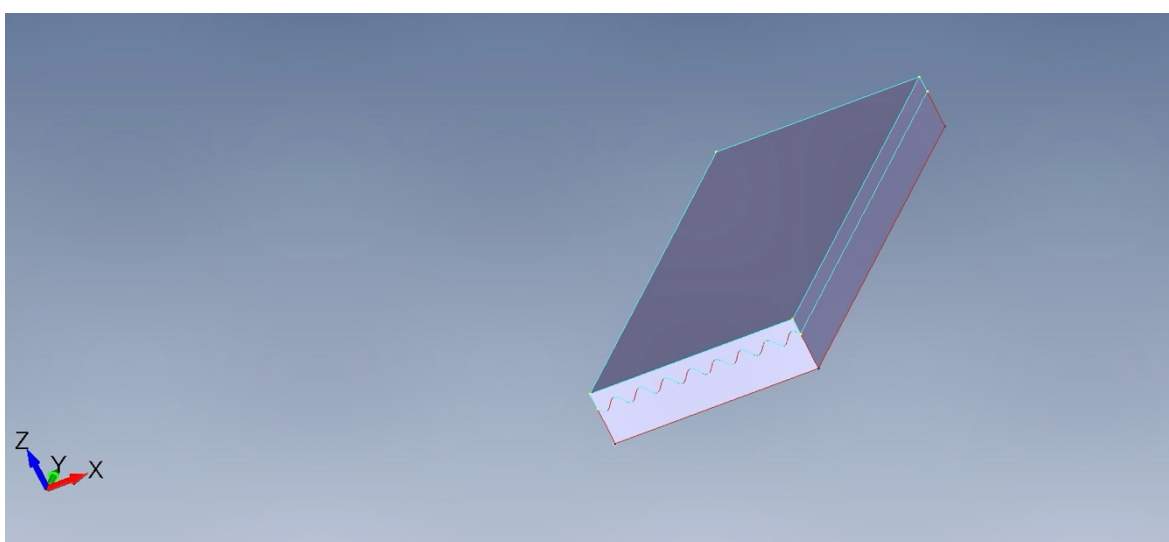


Figura 11: Bimorfo con interfaccia ondulata nel piano xz, Ampiezza $A = 0,50\text{mm}$ e Periodo $P = 2,5\text{mm}$

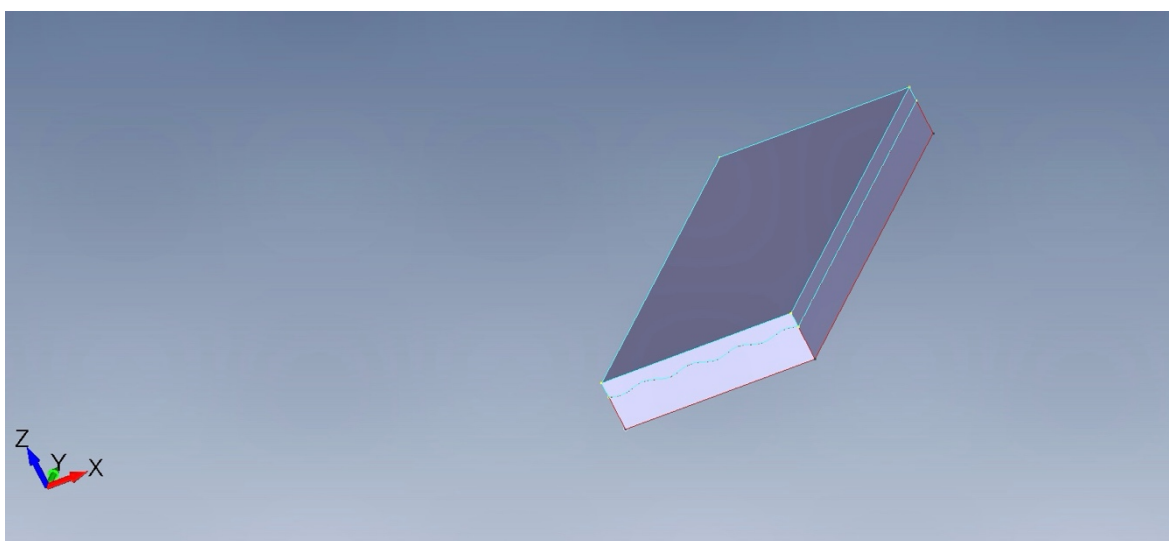


Figura 12: Bimorfo con interfaccia ondulata nel piano xz, Ampiezza $A = 0,25\text{mm}$ e Periodo $P = 5\text{mm}$

Risultati della simulazione preliminare

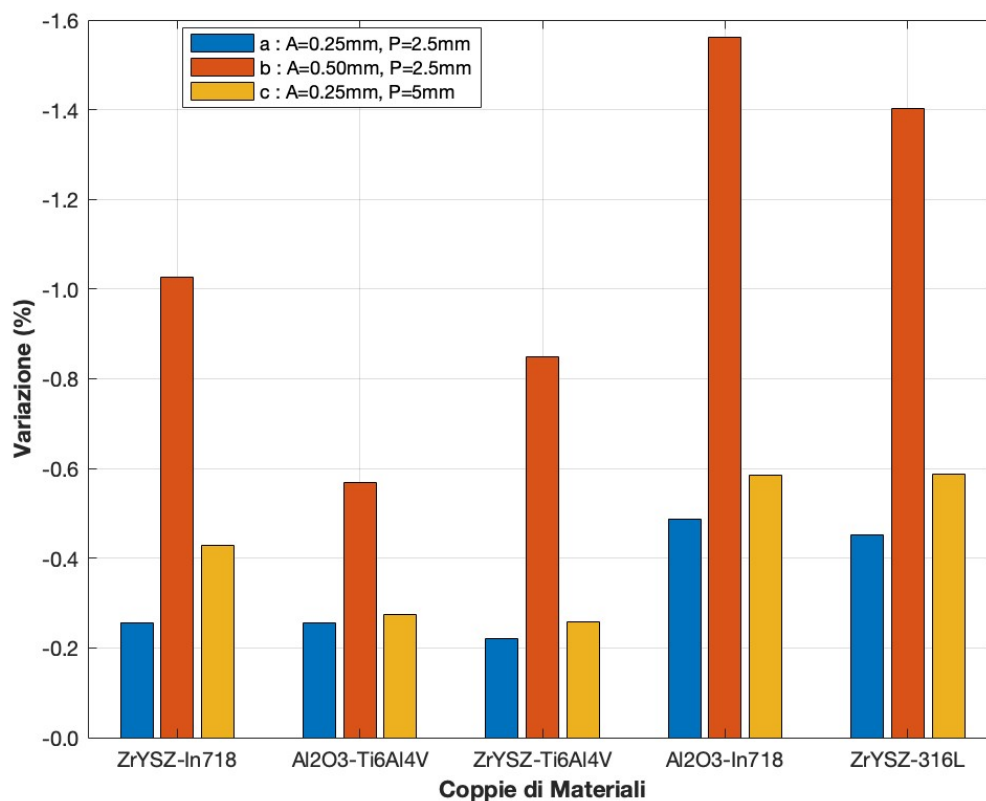


Figura 13: confronto percentuale geometria 2°casistica-1°casistica

La Figura 13 riassume, in termini percentuali, il miglioramento della traslazione ottenuto introducendo l'interfaccia sinusoidale rispetto al bimorfo semplice (casistica 1). I principali riscontri sono:

- Ondulazione “b” ($A = 0,50$ mm, $P = 2,5$ mm): È la variante più efficace: tutte le cinque coppie registrano un guadagno compreso fra $\approx 0,6$ % e 1,56 %. Il salto più marcato riguarda $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-In718}$, che arriva a $\sim 1,56\%$.
- Ondulazione “a” ($A = 0,25$ mm, $P = 2,5$ mm): pur mantenendo lo stesso periodo della configurazione “b”, l'ampiezza dimezzata limita l'effetto: il miglioramento oscilla fra 0,22 % e 0,50 %.
- Ondulazione “c” ($A = 0,25$ mm, $P = 5$ mm): con periodo raddoppiato l'onda è più “morbida” e l'efficienza si colloca a metà strada ($\approx 0,25$ % – 0,60 %).

È evidente che l'ampiezza A incide più del periodo P sulla riduzione della deflessione: raddoppiare A produce un guadagno quadruplo, mentre raddoppiare P influisce in modo assai più modesto. In sintesi, l'interfaccia ondulata consente comunque un beneficio percentuale modesto – massimo $1 \div 1,6$ % – ma sistematico su tutte le coppie analizzate, confermando che l'effetto geometrico lavora nella direzione attesa.

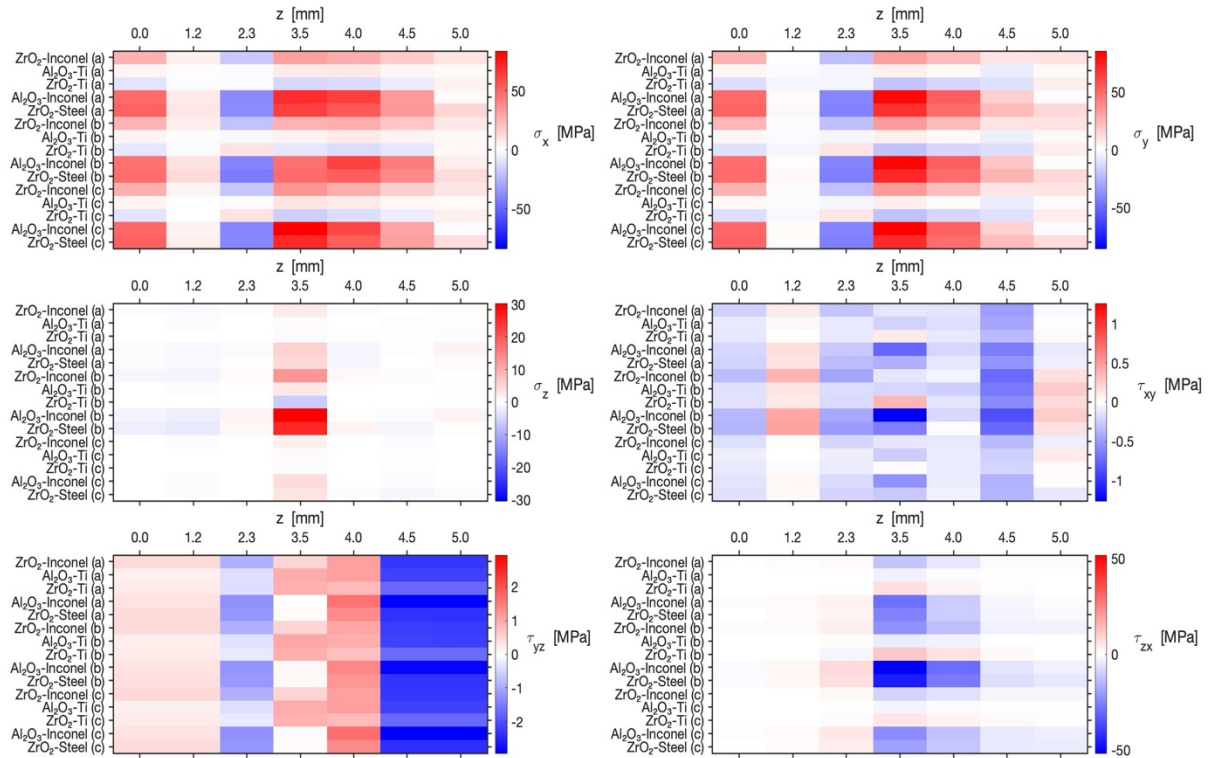


Figura 14: confronto andamento tensioni della 2°casistica

Le heat-map di Figura 14 mostrano le sei componenti tensionali lungo z per i quindici casi (5 coppie $\times$ 3 varianti di ondulazione). Alcuni aspetti emergenti:

- σ_x e σ_y , la presenza dell'ondulazione spezza la linearità delle tensioni: i picchi di trazione/compressione si abbassano di circa il 30-50 % (± 70 -80 MPa anziché ± 120 -150 MPa) e il profilo lungo lo spessore diventa bilobato.
- σ_z , contrariamente alle altre componenti, i massimi attraverso lo spessore salgono a ± 25 -30 MPa (erano ± 10 MPa nel caso planare) e si concentrano nei nodi di cresta e di gola: l'ondulazione crea micro-zone di schiacciamento/ distacco locale.
- τ_{xy} , scende fino ad un massimo di circa -1 Mpa, ma in ogni caso resta superiore ai -4 MPa osservati sull'interfaccia piana.
- τ_{yz} e τ_{zx} , mostrano bande alternate rosso/blu legate ai lobi sinusoidali; per quanto riguarda τ_{yz} i valori estremi si attestano fra ± 2 e ± 4 MPa (prima erano ± 8 MPa). Mentre per quanto riguarda τ_{zx} fatta eccezioni per alcuni picchi (-50 MPa) in determinate combinazioni, l'andamento rimane abbastanza simile alla prima casistica.

Effetto globale: L'ondulazione geometrica all'interfaccia riduce o redistribuisce quasi tutte le componenti; gli sforzi si localizzano in regioni prevedibili, semplificando la progettazione contro l'innescio di cricche e riducendo la curvatura globale del bimateriale. In sintesi, l'analisi della sottocasistica b – ampiezza $A = 0,50$ mm e periodo $P = 2,5$ mm, risultata la variante più performante – conferma quanto anticipato dallo studio comparativo: l'ingrossamento dell'onda consente la maggiore redistribuzione degli sforzi lungo lo spessore, pur mantenendo invariata la massa complessiva del componente. Di seguito i riscontri essenziali, ricavati dai profili tensionali delle cinque accoppiate privilegiate:

- ZrO_2 –Inconel 718: σ_x e σ_y mostrano un'inversione di segno più dolce rispetto al caso planare, con picchi che non superano ± 40 MPa; τ_{xy} resta confinata tra -0,4 MPa e -0,8 MPa.

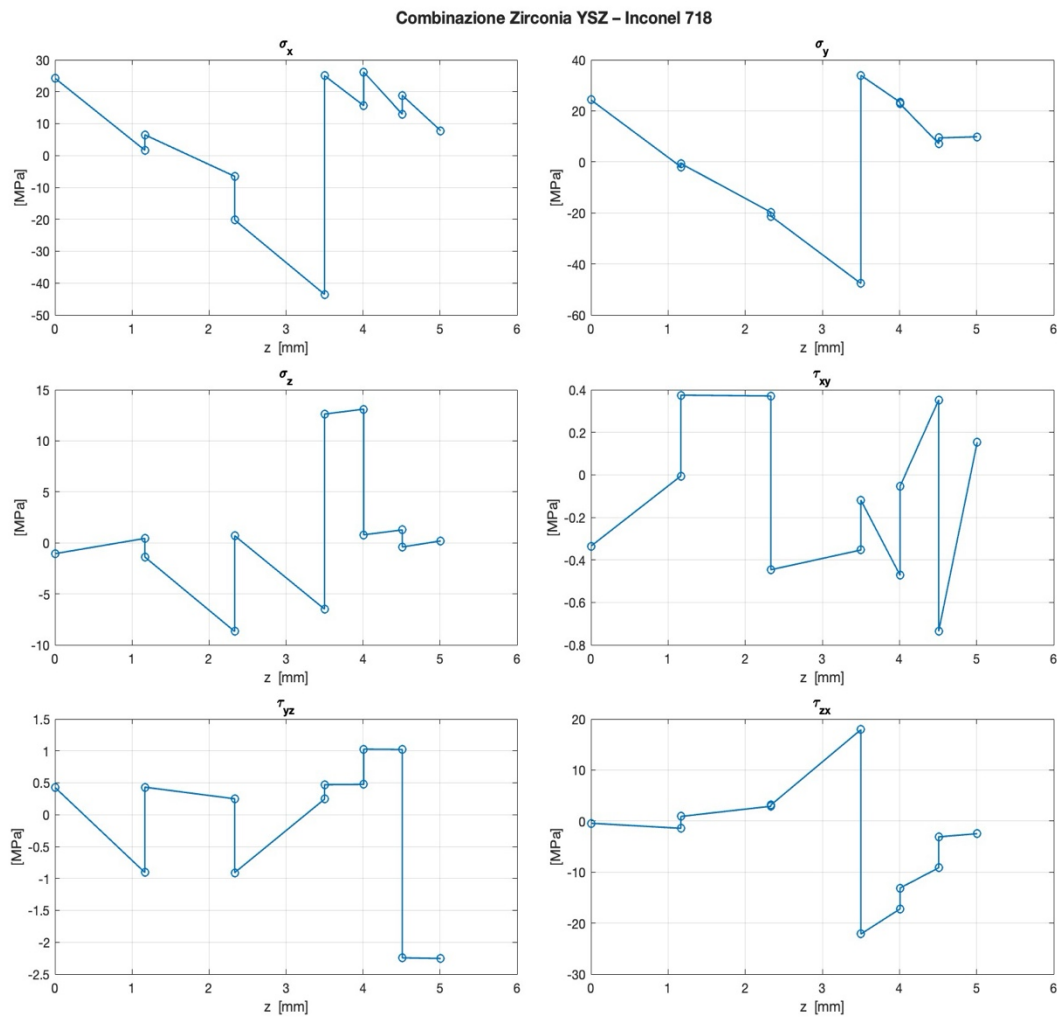


Figura 15: andamento tensioni combinazione Zirconia YSZ – Inconel 718 (1°casistica)

- $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-Ti-6Al-4V}$: Le tensioni normali si attestano in un range di ± 8 MPa circa, per quasi tutto lo spessore, mentre τ_{xy} non supera $-0,8$ MPa. La combinazione evidenzia il miglior bilanciamento tra bassa deflessione e livelli tensionali contenuti, grazie al buon accoppiamento di α fra allumina e titanio.

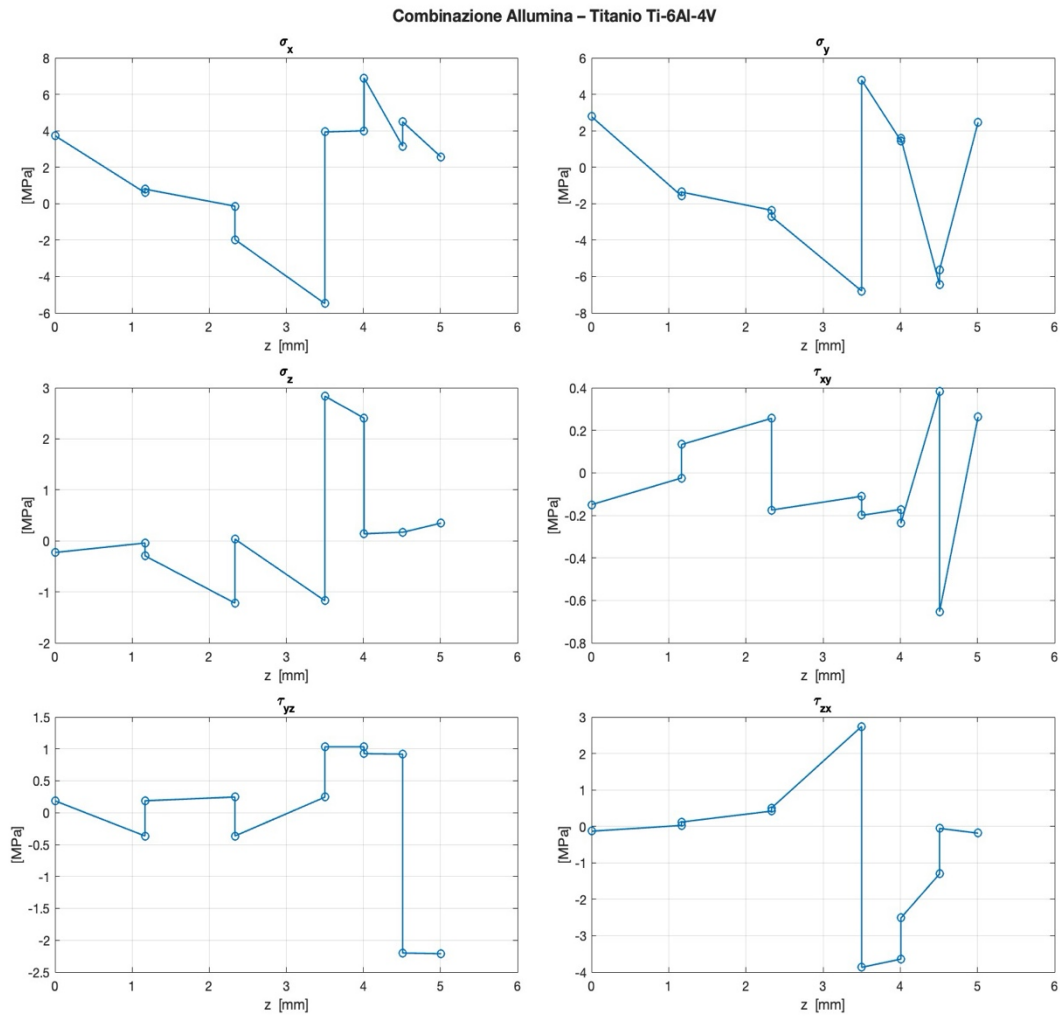


Figura 16: andamento tensioni combinazione Allumina – Titanio Ti-6Al-4V (2° casistica)

- $\text{ZrO}_2\text{-Ti-6Al-4V}$: Andamento similare al caso precedente ma con leggera asimmetria dovuta al maggior $\Delta\alpha$: σ_x e σ_y rimangono entro ± 25 Mpa circa; τ_{xy} tocca $-0,6$ MPa solo in prossimità delle creste. La risposta resta ampiamente sotto le soglie di rischio per delaminazione.

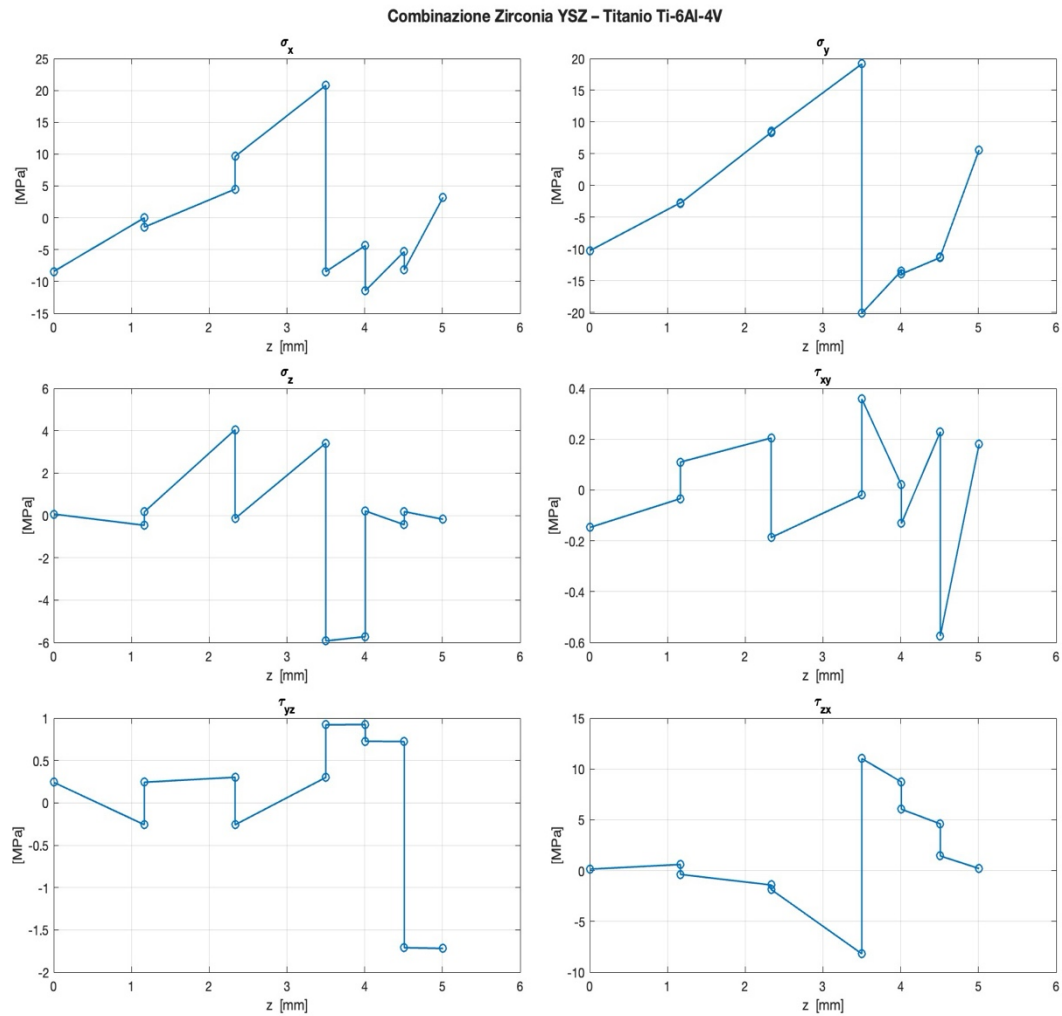


Figura 17: andamento tensioni combinazione Zirconia YSZ – Titanio Ti-6Al-4V (2° casistica)

- Al_2O_3 –Inconel 718: Valori di σ_x e σ_y ancora inferiori rispetto al bimorfo piano (ora ± 60 MPa contro ± 100 MPa) e tagli ridimensionati ($\tau_{xy} \approx -1,2$ MPa). L'ondulazione attenua la concentrazione degli sforzi ma determina localmente un incremento di τ_{zx} .

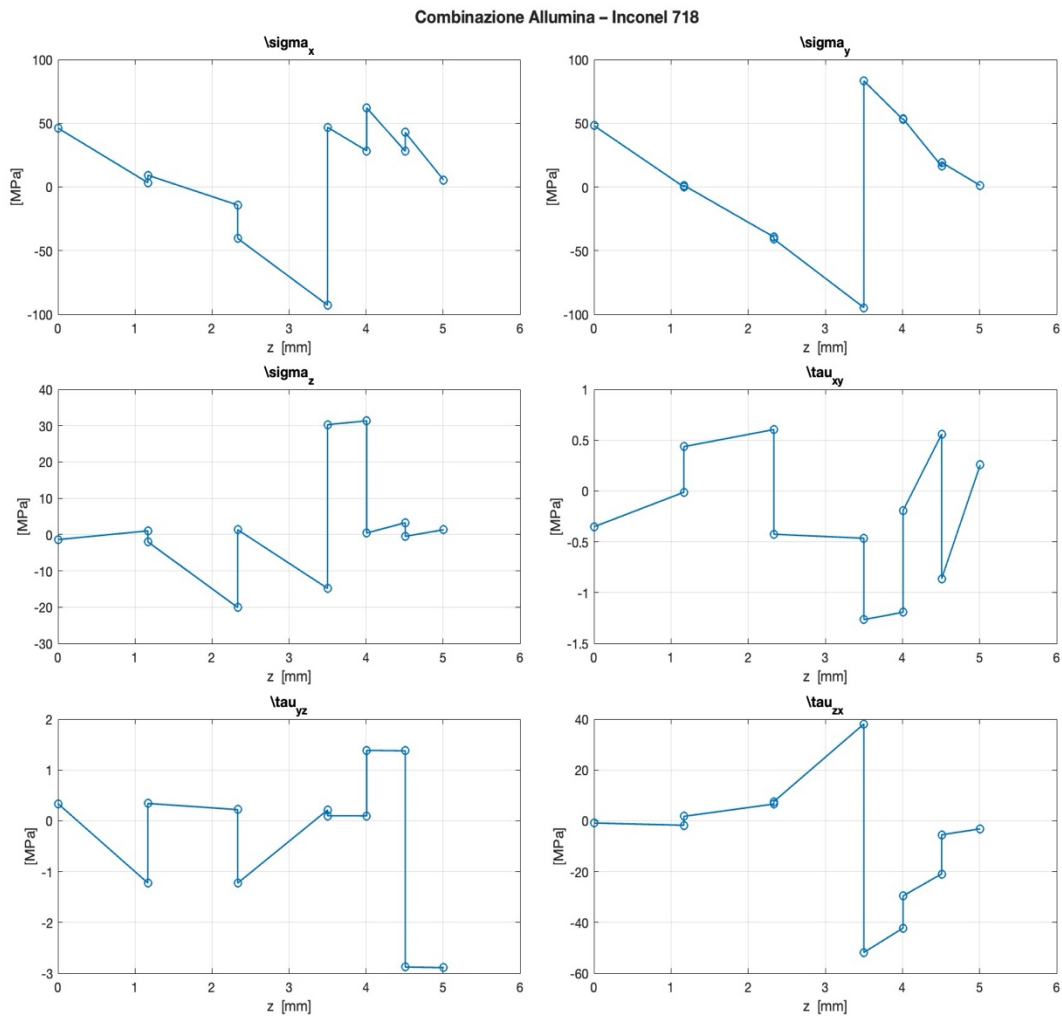


Figura 18: andamento tensioni combinazione Allumina – Inconel 718 (2° casistica)

- ZrO₂–Acciaio 316L: Pur essendo la coppia meno “compatibile” del gruppo, l’ondulazione dimezza i picchi di σ_x e σ_y (da ± 100 a ± 50 MPa) e porta τ_{xy} a valori prossimi a $-1,0$ MPa.

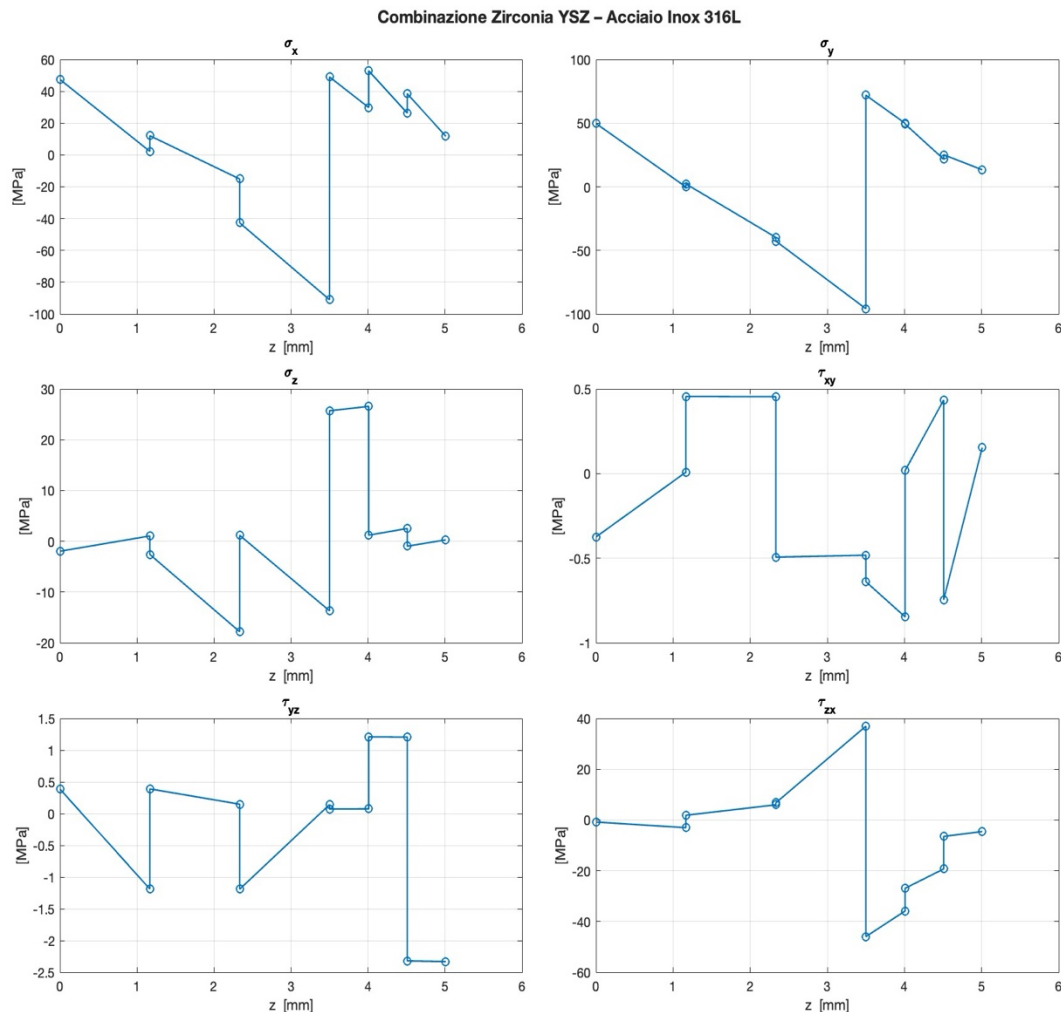


Figura 19: andamento tensioni combinazione Zirconia YSZ – Acciaio Inox 316L (2° casistica)

Conclusioni preliminari e implicazioni progettuali

L’introduzione di un profilo sinusoidale pronunciato all’interfaccia ceramico-metallica conferma la validità del concetto di “rilassamento geometrico” degli stress: l’ondulazione con ampiezza raddoppiata riduce i gradienti di trazione/compressione rispetto al bimorfo piano e riducendo le componenti di taglio interfaccia-dominanti (τ_{xy}) per tutte le accoppiate analizzate. Il vantaggio non si traduce in una diminuzione eclatante della deflessione ($\leq 1,6$ %), ma sposta gli sforzi residui in micro-zone localizzate (creste/gole), facilmente individuabili e, di conseguenza, controllabili in fase di progetto.

In termini di progettazione dei TPS emergono tre evidenze operative:

1. Gerarchia dei materiali: le combinazioni con buona compatibilità termica intrinseca (Al₂O₃–Ti-6Al-4V, ZrO₂–Ti-6Al-4V) traggono ulteriore beneficio dall’ondulazione geometrica che si sviluppa parallelamente lungo la direzione y.
2. Gestione dei picchi locali: il $\Delta\alpha$ resta elevato (ZrO₂–316L, Al₂O₃–In718) l’ondulazione dimezza i picchi normali, ma genera cuspidi di τ_{zx} . Ciò suggerisce di

affinare il periodo P o di introdurre sub-layer di transizione a gradiente di composizione per diluire ulteriormente i tagli torsionali.

3. Scalabilità del concetto: la massa del pannello resta invariata, l'aumento di A non penalizza il budget di peso del TPS, ma richiede un controllo più rigoroso in stampa FDM (risoluzione z e tolleranza di slicing) per evitare difetti geometrici che annullerebbero il guadagno tensionale.

3.4.3 Caso studio: Bimorfo con interfaccia ondulata nel piano yz

Un'ulteriore variazione della configurazione bimorfa, analoga a quella descritta nel paragrafo precedente (3.4.2), prevede l'introduzione di un'interfaccia ondulata nel piano yz, anziché nel piano xz. In questa geometria, l'ondulazione si sviluppa lungo l'altezza (direzione y) e lo spessore (direzione z) del campione, mentre la lunghezza (direzione x) rimane rettilinea. L'obiettivo rimane lo stesso: migliorare la distribuzione degli sforzi termoidotti, riducendo il rischio di concentrazioni di tensione e di potenziali delaminazioni (Andrea Zocca, 2015).

Parametri geometrici dell'interfaccia ondulata

Le dimensioni complessive della struttura non subiscono modifiche rispetto a quelle dei casi precedenti ($5\text{ cm} \times 2\text{ cm} \times 0,5\text{ cm}$, con spessore totale di $0,5\text{ cm}$). La differenza principale risiede nel fatto che l'ondulazione viene ora introdotta sul piano yz, mantenendo inalterata la suddivisione degli spessori ($1,5\text{ mm}$ per lo strato ceramico e $3,5\text{ mm}$ per quello metallico). Analogamente al caso precedente (paragrafo 3.4.2), l'interfaccia presenta un profilo sinusoidale caratterizzato da due parametri:

1. Ampiezza dell'onda (A), fissata inizialmente a $\pm 0,25\text{ mm}$ (e in alcune varianti raddoppiata a $\pm 0,50\text{ mm}$).
2. Periodo dell'onda (P), assunto inizialmente pari a $2,5\text{ mm}$ (e in altre varianti raddoppiato a 5 mm).

Nel dettaglio, l'ondulazione si estende lungo y e z , generando un profilo irregolare nello spessore che si ripete con la periodicità impostata. Al contempo, la lunghezza in direzione x (5 cm) rimane lineare, così da preservare la stessa estensione geometrica analizzata finora.

Definizione delle configurazioni e sottocasistiche

Le cinque coppie ceramico-metalliche individuate come più promettenti nel caso base (paragrafo 3.4.1) vengono ora studiate con l'interfaccia ondulata nel piano yz, esattamente come descritto per l'ondulazione nel piano xz:

1. Zirconia YSZ – Inconel 718
2. Allumina – Titanio Ti-6Al-4V
3. Zirconia YSZ – Titanio Ti-6Al-4V
4. Allumina – Inconel 718
5. Zirconia YSZ – Acciaio Inox 316L

Su ognuna di queste accoppiate sono state esaminate tre varianti geometriche dell'ondulazione, per un totale di 15 simulazioni:

- Primi 5 casi: $A = \pm 0,25\text{ mm}$, $P = 2,5\text{ mm}$
- Secondi 5 casi: A raddoppiata ($\pm 0,50\text{ mm}$) e $P = 2,5\text{ mm}$
- Terzi 5 casi: $A = \pm 0,25\text{ mm}$ e P raddoppiato (5 mm)

Come accadeva per l'interfaccia ondulata nel piano xz, questa variazione geometrica non modifica la percentuale effettiva di materiale ceramico e metallico all'interno del campione, che resta invariata. Conseguentemente, anche i rapporti tra i moduli elastici (E) e i coefficienti di espansione termica (α) per le diverse combinazioni ceramico-metalliche rimangono gli stessi già analizzati in precedenza (si veda Tabella 1 e relative elaborazioni).

Considerazioni e prospettive di analisi

L'inserimento di un'ondulazione nel piano yz mira principalmente a distribuire in modo più uniforme gli sforzi tra i due strati, grazie all'effetto di ancoraggio meccanico derivante dall'interfaccia sinusoidale (Ian Gibson, 2015). Tale soluzione può rivelarsi particolarmente efficace per contenere la formazione di cricche o delaminazioni che, nei sistemi di protezione termica, sono spesso innescate dal differente coefficiente di espansione dei materiali (Rahaman, 2007).

Si prevede che, rispetto al caso con interfaccia piana, le zone di concentrazione di stress risultino meno localizzate, favorendo una riduzione delle deformazioni massime. Analogamente al caso ondulato nel piano xz, tuttavia, l'ampiezza e il periodo dell'onda giocano un ruolo cruciale nel determinare la prestazione finale della struttura. Eccessive ondulazioni, ad esempio, possono introdurre maggiori disomogeneità di spessore e favorire la formazione di vuoti o porosità durante i processi di stampa FDM e nelle successive fasi di debinding e sinterizzazione (Tuan D. Ngo, 2018).

Impostazione del modello numerico

Per la simulazione preliminare si è adottata la stessa strategia numerica già descritta nel paragrafo 3.4.2:

- Software impiegato: FEMAP, con modelli tridimensionali importati da CAD (SolidWorks).
- Vincolo: bloccaggio dell'estremità corta di una "trave" formata dai due strati ibridi, lasciando la luce libera per la deflessione all'estremità opposta.
- Condizione termica: $\Delta T = +100$ °C uniforme su tutta la struttura.

Come in precedenza, i risultati che emergeranno da questa analisi preliminare serviranno a mettere in luce gli effetti specifici dell'interfaccia ondulata nel piano yz, consentendo di valutare se e in che misura questa soluzione possa migliorare la risposta termo-meccanica della struttura.

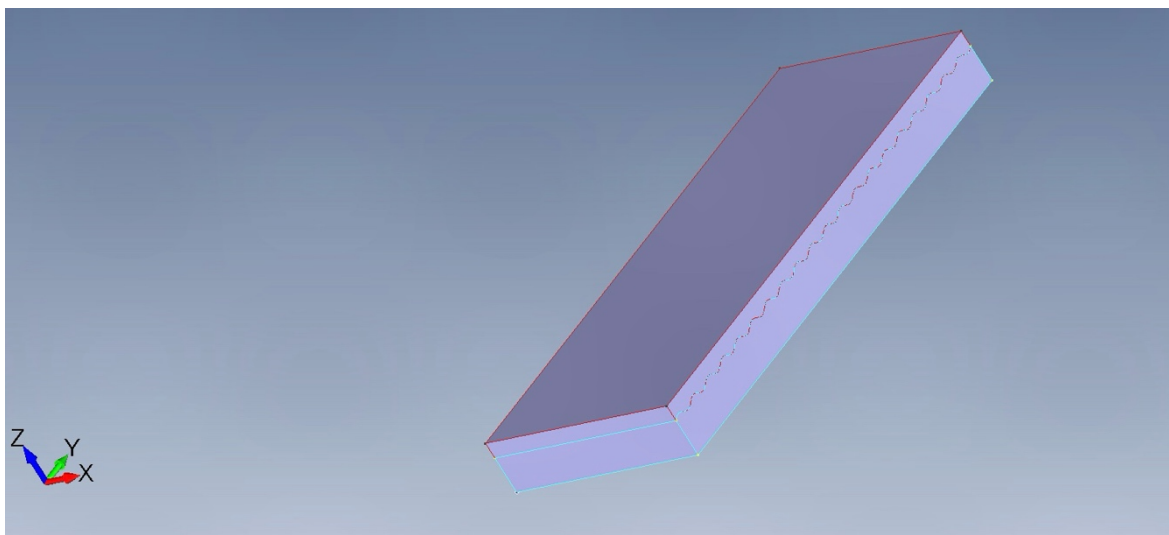


Figura 20: Bimorfo con interfaccia ondulata nel piano yz, Ampiezza $A = 0,25\text{mm}$ e Periodo $P = 2,5\text{mm}$

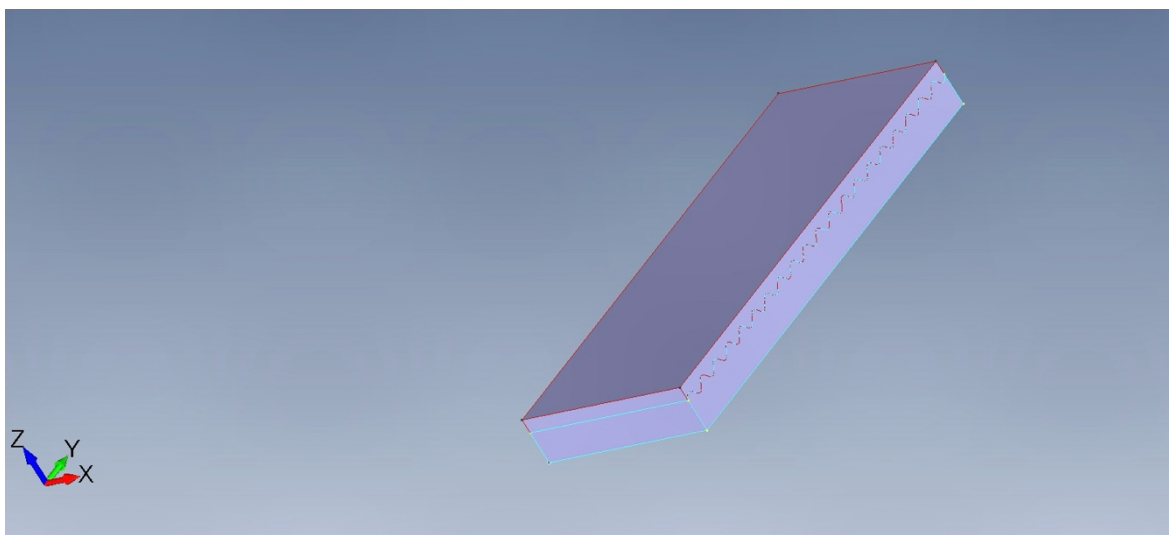


Figura 21: Bimorfo con interfaccia ondulata nel piano yz, Ampiezza $A = 0,50\text{mm}$ e Periodo $P = 2,5\text{mm}$

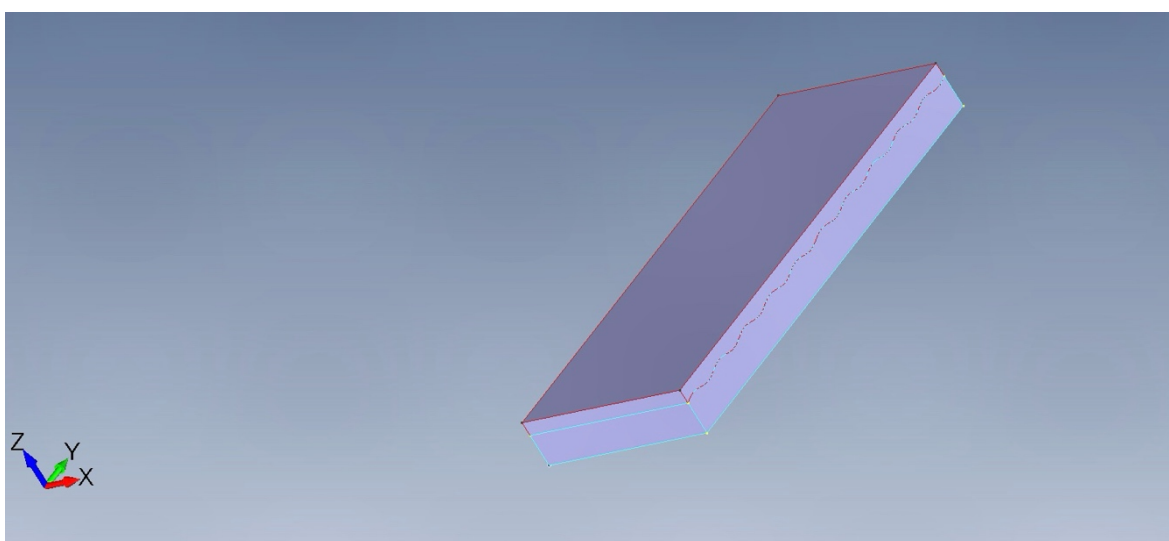


Figura 22: Bimorfo con interfaccia ondulata nel piano xz, Ampiezza $A = 0,25\text{mm}$ e Periodo $P = 5\text{mm}$

Risultati della simulazione preliminare

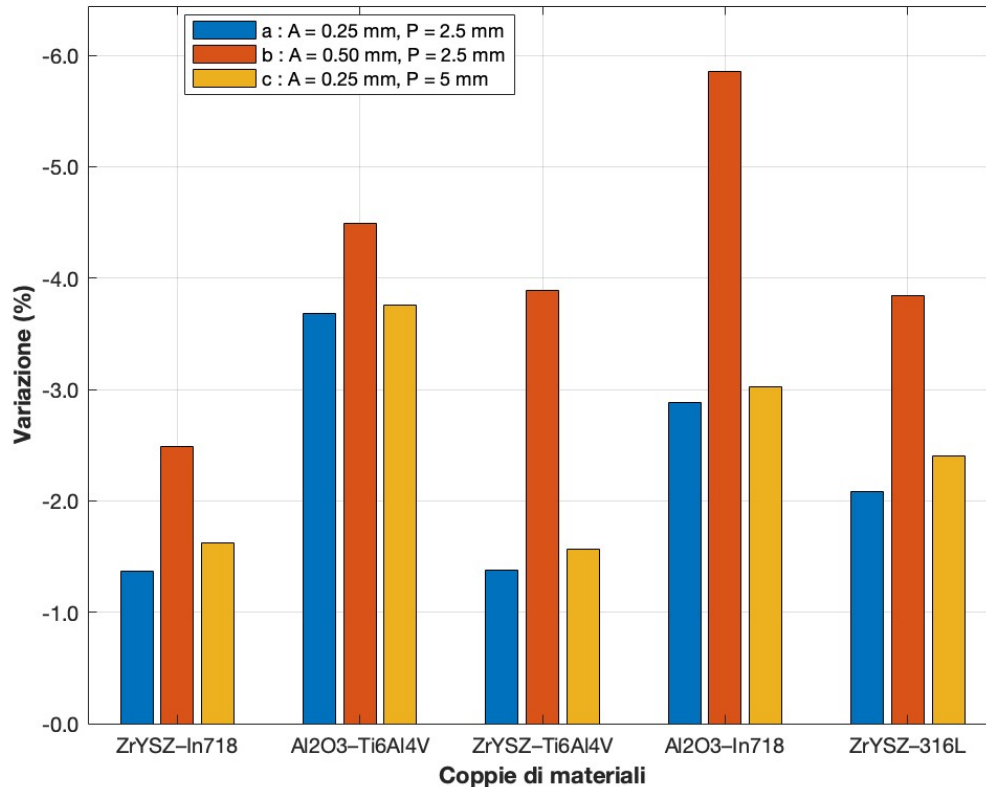


Figura 23: confronto percentuale geometria 3°casistica-1°casistica

Il grafico a barre conferma, in modo netto, la superiorità della variante b ($A = 0,50$ mm – $P = 2,5$ mm). Per tutte le cinque coppie analizzate il guadagno percentuale sulla traslazione, rispetto al bimorfo piano, raggiunge un miglioramento

L'aumento di ampiezza resta quindi il parametro-leva principale, ma è l'orientazione dell'onda lungo $y-z$ a moltiplicarne l'efficacia: la curvatura viene "spezzata" in senso trasversale alla direzione di carico termico, riducendo la componente flessionale globale più di quanto avvenga con l'ondulazione nel piano xz .

Le heat-map di Figura 24 mostrano le sei componenti tensionali lungo z per i quindici casi (5 coppie $\times 3$ varianti di ondulazione). Mettendo a confronto con la Figura 4 emergono alcuni aspetti:

- σ_x e σ_y , scendono da $\pm 120-150$ MPa a $\pm 60-50$ MPa, con profili bilobati anziché triangolari; l'inversione di segno avviene in modo graduale, segnale di ridotta flessione superficiale.
- σ_z , il suo è confinato alle creste e alle gole dell'onda; tali micro-zone possono essere facilmente rinforzate con micro-ribs o gradienti di composizione, mantenendo intatta la geometria globale.
- τ_{xy} e τ_{zx} , determinano una shear interfaccia più uniforme: τ_{xy} rimane moderata su tutto lo spessore, in più la componente "fuori piano" τ_{zx} è caratterizzata da picchi minori rispetto alla seconda casistica.

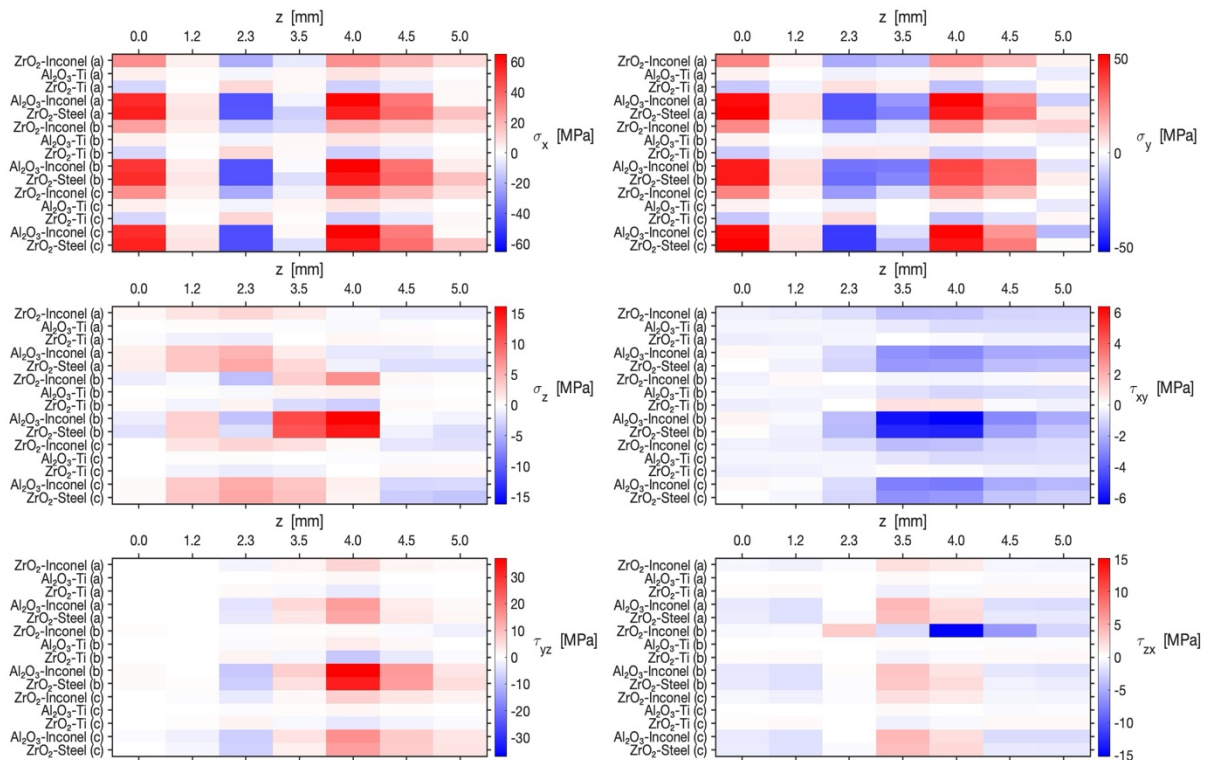


Figura 24: confronto andamento tensioni della 3°casistica

Il quadro complessivo suggerisce che la curvatura indotta della superficie ceramica (lato caldo) viene compensata dall'effetto "molla" generato dalla sinusoidale verticale: la struttura assorbe la dilatazione differenziale distribuendo gli sforzi in volumi più ampi, anziché concentrarli all'interfaccia adesiva.

Per componenti TPS di taglia centimetri il profilo ondulato nel piano yz con $A = 0,50$ mm – $P = 2,5$ mm risulta, la soluzione più promettente: riduce i picchi tensionali e migliora fino al 6 % la deflessione, senza incremento di massa. Di seguito i riscontri essenziali, ricavati dai profili tensionali delle cinque accoppiate privilegiate:

- ZrO₂–Inconel 718: σ_x e σ_y mostrano un gradiente quasi lineare fra +35 e -55 MPa circa; passaggio trazione-compressione addolcito grazie all'onda. Mentre τ_{xy} è caratterizzata da un minimo di -3,7 MPa.

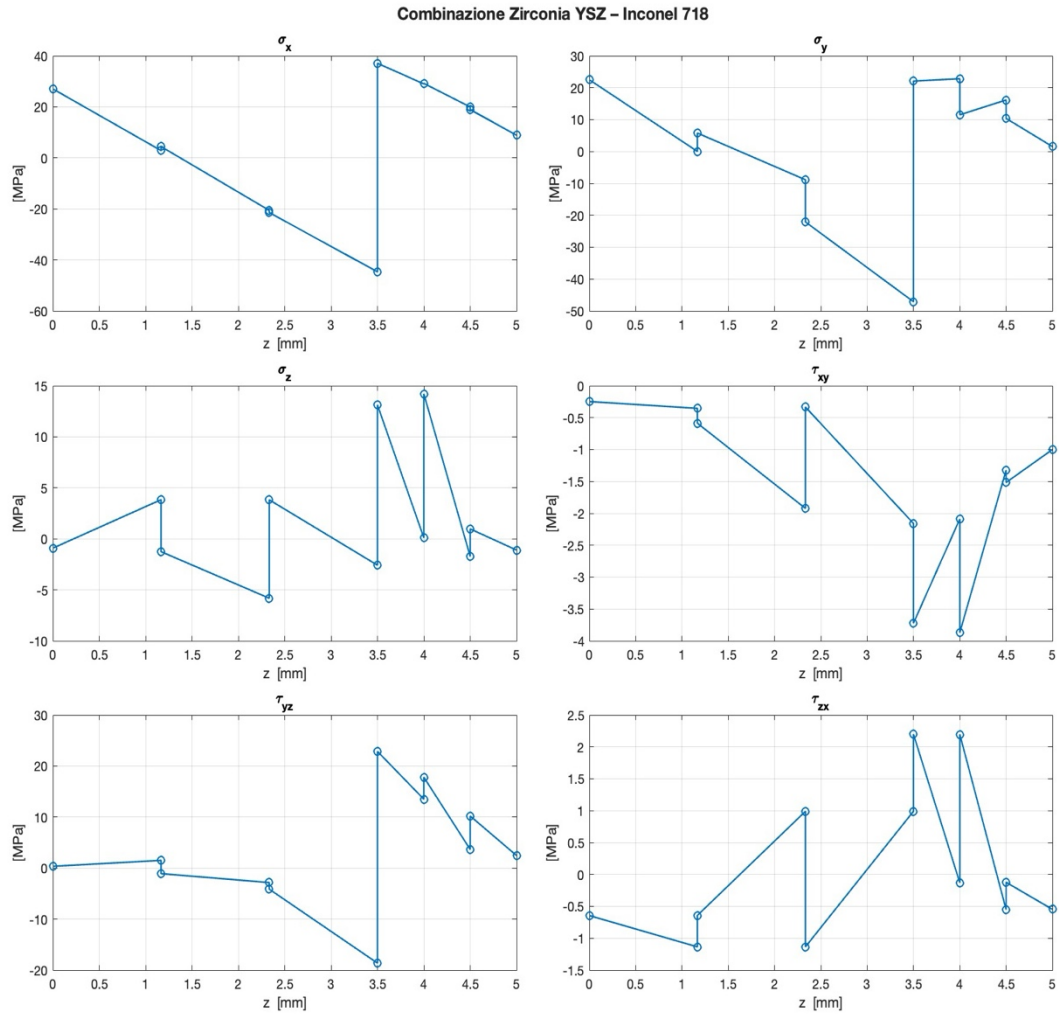


Figura 25: andamento tensioni combinazione Zirconia YSZ – Inconel 718 (3°casistica)

- $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-Ti-6Al-4V}$: Le tensioni normali si attestano in un range compreso fra 9 MPa e -6 MPa, per quasi tutto lo spessore, mentre τ_{xy} non supera -1,2 MPa. La combinazione evidenzia il miglior bilanciamento tra bassa deflessione e livelli tensionali contenuti, grazie al buon accoppiamento di α fra allumina e titanio.

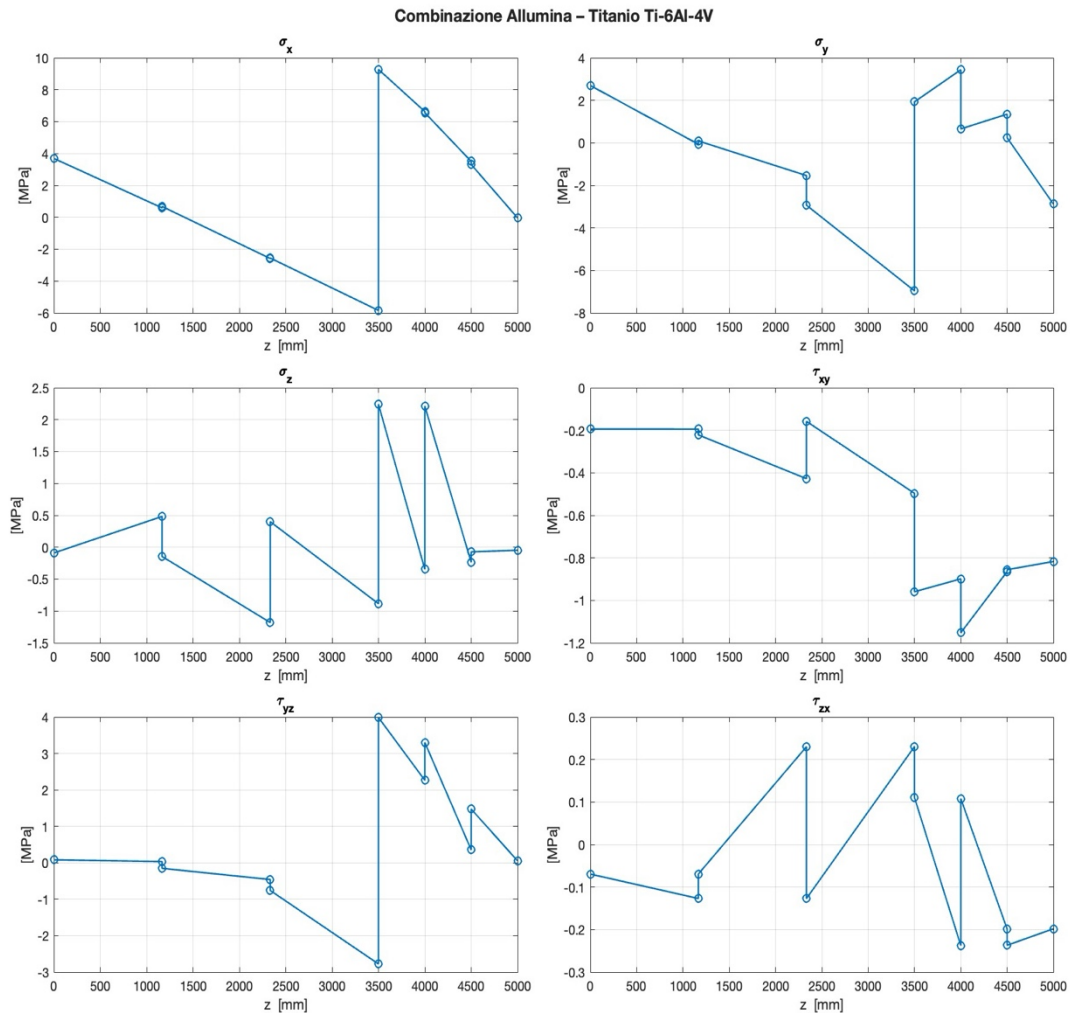


Figura 26: andamento tensioni combinazione Allumina – Titanio Ti-6Al-4V (3°casistica)

- $\text{ZrO}_2\text{-Ti-6Al-4V}$: σ_x e σ_y caratterizzati da una leggera salita fino a +20 MPa per poi scendere all'interfaccia a valori tra i -10 MPa e i -18 MPa; τ_{xy} compreso in un range abbastanza piccolo fra -0,5 MPa e 1,5 MPa. La risposta anche in questo caso resta ampiamente sotto le soglie di rischio per delaminazione.

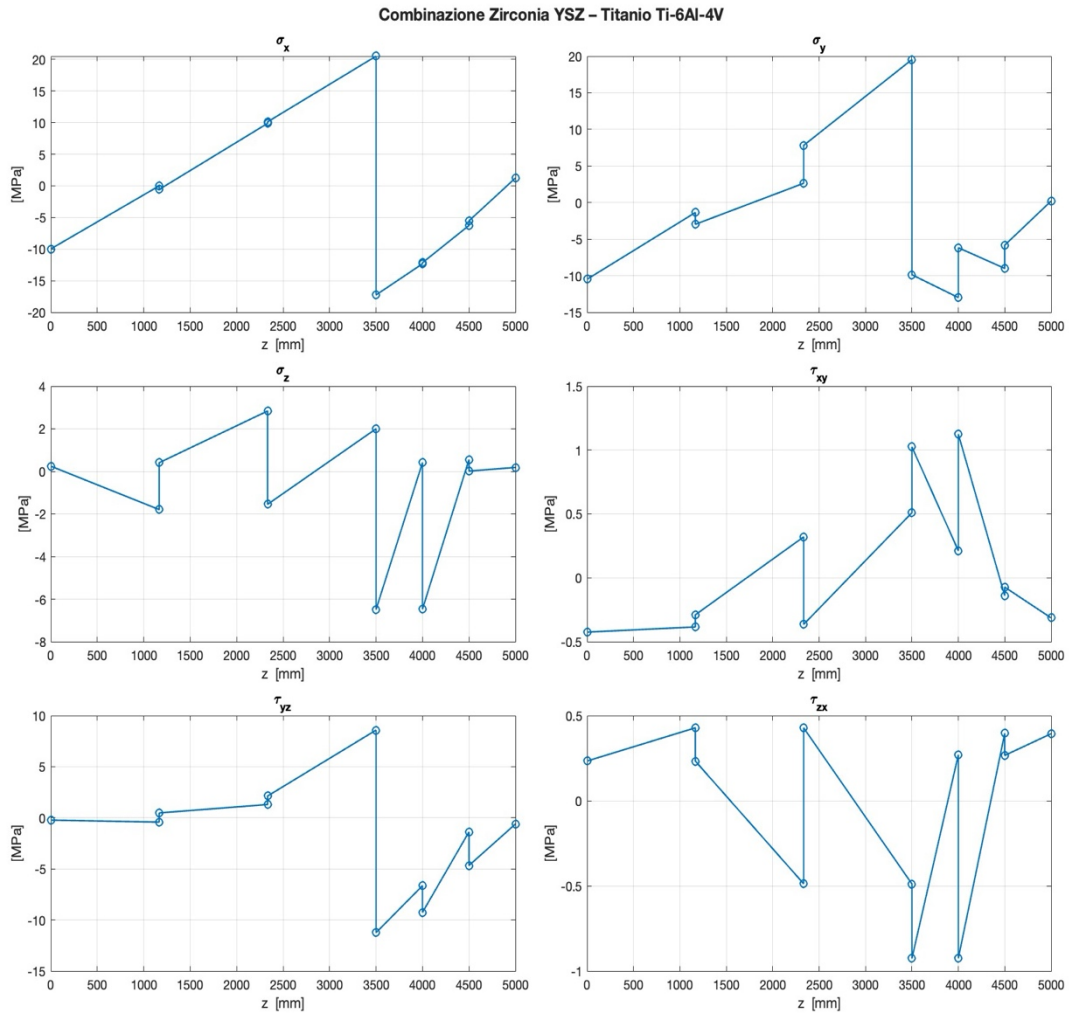


Figura 27: andamento tensioni combinazione Zirconia YSZ – Titanio Ti-6Al-4V (3°casistica)

- Al_2O_3 –Inconel 718: Valori di σ_x e σ_y caratterizzati da maggiori escursioni e tagli τ_{xy} modesti (0 MPa e -8 MPa).

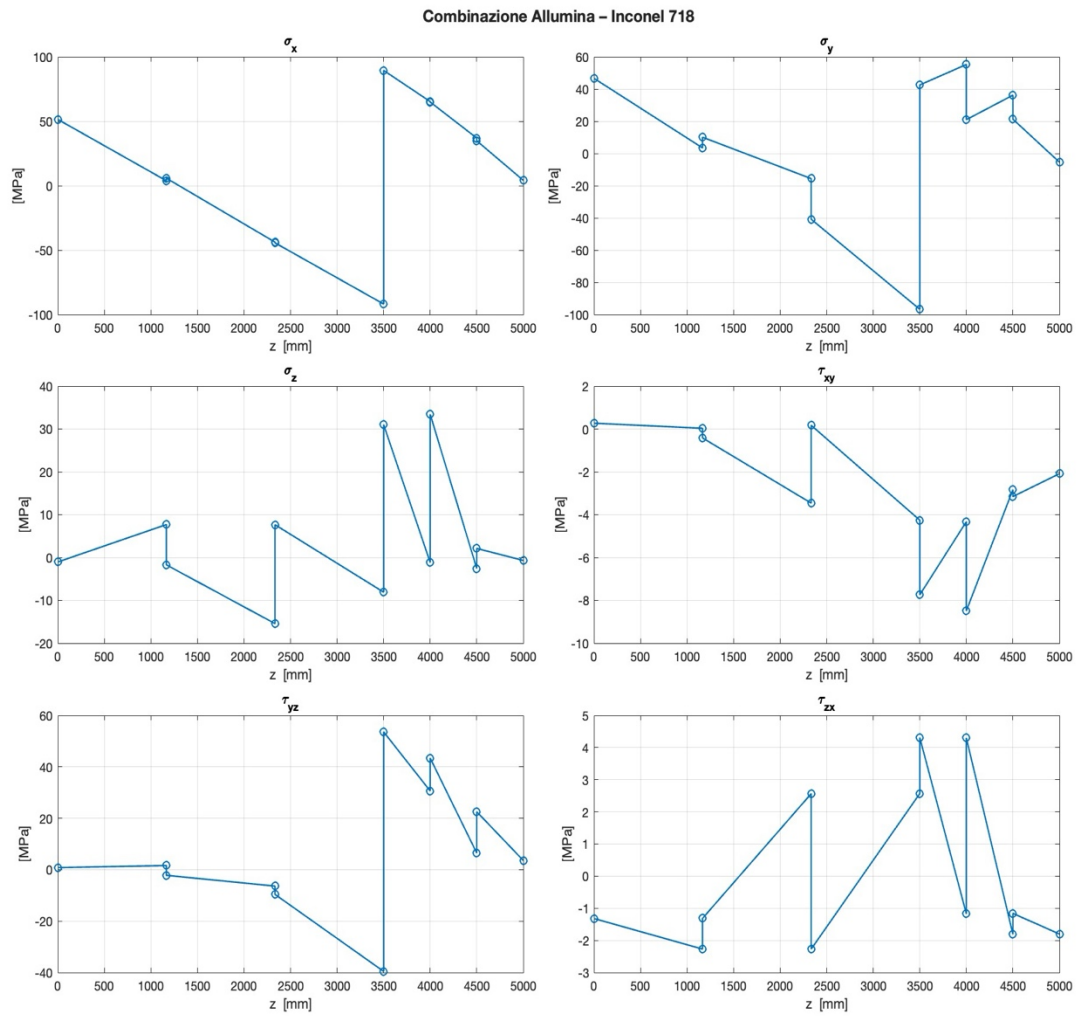


Figura 28: andamento tensioni combinazione Allumina – Inconel 718 (3°casistica)

- ZrO_2 –Acciaio 316L: Valori di σ_x e σ_y caratterizzati da minori escursioni rispetto al caso precedente e tagli τ_{xy} che rimangono modesti (0 MPa e -7 MPa).

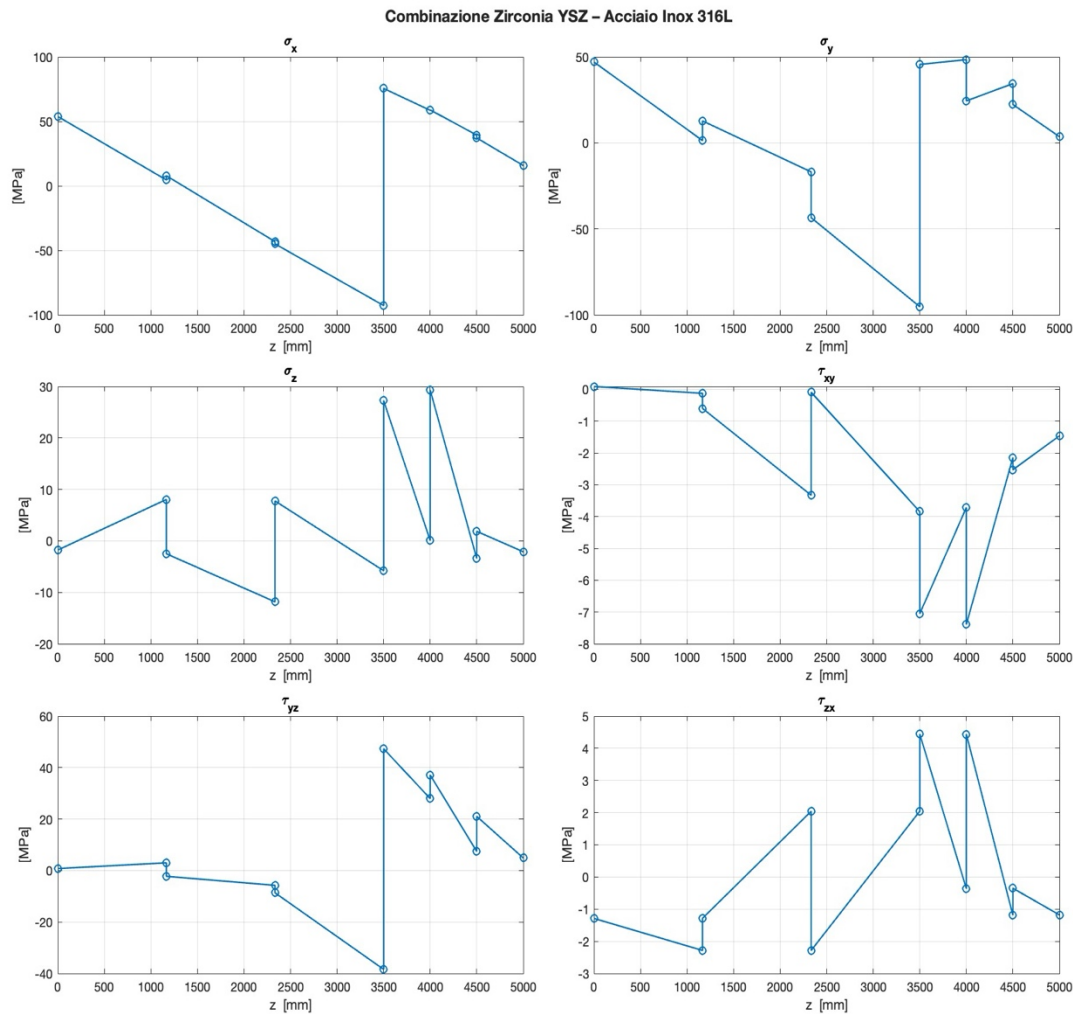


Figura 29: andamento tensioni combinazione Zirconia YSZ – Acciaio Inox 316L (3° casistica)

Conclusioni preliminari e implicazioni progettuali

L'ondulazione sinusoidale traslata nel piano y - z conferma – e in parte amplifica – l'effetto di “rilassamento geometrico” osservato nella casistica precedente: i gradienti di trazione/compressione (σ_x, σ_y) si contraggono di un ulteriore rispetto al bimorfo piano, mentre la componente di taglio dominante si sposta da τ_{zx} a τ_{yz} , rimanendo comunque entro livelli progettualmente accettabili. Il guadagno in termini di deflessione resta contenuto ($< 6\%$), ma la distribuzione degli sforzi diventa più uniforme lungo lo spessore e lungo l'altezza, concentrandosi in micro-zone periodiche facilmente presidabili con controlli non-distruttivi o con micro-rinforzi locali.

Sul piano progettuale emergono tre indicazioni operative:

- Selezione delle coppie ceramico-metalliche – Le accoppiate termicamente compatibili (Al_2O_3 –Ti-6Al-4V, ZrO_2 –Ti-6Al-4V) traggono il massimo beneficio: tutti gli invarianti tensionali restano sotto le soglie di progetto senza richiedere ulteriori layer di transizione.
- Scalabilità e fabbricazione – L'onda yz non altera la massa complessiva né penalizza il budget di peso del TPS; tuttavia richiede un controllo fine della risoluzione lungo

l'asse y in stampa FDM (altezza layer e path planning) per evitare difetti geometrici che annullerebbero il vantaggio tensionale.

Per concludere, il profilo sinusoidale nel piano $y-z$ si propone come soluzione robusta per abbattere i picchi di stress e redistribuire i carichi nei pannelli TPS ibridi, con margini di miglioramento ulteriori tramite modulazione dell'ampiezza/periodo.

3.4.4 Caso studio: Struttura Bimorfa con Inclusioni Discrete

Un'ulteriore soluzione progettuale presa in esame nella fase preliminare consiste nell'introdurre, in corrispondenza dell'interfaccia tra strato ceramico e strato metallico, una discretizzazione sotto forma di inclusioni parallelepipede. A differenza del classico accoppiamento piano, in cui i due materiali risultano perfettamente confinati ai rispettivi strati, questa configurazione integra porzioni alternate di ceramico e metallo che si "incuneano" l'una nell'altra, mantenendo comunque lo spessore medio totale di 5 mm (con 1,5 mm riservati, in media, al ceramico e 3,5 mm al metallo). Lo sviluppo delle inclusioni è orientato lungo la direzione x (pari a 20 mm nella geometria di riferimento), con l'obiettivo di:

- Ridurre il salto brusco di proprietà termomeccaniche all'interfaccia;
- Distribuire meglio gli stress termici dovuti alla differenza tra i coefficienti di espansione (α) dei materiali (Suresh, 2013) (Callister, W.D., & Rethwisch, D.G., 2018);
- Favorire l'adesione tra le regioni ceramiche e metalliche, grazie a un maggior contatto superficiale.

Dal punto di vista costruttivo, questa soluzione può essere considerata un'evoluzione della configurazione bimorfa semplice, nella quale la linea di separazione tra i due materiali viene "spezzata" e sostituita da un reticolo di inclusioni alternate.

Definizione delle 5 configurazioni analizzate

Analogamente alle due casistiche precedenti, si riprendono le cinque combinazioni ceramico-metalliche più promettenti emerse nel paragrafo 3.4.1:

1. Zirconia YSZ – Inconel 718
2. Allumina – Titanio Ti-6Al-4V
3. Zirconia YSZ – Titanio Ti-6Al-4V
4. Allumina – Inconel 718
5. Zirconia YSZ – Acciaio Inox 316L

Su ciascuna di queste accoppiate è stata la stessa percentuale di discretizzazione al 40 %. Significa che, all'interfaccia, il 40% dell'area di separazione (se vista in proiezione) è occupato da inclusioni di uno dei due materiali; il restante 60% rimane "normale" (ovvero come nello strato principale).

In tutti i e cinque i casi risultanti, la lunghezza (50 mm) e la larghezza (20 mm) complessive del provino restano invariate, mentre lo spessore totale è sempre 5 mm (ripartito mediamente in 1,5 mm di ceramico e 3,5 mm di metallo). Inoltre la distribuzione randomica delle inclusioni (ceramico-metalliche) che si estendono in direzione x nello strato di transizione sarà sempre la medesima.

Considerazioni e prospettive di analisi

Nella presente configurazione, l'unica sostanziale variazione rispetto al caso bimorfo semplice consiste nell'introdurre uno strato intermedio discretizzato, in cui blocchi parallelepipedi di materiale ceramico e metallico si alternano. È importante sottolineare che, come già avvenuto nelle precedenti analisi, la quantità totale di materiale ceramico e metallico non viene modificata. Ciò assicura che i rapporti globali fra i moduli elastici (E) e fra i coefficienti di espansione termica (α) restino coerenti con quanto già riportato nelle Tabelle 2 e 3.

Anche in questa soluzione, dunque, si adottano i rapporti E e α precedentemente calcolati per le combinazioni di materiali selezionate (Zirconia YSZ – Inconel 718, Allumina – Titanio Ti-6Al-4V, Zirconia YSZ – Titanio Ti-6Al-4V, Allumina – Inconel 718, Zirconia YSZ – Acciaio Inox 316L). L'obiettivo sarà mettere in risalto l'impatto specifico della suddivisione in inclusioni discrete sul comportamento termo-meccanico, escludendo l'eventuale influenza di ulteriori variabili di processo.

In tal modo, risulta possibile concentrare l'attenzione sulla verifica dell'efficacia di questa geometria “incastrata” nel ridurre il brusco salto di proprietà tra ceramica e metallo, migliorando la distribuzione degli stress indotti dalle differenze nei coefficienti di espansione termica.

Impostazione del modello numerico

Le analisi numeriche preliminari sono state condotte mediante il software FEMAP, implementando modelli tridimensionali, costruiti tramite il software SolidWork. Sono state utilizzate le proprietà termiche e meccaniche dei materiali specificati in Tabella 1. È stato applicato un vincolo fisso lungo un'estremità corta della trave bimorfa, lasciando libera la deflessione all'estremità opposta. La variazione termica uniforme applicata è stata pari a $\Delta T = +100\text{ }^{\circ}\text{C}$.

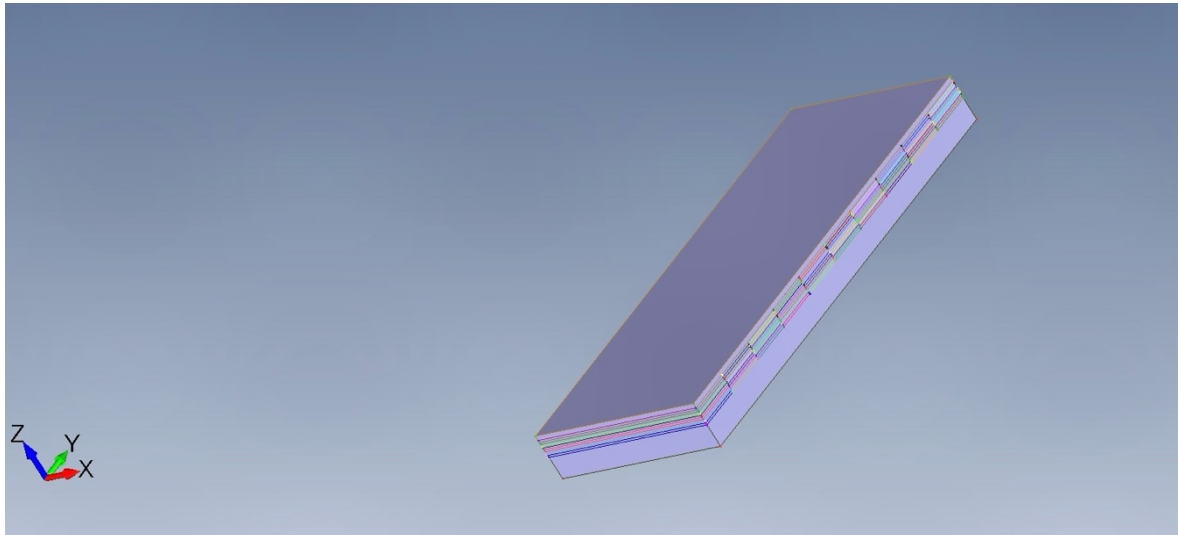


Figura 30: Bimorfo con interfaccia ad inclusioni discrete

Risultati della simulazione preliminare

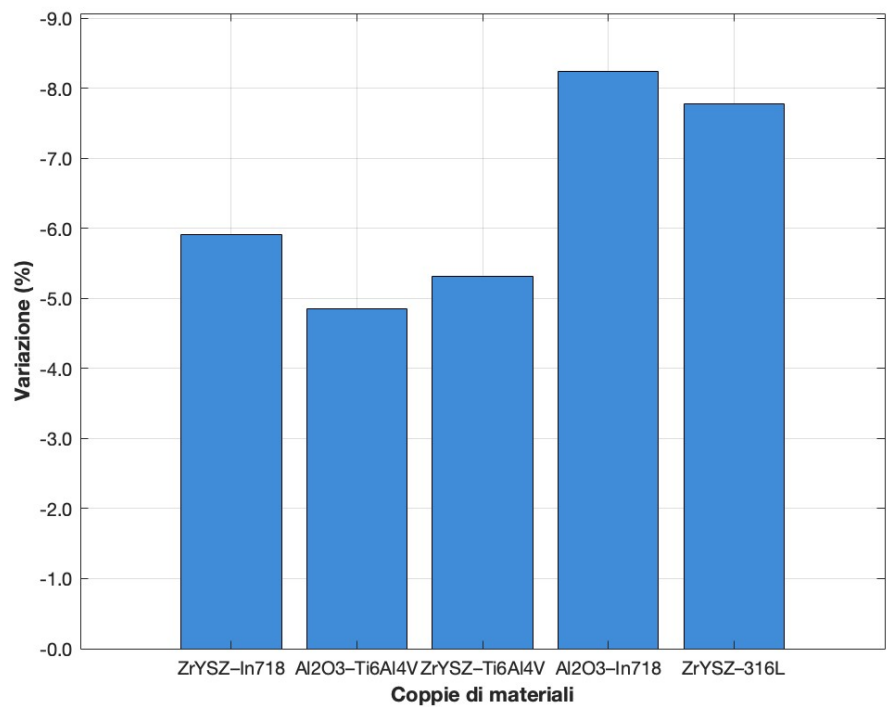


Figura 31: confronto percentuale geometria 4°casistica-1°casistica

Il grafico a barre di figura 31 mostra che la discretizzazione al 40 % dell’interfaccia genera un beneficio ben più marcato rispetto alle due precedenti strategie geometriche. Tutte le coppie registrano un calo della deflessione compreso tra ~ 5 % e ~ 8 % rispetto al bimorfo piano, con un ordine di efficacia che ricalca la compatibilità termica dei materiali:

Coppia	Δ traslazione (%)	Nota distintiva
Al ₂ O ₃ – In718	8,2	massimo abbattimento della curvatura globale
ZrO ₂ –316L	7,8	vantaggio spinto dall’alto $\Delta\alpha$ a cui la discretizzazione reagisce bene
ZrO ₂ –In718	5,9	compromesso fra basso $\Delta\alpha$ e buona rigidezza
ZrO ₂ –Ti6Al4V	5,3	miglioramento più contenuto
Al ₂ O ₃ –Ti6Al4V	4,9	il $\Delta\alpha$ ridotto limita il guadagno ulteriore

Tabella 4: riduzione della deflessione percentuale della 4°casistica rispetto alla 1°casistica

Il risultato conferma che “spezzare” l’interfaccia in tasselli alternati riduce l’effetto trave bimetallica, convertendo parte della flessione in micro-deformazioni locali compatibili con la resistenza dei materiali.

Le heat-map di Figura 32 mostrano le sei componenti tensionali lungo z per i cinque casi. Mettendo a confronto con la Figura 4 emergono alcuni aspetti:

- σ_x e σ_y , i picchi si abbassano leggermente rispetto al caso piano, ma si distribuiscono in bande alternate che seguono la sequenza metallo/ceramico. L’inversione trazione/compressione non è più “netta” all’interfaccia, bensì diluita su 2-3 mm di spessore.
- σ_z , cresce localmente in corrispondenza delle inclusioni, segno che parte della dilatazione viene assorbita in sbilanci compressivi verticali anziché in flessione globale.
- τ_{xy} e τ_{yz} , il primo crolla quasi ovunque stando in un range compreso fra 0 MPa 1 MPa (contro i 3-4 MPa del bimorfo semplice, Figura 3), mentre compare una componente τ_{yz} più accentuata (fino a 15-20 MPa) dovuta allo scorrimento tra tasselli. L’entità resta però confinata alle zone di transizione e diminuisce rapidamente verso la superficie calda.

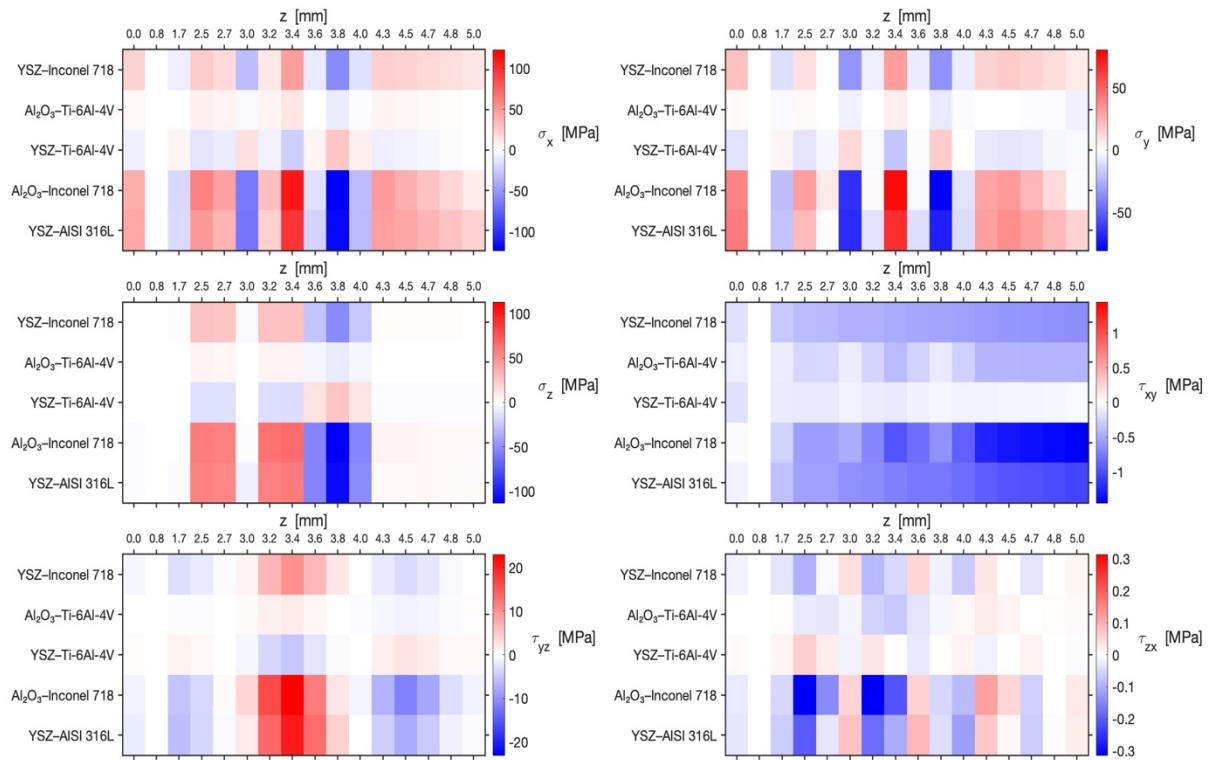


Figura 32: confronto andamento tensioni della 3°casistica

La strategia a inclusioni, quindi, trasforma la criticità da un taglio interfaccia-dominante (τ_{xy}) a un taglio volumetrico distribuito (τ_{yz}), riducendo il rischio di delaminazione ma imponendo un check di resistenza a taglio nei micro-volumi metallici/ceramici.

Di seguito si possono apprezzare i profili tensionali delle cinque accoppiate nella quarta casistica:

- ZrO₂–Inconel 718: La griglia di tasselli genera “denti” alternati di σ_x e σ_y fino a ± 80 MPa concentrati fra 2,5 e 4,2 mm, mentre la parte ceramica superficiale rimane sotto i 25 MPa: l’energia di flessione è quindi assorbita quasi interamente nello strato di transizione. La τ_{xy} conserva l’andamento lineare già visto nella heat-map ($-0,2 \rightarrow -0,7$ MPa) e si accoppia a picchi di τ_{yz} brevi ma puntuali (≈ 10 MPa) quando il tassello metallico “spinge” contro la matrice ceramica. Nel complesso il rischio di delaminazione resta basso, ma va valutata la resistenza a fatica locale dell’Inconel.

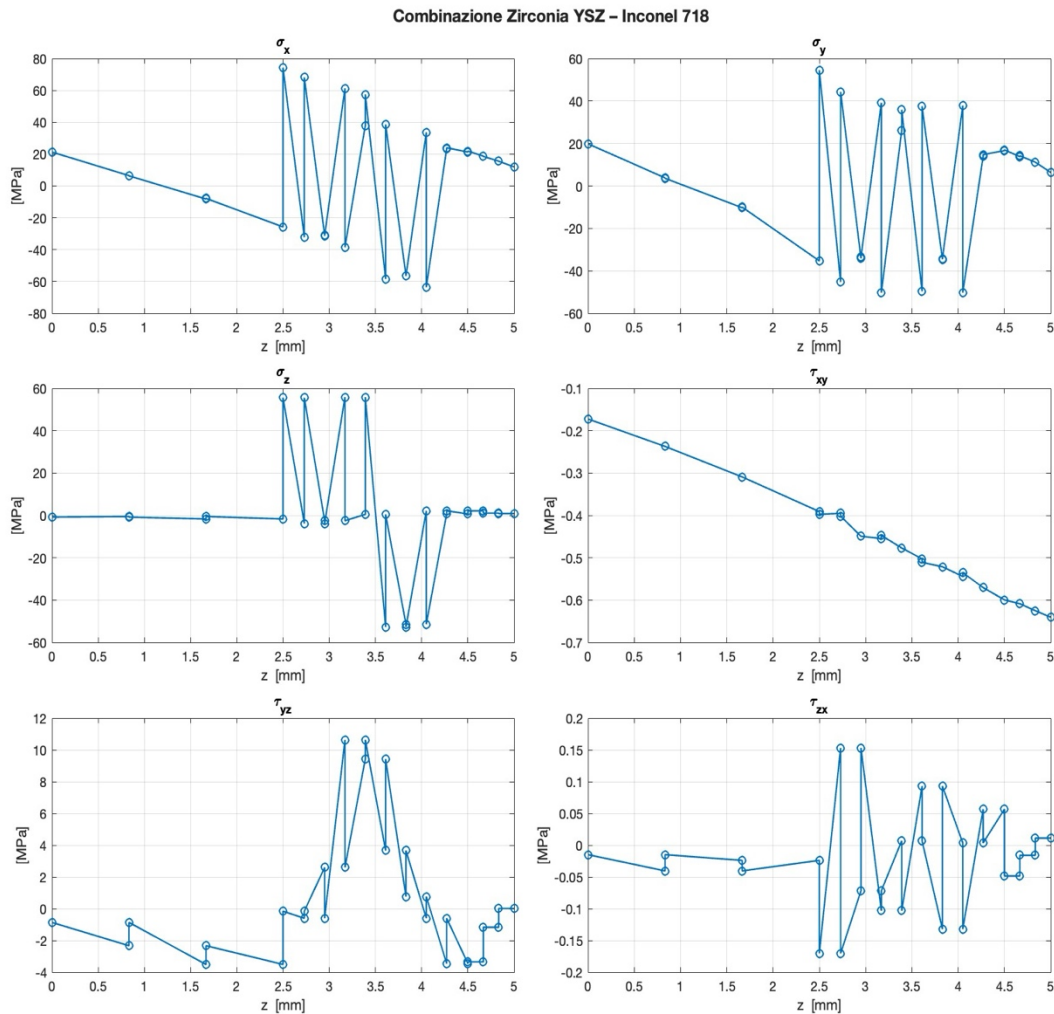


Figura 33: andamento tensioni combinazione Zirconia YSZ – Inconel 718 (4°casistica)

- Al_2O_3 –Ti-6Al-4V: Grazie al modesto $\Delta\alpha$, i picchi di σ_x e σ_y oscillano solo fra un massimo di +18 e –8 MPa; la “sega” di oscillazioni rimane visibile ma con ampiezza ridotta, segno che l’allumina e il titanio si compensano bene. τ_{xy} resta sempre entro –0,4 MPa, e τ_{yz} non supera 2,3 MPa: la coppia conferma di essere la più “morbida” e dunque la meno critica in ottica TPS.

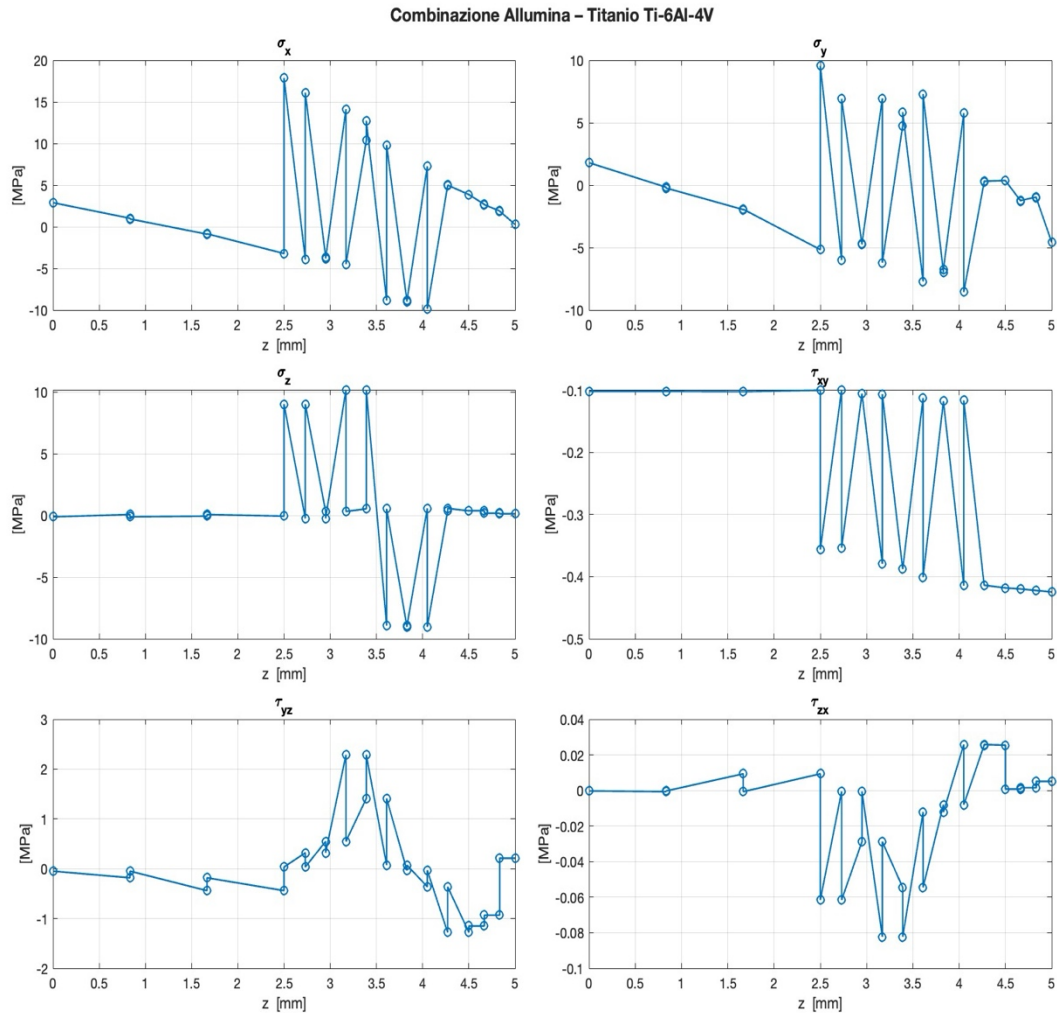


Figura 34: andamento tensioni combinazione Allumina – Titanio Ti-6Al-4V (4°casistica)

- $\text{ZrO}_2\text{-Ti-6Al-4V}$: Le tensioni normali si sviluppano in maniera speculare rispetto al caso precedente, ma con valori leggermente superiori (± 30 MPa circa). La τ_{xy} caratterizzata da valori che segnalano un lieve scorrimento reciproco dei tasselli. I picchi di τ_{yz} si mantengono tra 3 e -6 MPa.

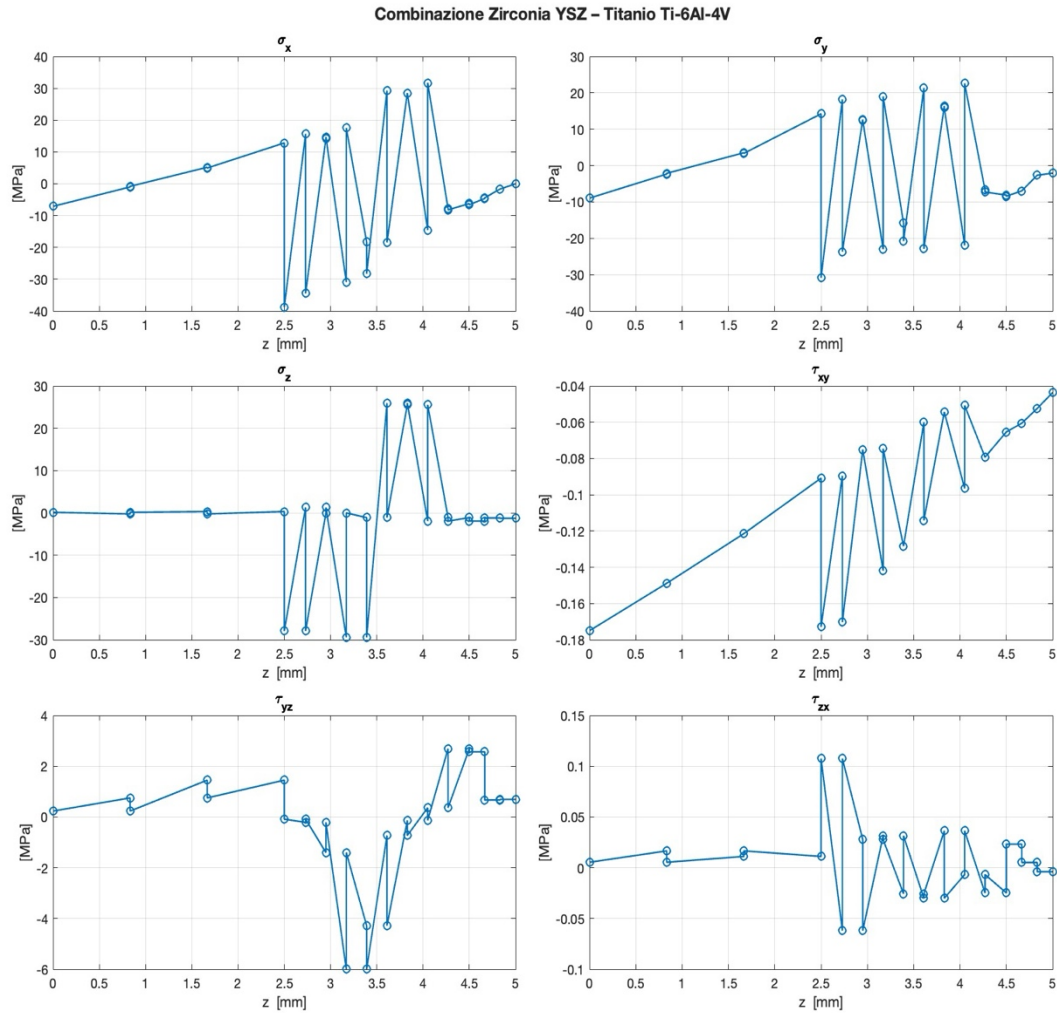


Figura 35: andamento tensioni combinazione Zirconia YSZ – Titanio Ti-6Al-4V (4° casistica)

- Al_2O_3 –Inconel 718: È la configurazione più “sollecitata”, poiché vi sono oscillazioni di σ_x e σ_y fino a ± 160 MPa e σ_z che tocca 140 MPa nel reticolo centrale. La τ_{xy} arriva fino a $-1,4$ MPa ed è controbilanciata da una cresta di τ_{yz} che supera 25 MPa.

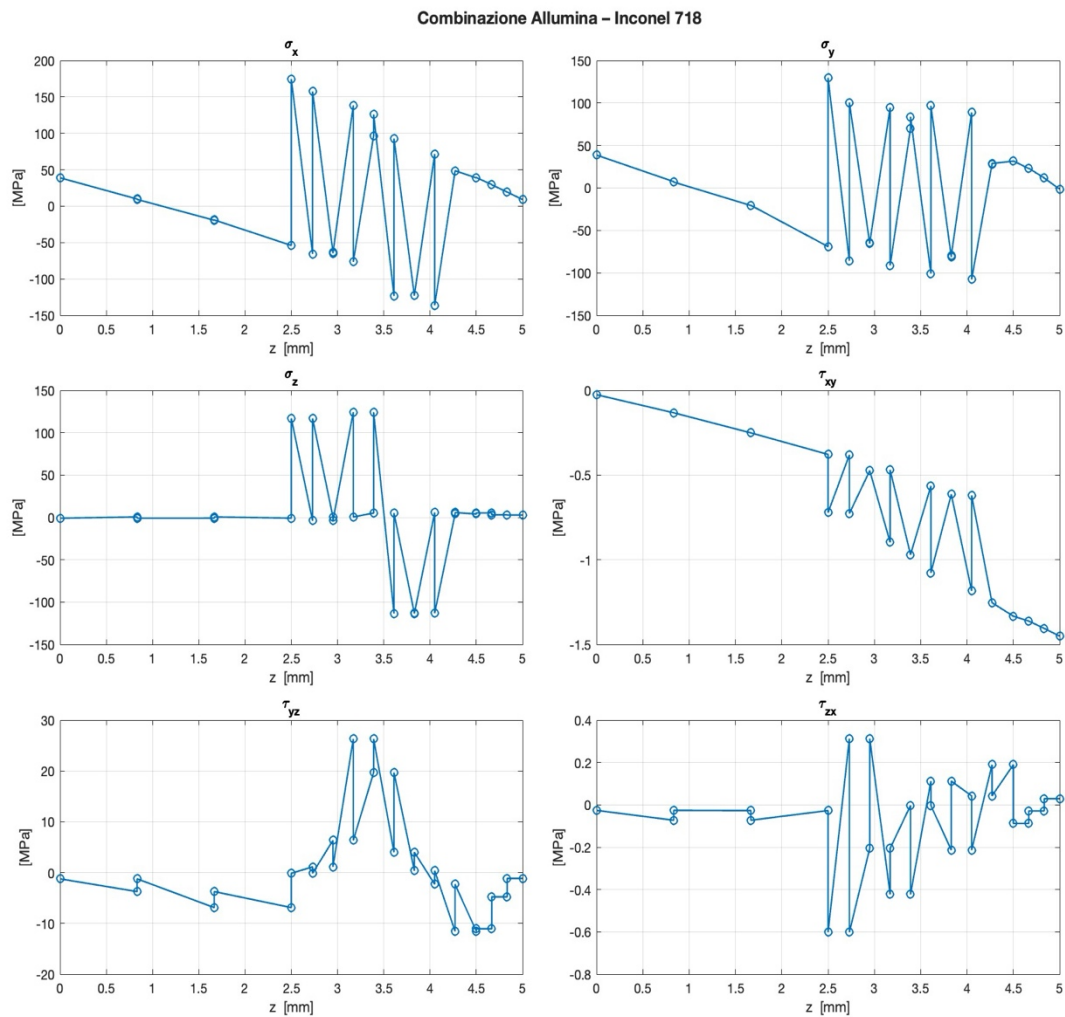


Figura 36: andamento tensioni combinazione Allumina – Inconel 718 (4°casistica)

- ZrO_2 –Acciaio 316L: Il diagramma replica l'andamento di Al_2O_3 –In718 ma con valori circa -6% : σ_x e σ_y salgono a ± 150 MPa, σ_z a 135 MPa. La τ_{xy} degrada gradualmente ($-0,2 \rightarrow -1,1$ MPa) e τ_{yz} raggiunge 22 MPa; la maglia di inclusioni riesce comunque a distribuire lo stress senza punti di concentrazione anomali nella zona ceramica.

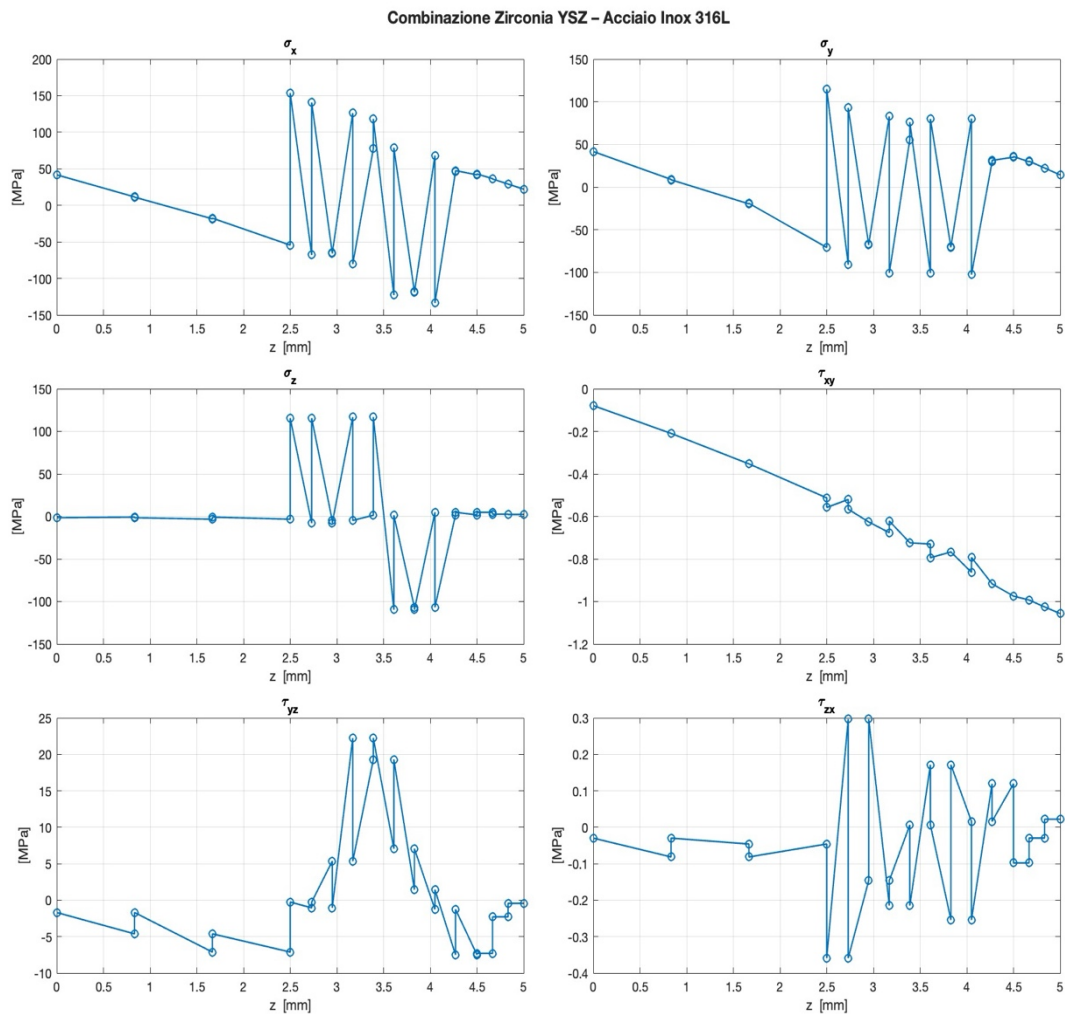


Figura 37: andamento tensioni combinazione Zirconia YSZ – Acciaio Inox 316L (4°casistica)

Conclusioni preliminari e implicazioni progettuali

La discretizzazione a tasselli alternati dell'interfaccia ceramico-metallica rafforza il principio di *rilassamento volumetrico* degli stress: spezzando la superficie di contatto in piccole celle (40 % dell'area totale) la curvatura globale si riduce in modo decisamente più marcato che nelle precedenti strategie geometriche. Il calo di deflessione – compreso fra 5% e 8% – è accompagnato da:

- Distribuzione dei picchi di σ_x e σ_y all'interfaccia in bande alternate che si estendono per 2-3 mm di spessore;
- Drastico contenimento della τ_{xy} ($\approx 0 \div 1$ MPa) e contestuale “traslazione” dello sforzo di taglio verso τ_{yz} , confinato però ai volumi metallici/ceramici dei tasselli;
- Comparsa di compressioni/trazioni locali σ_z che assorbono parte della dilatazione differenziale senza innescare delaminazione.

Il vantaggio principale non è tanto la soppressione completa dei gradienti, quanto la loro trasformazione in micro-deformazioni interne compatibili con la resistenza dei materiali e facilmente monitorabili con controlli non distruttivi.

In termini di progettazione dei TPS emergono tre indicazioni operative:

1. Gerarchia delle accoppiate – Le coppie con *mismatch* termico maggiore (Al_2O_3 –In718, ZrO_2 –316L) traggono il massimo beneficio, poiché la tassellatura spezza i grandi gradienti in sotto-volumi gestibili. Le coppie termicamente più compatibili (Al_2O_3 –Ti-6Al-4V, ZrO_2 –Ti-6Al-4V) raggiungono comunque la soglia di deflessione minima.
2. Ottimizzazione della percentuale di inclusione – Il 40 % adottato si conferma un buon compromesso tra rigidità globale e capacità di dissipare gli stress. Valori superiori migliorerebbero ulteriormente la deflessione ma farebbero crescere σ_z e τ_{yz} oltre i limiti di progetto; valori inferiori ridurrebbero l'effetto rilassante. Si suggerisce quindi un *range* operativo 30 ÷ 45 %, modulabile in funzione del $\Delta\alpha$ della coppia scelta.
3. Implementabilità nella stampa FDM – La discretizzazione non altera massa né spessore medio del pannello, ma richiede un'eccellente risoluzione di slicing lungo l'asse x per replicare fedelmente i tasselli e garantire un'adesione netta tra le celle. Eventuali cavità dovute a scarsa compattazione annullerebbero il guadagno tensionale.

In sintesi, l'interfaccia discretizzata si propone come la soluzione attualmente più efficace per abbattere la curvatura indotta e mitigare i rischi di delaminazione nei pannelli TPS ibridi, mantenendo margini di ottimizzazione tramite fine-tuning della frazione di inclusione e dell'architettura di stampa.

3.4.5 Conclusioni della fase di analisi preliminare

L'obiettivo di questa prima campagna numerica era individuare, a parità di $\Delta T = +100$ °C, le configurazioni ceramico-metalliche e le geometrie d'interfaccia capaci di minimizzare simultaneamente deflessioni globali e picchi tensionali in un pannello TPS-ibrido di riferimento ($50 \times 20 \times 5$ mm).

Geometria	Trend osservato su σ, τ	Variazione deflessione rispetto al bimorfo piano
Bimorfo piano	Gradienti σ_x e $\sigma_y \pm 100$ -150 MPa; τ_{xy} fino a – 4 MPa	(baseline)
Interfaccia sinusoidale x-z	σ_x e σ_y –30 ÷ 50 %; $\tau_{xy} \leq -1$ MPa	0,2 ÷ 1,6 %
Interfaccia sinusoidale y-z	σ_x e σ_y dimezzati; shear redistribuito su τ_{zx}	3 ÷ 6 %
Inclusioni discrete (40 %)	σ_x e σ_y distribuiti a bande; $\tau_{xy} \approx 0$ -1 MPa, τ_{yz} localizzati	5 ÷ 8 %

Tabella 5: sintesi dei risultati

Il quadro conferma che le modifiche geometriche funzionano da “ammortizzatore”: riducono la curvatura da effetto bimorfo e trasformano lo shear interfaccia-dominante in micro-deformazioni volumetriche compatibili con la resistenza dei materiali.

Confronto fra combinazioni ceramico-metalliche

- Allumina – Ti-6Al-4V: Tra tutte le prove rimane la più “morbida”: deflessione < 0,25 mm e le tensioni sempre sotto le soglie di progetto grazie al buon allineamento di CTE ($\Delta\alpha$ minimo) e a un modulo elastico intermedio.
- Zirconia YSZ – Acciaio 316L: Parte da valori di stress più elevati per il maggiore mismatch termico, ma beneficia in modo marcato sia dell’ondulazione sia, soprattutto, della tassellatura discreta (riduzione deflessione ~ 7-8 %).
- Inconel-718 o Ti-6Al-4V combinato con YSZ mostrano un comportamento intermedio; tuttavia l’acciaio 316L è disponibile in laboratorio e rende sperimentabile la configurazione ceramica più severa.

Selezione delle configurazioni di riferimento

1. Allumina – Ti-6Al-4V: Offre il miglior compromesso fra rigidezza, bassa deflessione e picchi tensionali contenuti in tutte le geometrie testate.
2. Zirconia YSZ – Acciaio 316L: È la coppia disponibile per validazione fisica; gli esiti numerici indicano che, con opportuni accorgimenti geometrici, le tensioni rientrano in margini gestibili, rendendola ideale per la fase avanzata di simulazione FEM realistica.

Questa scelta copre sia l’opzione “best-performance” ($\text{Al}_2\text{O}_3\text{-Ti}$) sia l’opzione “best-availability” (YSZ-316L), garantendo un confronto bilanciato tra scenario ottimale e scenario producibile.

Descrizione delle figure di sintesi

- *Zirconia YSZ | Acciaio 316L – Max/Min σ & τ* : le sei componenti tensionali ai nodi presenti a $x = 10$ mm, $y = 25$ mm, $z \in 0\text{-}5$ mm. Spicca la drastica discesa dei picchi σ_x e σ_y e di τ_{xy} quando si passa dal bimorfo piano alle inclusioni discrete, confermando l’effetto distensivo della tassellatura.

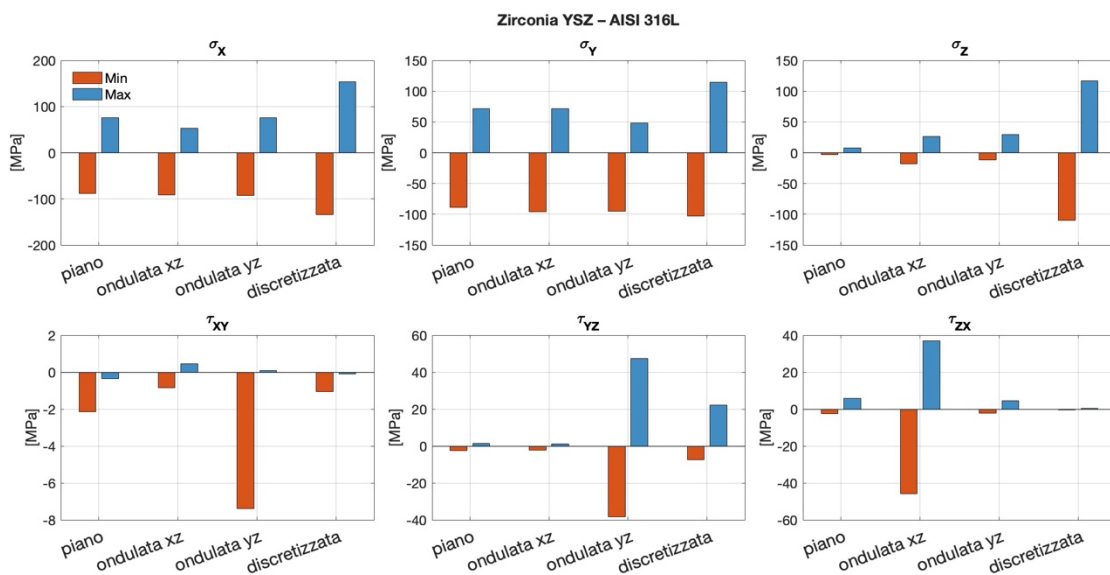


Figura 38: tensioni max e min per coppia Zirconia YSZ | Acciaio 316L al variare della geometria

- *Allumina | Ti-6Al-4V – Max/Min σ & τ* : lo stesso set di dati di figura 39 per la coppia Al_2O_3 -Ti. Le barre risultano globalmente più basse e simmetriche, indice di compatibilità termica intrinseca; le geometrie evolute limano ulteriormente i pochi stress residui.

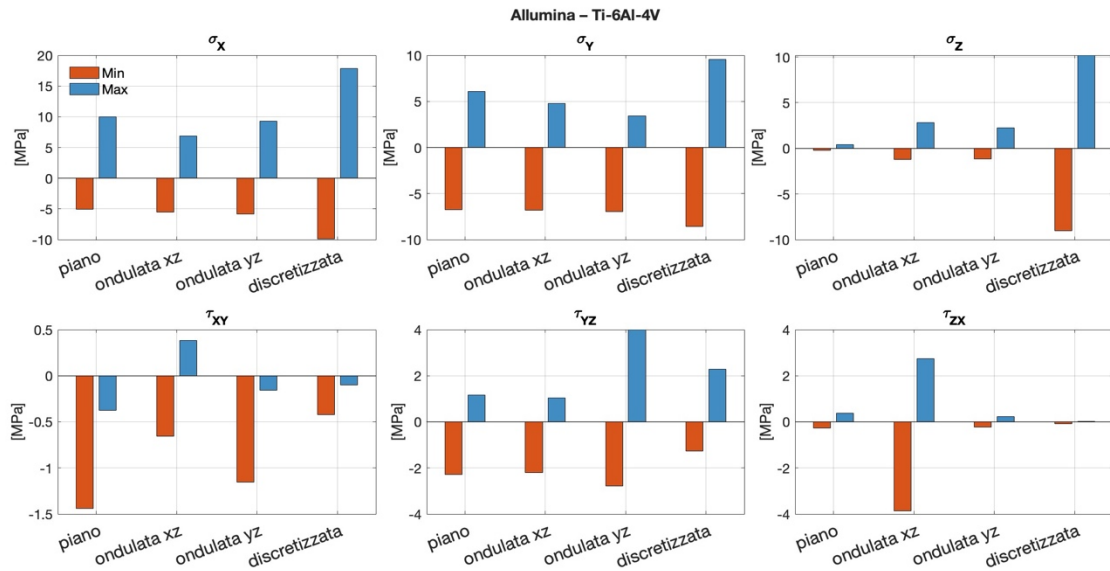


Figura 39: tensioni max e min per coppia Allumina | Ti-6Al-4V al variare della geometria

- *Zirconia YSZ | Acciaio 316L – Total Translation*: si parte dal valore iniziale di $\sim 0,22$ mm del bimorfo piano per poi scendere a $\sim 0,204$ mm con le inclusioni, pari a un guadagno vicino all'8 %.

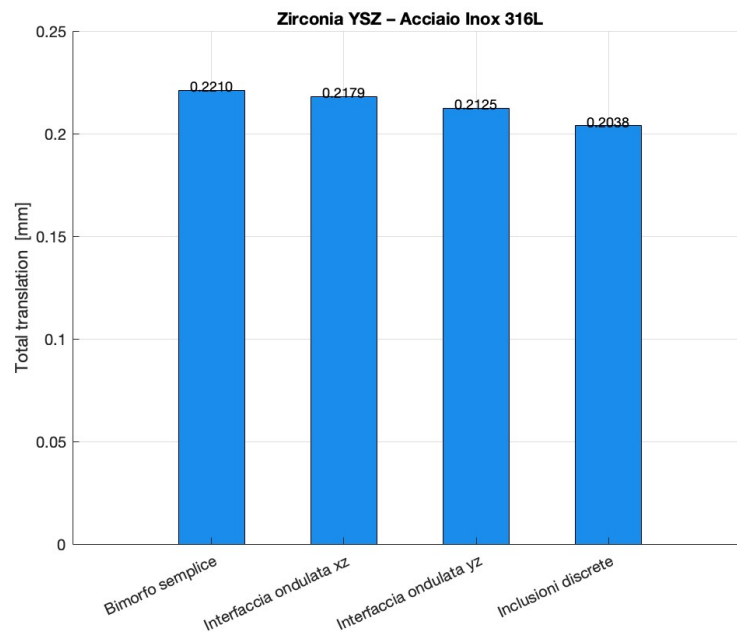


Figura 40: total traslation per coppia Zirconia YSZ | Acciaio 316L al variare della geometria

- *Allumina | Ti-6Al-4V – Total Translation*: si evidenziano deflessioni già modeste ($\approx 0,054$ mm) che calano lievemente con le geometrie ottimizzate, a conferma della robustezza intrinseca della coppia.

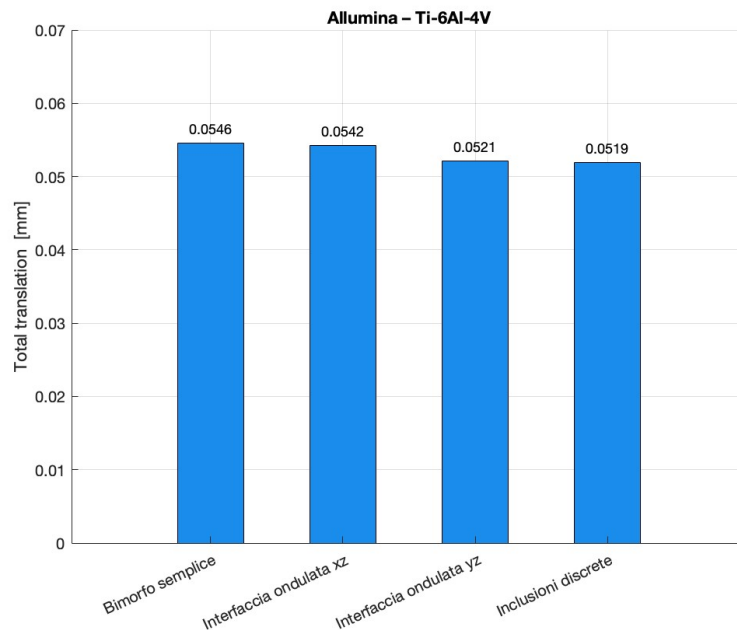


Figura 41: total traslation per coppia Allumina | Ti-6Al-4V al variare della geometria

Implicazioni per la fase avanzata

La modellazione termomeccanica “high-fidelity” sarà interamente focalizzata sull’accoppiata Zirconia YSZ – Acciaio 316L, l’unica per cui disponiamo di materiali qualificati in laboratorio. Concentrarsi su un solo sistema:

- permette di integrare con maggior precisione i dati di processo (leggi di viscosità e di rilassamento durante sinterizzazione);
- lascia aperta la possibilità di una validazione sperimentale, qualora le risorse lo rendessero praticabile.

Tutte le quattro morfologie d’interfaccia investigate nella fase preliminare (bimorfo piano, ondulazione sinusoidale x-z, ondulazione y-z, inclusioni discrete) verranno comunque riesaminate nel nuovo ambiente FEM.

In sintesi, la fase preliminare ha circoscritto il dominio di studio e fornito metriche di prestazione; la fase avanzata capitalizzerà su queste evidenze per elaborare un modello ad alta fedeltà dedicato al solo sistema YSZ–316L, generando linee guida trasferibili anche a materiali ceramico-metallici analoghi.

3.5 Analisi preliminare del processo termico

3.5.1 Fondamenti e validità della sovrapposizione degli effetti

La sovrapposizione degli effetti (o *load superposition*) è la pratica di calcolare separatamente la risposta di un corpo a singoli campi di carico – termici, meccanici o compositi – e sommare in seguito i risultati per ottenere la soluzione globale. Il presupposto è che, per ogni sottocarico:

- il comportamento materiale sia lineare elastico (legame costitutivo di tipo Hooke);
- le condizioni al contorno rimangano invariate fra un sottocarico e l'altro;
- l'ordinamento temporale degli eventi non alteri lo stato tensionale finale (assenza di accoppiamenti viscosi o plastici dipendenti dal percorso).

Nel processo additivo FDM analizzato:

- La variazione di proprietà durante il debinding è lenta e quasi omogenea: Il legante (binder) si volatilizza in ore, modificando E , ν , α ma generando deformazioni molto inferiori a quelle di stampa (raffreddamento) e sinterizzazione; tali variazioni possono quindi essere inglobate, a scopo modellistico, nel carico termico successivo senza introdurre errori d'ordine superiore.
- I carichi termici di interesse sono puramente volumetrici e indipendenti: Raffreddamento (*Cooling*) e ritiri isotropi (*Shrink-316L*, *Shrink-YSZ*) sono applicati come ΔT uniformi: non variano i vincoli (blocchi rigidi sulla faccia 20×5 mm) né compaiono condizioni di contatto evolutive.

Grazie a queste caratteristiche, l'approccio per sovrapposizione restituisce un'ottima approssimazione del percorso reale di processo, riducendo drasticamente il costo computazionale rispetto a un'analisi transitorio-viscoplastica completa.

Applicazione pratica al nostro studio

- Il ciclo FDM è idealmente suddiviso in tre fasi – stampa (*Cooling*), debinding e sinterizzazione (*Shrinkage*).
- Nei modelli FEMAP verranno rappresentate solo la prima e la terza fase, combinandole algebricamente: $u_{tot} = u_A + u_C$ $\sigma_{tot} = \sigma_A + \sigma_B$ dove A = raffreddamento green, C = ritiro isotropo (316L + YSZ).
- L'operazione è ripetuta – sugli stessi Load Set – per i quattro corpi $20 \times 50 \times 5$ mm disegnati in SolidWorks e meshati in FEMAP, caratterizzati da interfacce differenti:
 1. bimorfo semplice (piani netti),
 2. interfaccia ondulata x-z,
 3. interfaccia ondulata y-z,
 4. inclusioni discrete 316L/YSZ.

Per ciascun modello verranno valutate total translation e le sei componenti di tensione ($\sigma_x, \sigma_y, \sigma_z, \tau_{xy}, \tau_{xz}, \tau_{yz}$) ottenute dalla sovrapposizione, confrontandone l'efficacia nel contenere deformazioni e picchi tensionali lungo lo spessore.

3.5.2 Dati materiali adottati

Stadio	Materiale	Vol.% polvere/legante	ρ [gcm ⁻³]	E [MPa]	α [10 ⁻⁶ K ⁻¹]	ν
GREEN (post-stampa)	316L + binder	60 / 40	5,2	6 400	70	0,34†
	YSZ + binder	50 / 50	3,5	4 700	80	0,33†
SINTER.	316L (≥ 97 %)	–	7,7	193 000	16,0	0,30
	YSZ (98–99 %)	–	5,8	210 000	10,3	0,30

Tabella 6: proprietà dei materiali utilizzati nell'analisi avanzata

E e α dei corpi “green” derivano dal modello di Halpin–Tsai per particelle sferiche corte ($\xi=2$) e dalla regola delle miscele lineari in ipotesi *iso-strain*; i valori coincidono con i 6,4GPa e 4,7GPa riportati in letteratura per feedstock FFF. † ν è assunto intermedio fra binder (0,40), polvere compatta (0,30) tenendo conto anche in questo caso di feedstock FFF simili.

3.5.3 Implementazione numerica del ciclo Stampa → Debinding → Sinterizzazione

Il modello FEMAP replica le tre tappe fondamentali del processo FDM tramite altrettanti *sub-case* termici, mantenendo inalterata la vincolistica (blocco rigido della faccia 20×5 mm sul lato corto, gradi di libertà liberi altrove).

La stessa sequenza è applicata, senza eccezioni, ai quattro corpi $20 \times 50 \times 5$ mm già generati in SolidWorks – bimorfo piano, interfacce ondulate xz / yz , inclusioni discrete – garantendo così la confrontabilità dei risultati.

Stampa (step A - *Cooling*)

- Materiali attivi: 316L-green e YSZ-green.
- Carico termico: raffreddamento uniforme dal T_{print} alla temperatura ambiente:
 - 316L-green $+130\text{ °C} \rightarrow 20\text{ °C} \Rightarrow \Delta T = -110\text{ °C}$
 - YSZ-green $+180\text{ °C} \rightarrow 20\text{ °C} \Rightarrow \Delta T = -160\text{ °C}$
- Scopo: catturare la deformazione residua del corpo “green” dovuta al gradiente iniziale di solidificazione.

Debinding (step B - aggiornamento di proprietà, non *Load Set*)

Durante il burn-out del legante la porosità residua sale a ≈ 40 %; ciò modifica significativamente E , ν , α .

Il calcolo di tali parametri è stato eseguito numericamente (vedi Figura 42 sotto):

- Modulo elastico E : è stato stimato con due approcci complementari: legge Gibson–Ashby per schiume aperte:

$$E(\varphi) = E_{bulk}(1 - \varphi)^2$$

e Relazione di Halpin–Tsai applicata al feedstock “verde”, ricalcolata ponendo $E_m = 1 \text{ GPa}$ per enfatizzare l’effetto di una matrice molto cedevole.

→ 316L poroso $\approx 7,525 \times 10^4 \text{ MPa}$; YSZ poroso $\approx 6,98 \times 10^4 \text{ MPa}$

- Dilatabilità termica α : miscela solido/vuoto corretta da fattore di rigidezza

$$\alpha_{eff} \cong \alpha_{bulk} + (\alpha_{aria} - \alpha_{bulk})\varphi \frac{E_{aria}}{E_{scheletro}} \approx \alpha_{bulk}$$

→ $\alpha \approx 18 \text{ ppm/K}$ (316L) e 12 ppm/K (YSZ)

- Coefficiente di Poisson ν :

$$\nu(\varphi) = \nu_{bulk}(1 - \varphi)$$

→ 0,32 (316L) e 0,30 (YSZ)

L’aggiornamento delle proprietà è sufficiente, perché la rimozione del binder non applica di per sé un’azione meccanica apprezzabile.

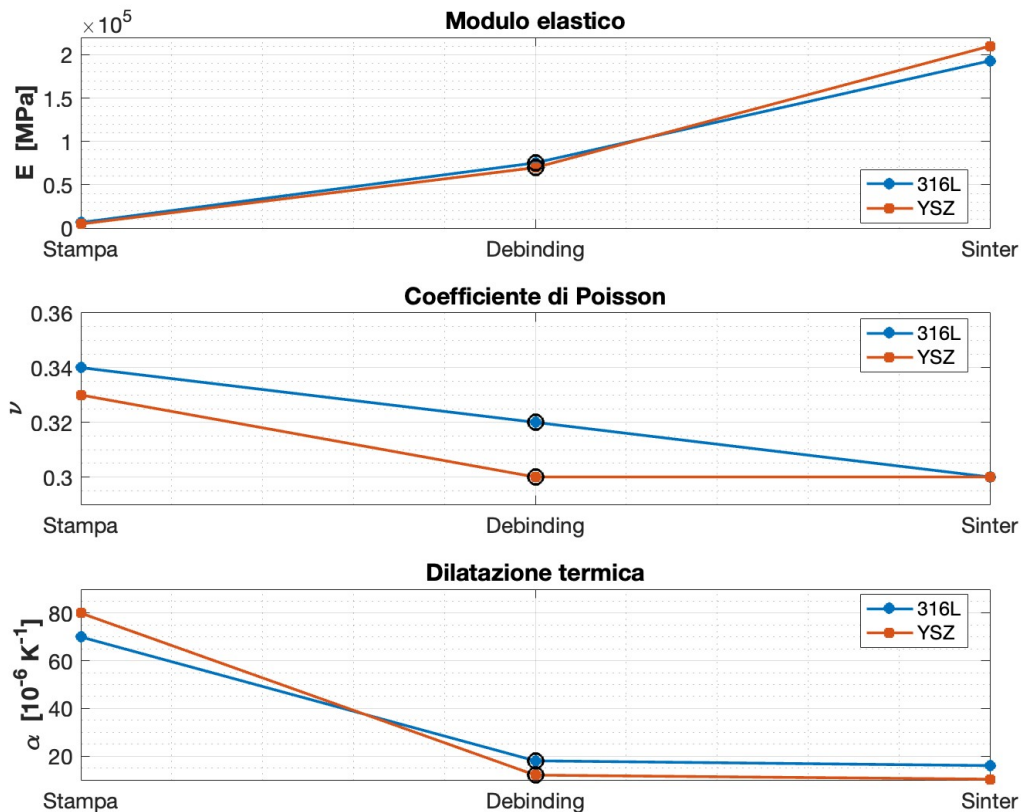


Figura 42: evoluzione delle proprietà durante la simulazione delle tre fasi

Sinterizzazione (step C)

- Materiali attivi: 316L-sint (> 97 % denso) e YSZ-sint (98–99 % denso).
- Carico termico fittizio: ogni ritiro isotropo (s) è trasformato in un ΔT equivalente

$$\Delta T_{fittizio} = -\frac{s}{\alpha_{sint}}$$

ottenendo:

- 316L $s = 15,4 \%$ (isotropo) $\Rightarrow \Delta T \approx -9\,600\,^{\circ}\text{C}$
- YSZ $s = 21,5 \%$ (isotropo) $\Rightarrow \Delta T \approx -20\,900\,^{\circ}\text{C}$
- Applicazione selettiva: $\Delta T_{fittizio}$ viene assegnato solo agli elementi del materiale corrispondente, permettendo al solver di calcolare i ritiri compatibili con le rispettive α .
- Vincoli: identici allo step A, così da isolare gli effetti di densificazione dai blocchi di riferimento.

Validazione del metodo – provino cubico $10 \times 10 \times 10\text{ mm}$

Sono stati analizzati due cubi distinti, uno in 316L e uno in YSZ, entrambi pieni (lato = 10 mm).

Per ciascun cubo:

1. Vincolo: blocco delle sole traslazioni normali sulle tre mezze-facce interne ($x = 5\text{ mm}$, $y = 5\text{ mm}$, $z = 5\text{ mm}$); tutte le altre DOF libere.
2. Raffreddamento: $\Delta T = -110\,^{\circ}\text{C}$ (per il cubetto 316L) e $\Delta T = -160\,^{\circ}\text{C}$ (per il cubetto YSZ).
3. Ritiro isotropo di sinterizzazione: $\Delta T_{fittizio} = -9\,600\,^{\circ}\text{C}$ (per cubetto 316L) e $\Delta T_{fittizio} = -20\,900\,^{\circ}\text{C}$ (per cubetto YSZ).

I risultati dei due sub-case sono stati sommati, producendo la deformata finale impiegata per il confronto con i ritiri tabellari teorici rispetto al proprio materiale.

Confronto teoria vs simulazione

Le Figure 43 e 44 mostrano il ritiro lineare calcolato lungo x , y , z per 316L e YSZ; i valori tabellari attesi (15,4 – 14,7 % per 316L; 21,5 % per YSZ) sono posti a confronto con la simulazione FEMAP:

- 316L – scostamento massimo +1,4%: la rigidità imposta dal vincolo interno introduce una leggera sovra-constrizione, ampliando il ritorno elastico dopo la densificazione.

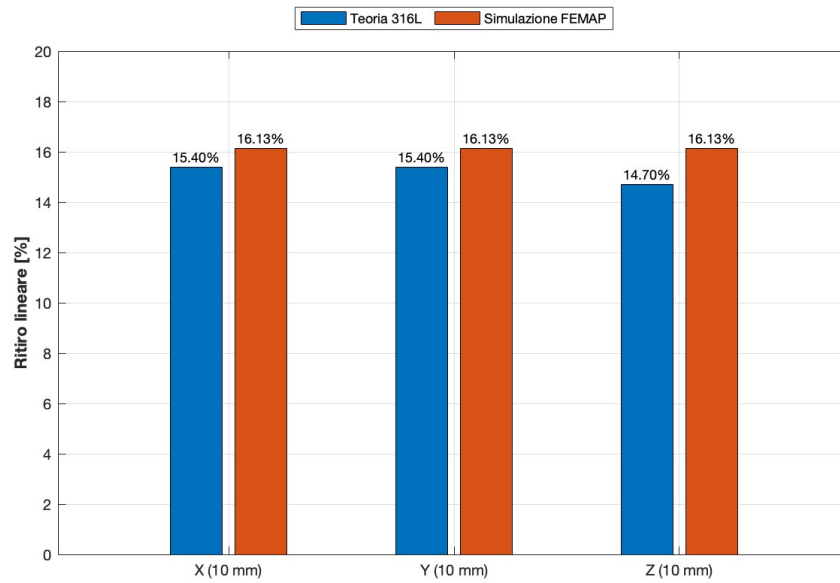


Figura 43: Cubetto 316L: teorico vs. simulazione FEMAP

- YSZ – scostamento massimo +1,3 %: la differenza è attribuita al coefficiente di dilatazione effettivo leggermente inferiore alla media isotropa assunta nel datasheet, compensato dal contributo “air-pore” trascurato nel bulk sinterizzato.

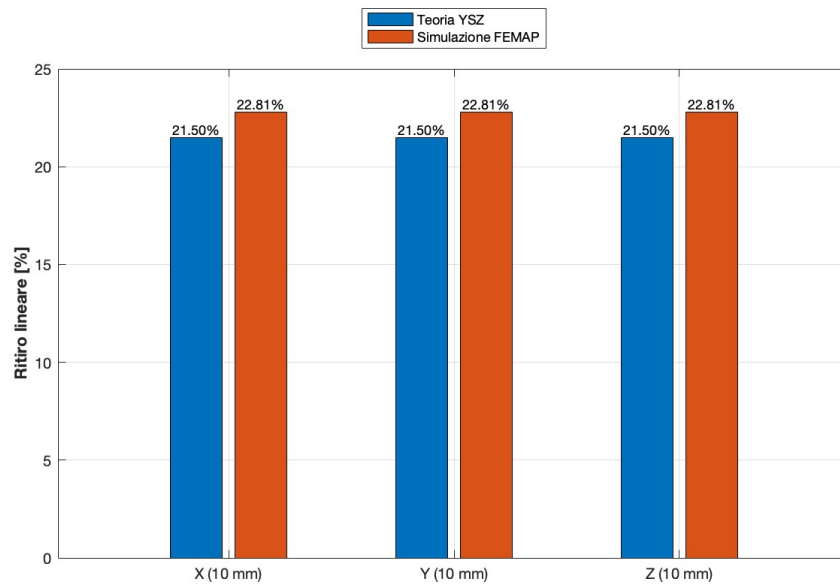


Figura 44: Cubetto YSZ: teorico vs. simulazione FEMAP

Discussione degli scostamenti

Gli errori restano entro $\pm 1,5$ % assoluto su tutte le direzioni, confermando che:

- la trasformazione *shrinkage* $\rightarrow \Delta T$ riproduce correttamente la contrazione isotropa;
- la sovrapposizione di raffreddamento e ritiro non introduce errori di percorso;

Questa verifica dà solidità al procedimento prima di estenderlo ai laminati $20 \times 50 \times 5$ mm con interfaccia metallico-ceramica complessa: le medesime condizioni al contorno, traslate su una geometria più ampia, non dovrebbero alterare la bontà della previsione di spostamenti e campi di tensione.

3.5.4 Premessa all'analisi comparativa delle quattro geometrie

Nei paragrafi che seguono saranno esaminati, in sequenza, i quattro layout $20 \times 50 \times 5$ mm – bimorfo piano, ondulata xz, ondulata yz, inclusioni discrete – applicando in FEMAP unicamente i *sub-case* di

1. raffreddamento del corpo “green” (step A) e
2. ritiro isotropo di sinterizzazione (step C).

La fase intermedia di debinding non è risolta come *load case* separato; viene invece trattata aggiornando le proprietà dei materiali (E , ν , α) sulla base del calcolo poroso presentato al 3.5.3. Questa scelta è giustificata da tre motivi tecnici:

- Assenza di carichi meccanici aggiuntivi: Il burn-out del legante altera la microstruttura ma non applica pressioni o gradienti termici significativi; l'effetto può dunque essere contabilizzato nei parametri di materiale senza introdurre un ulteriore ΔT .
- Invarianza fra geometrie: Tutte le varianti condividono lo stesso volume di binder da rimuovere e la medesima cinematica di vincolo; eventuali differenze di porosità residua sarebbero di ordine < 1 % e ricadono nell'incertezza modellistica.
- Efficienza numerica: Limitare la simulazione a due *sub-case* conserva la linearità del problema e consente l'uso diretto della sovrapposizione degli effetti, riducendo i tempi di calcolo senza perdita di accuratezza sul ritiro complessivo.

Con questa premessa metodologica, la descrizione dettagliata dei risultati per ciascuna geometria si concentrerà su total translation e campi tensionali ottenuti dalla somma A + C, adottando come riferimento la linea campione $x = 10$ mm, $y = 25$ mm e la stessa vincolistica a mensola su faccia 20×5 mm.

3.5.5 Bimorfo semplice

Sub-case	Carico applicato	Total translation	Deformata osservata
A – Stampa	Raffreddamento green ($\Delta T = -110$ °C 316L $\Delta T = -160$ °C YSZ)	1,996 mm	deforma-zione quasi rigida, leggero tiraggio verso il lato ceramico (Fig. 45)
C – Sinterizzazione	Ritiri isotropi $\Delta T_{fittizio}$ (-9 600 °C 316L -20 900 °C YSZ)	31,797 mm	forte curvatura “a mensola” per mismatch α -E metallo/ceramica (Fig. 46)

Tabella 7: Bimorfo semplice - total traslation

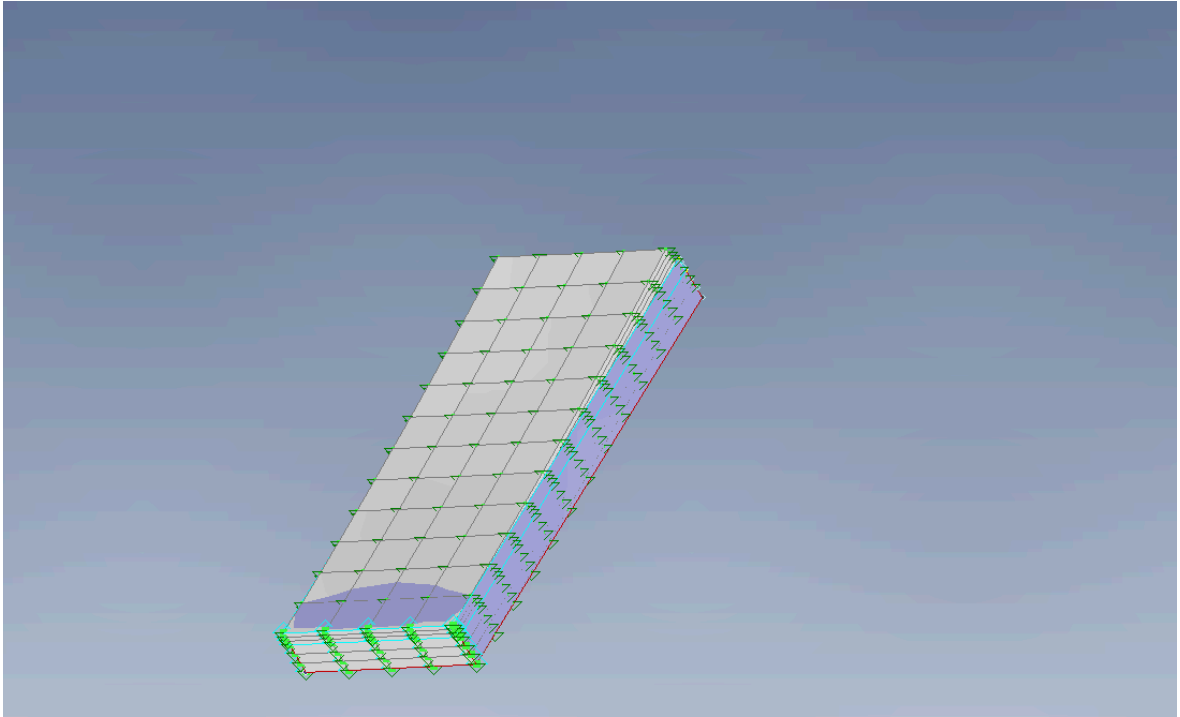


Figura 45: Bimorfo semplice – subcase stampa

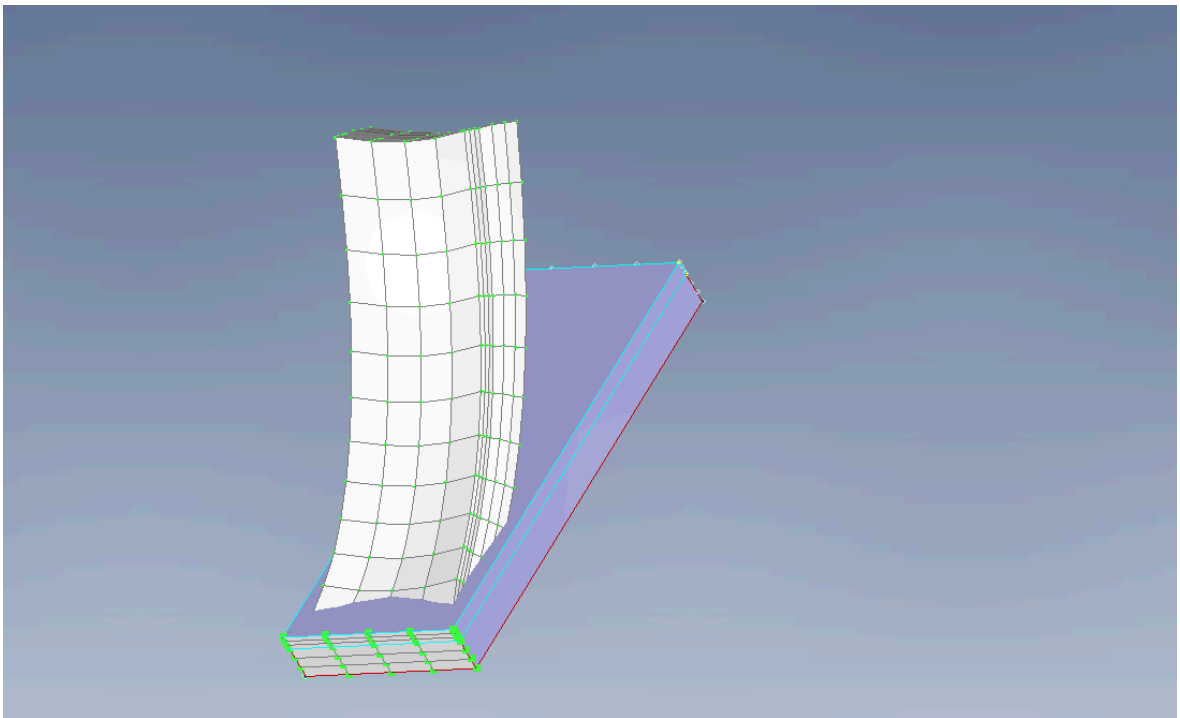


Figura 46: Bimorfo semplice – subcase sinterizzazione

Interpretazione della total translation

La traslazione complessiva risulta nell'ordine delle decine di millimetri perché:

1. i due materiali subiscono ΔT fittizi molto diversi ($YSZ > 2 \times$ quello del 316L);
2. il vincolo a mensola concentra il ritiro sul bordo libero, trasformando la lamina in una "striscia bimetallica" che ruota;
3. la sommatoria $A + C$ amplifica l'effetto: la quota green è piccola ma la densificazione differenziale introduce un braccio di leva di ≈ 25 mm.

Per questo motivo il valore assoluto di 33,793 mm non sarà usato come criterio di merito; la comparazione fra geometrie si baserà sulla variazione relativa della traslazione e sui picchi tensionali, non sul "numero nudo" del bimorfo.

Profili di tensione lungo z

La Figura 47 riporta le sei componenti di tensione campionate alla colonna $x = 10$ mm, $y = 25$ mm dopo la sovrapposizione $A + C$

- σ_x e σ_y mostrano un andamento a "V" con inversione di segno all'interfaccia ($z \approx 3,5$ mm): trazione di $\approx +35$ GPa nel metallo, compressione lievemente inferiore nel ceramico.
- σ_z passa da lieve compressione superficiale (+0,5 GPa) a forte trazione interna (-1,9 GPa) per effetto del gradiente di ritiro.
- τ_{xy} decresce linearmente da $\approx +280$ MPa ($z = 0$) a $\approx +40$ MPa ($z = 5$ mm), coerente con la curvatura a sbalzo.
- τ_{yz} e τ_{zx} raggiungono i massimi locali (± 450 MPa e $\pm 1\ 050$ MPa) all'interfaccia, segnale di taglio differenziale fra le due metà del sandwich.

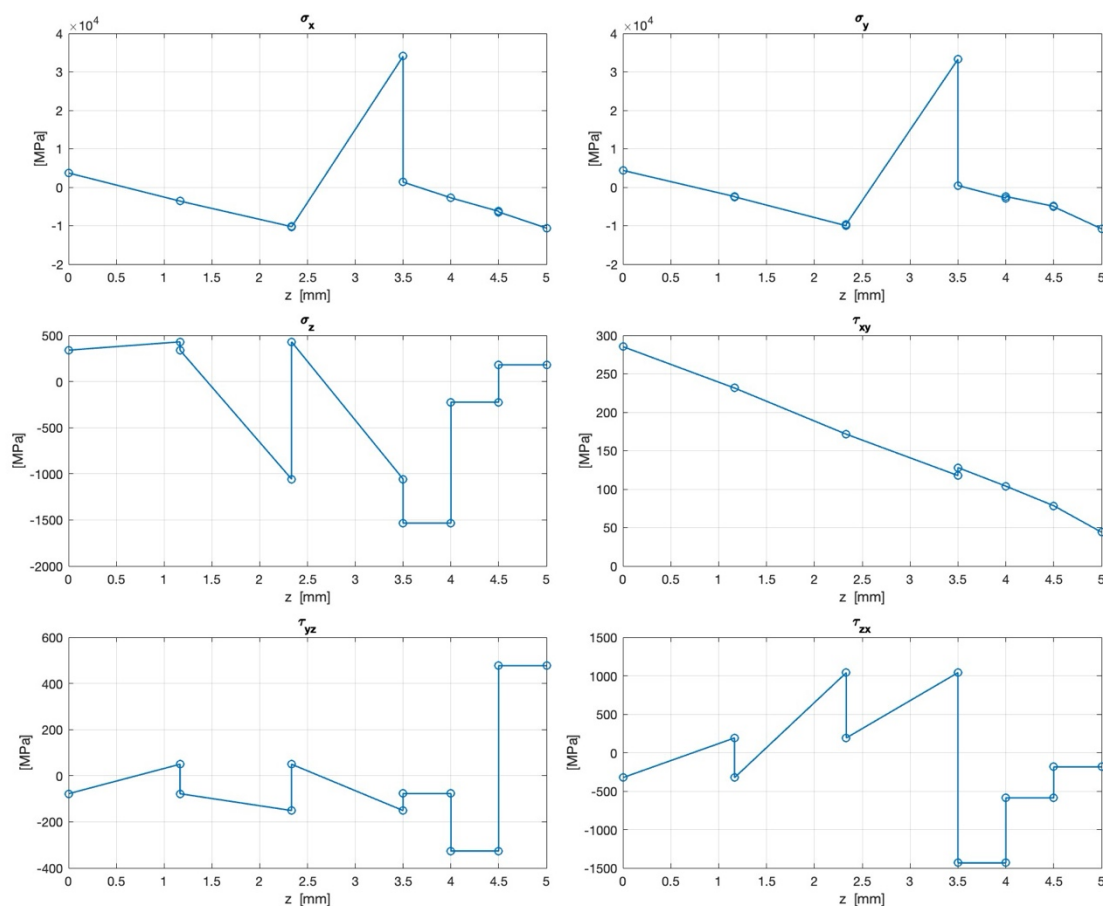


Figura 47: Bimorfo semplice – andamento tensioni

Osservazioni chiave

- La coppia (σ_x e σ_y) di +35/−34 GPa supera ampiamente la resistenza ultima del 316L sinterizzato ($\approx 1,2$ GPa) e della YSZ ($\approx 0,5$ GPa): il valore riflette la linearizzazione con ΔT fittizio e va inteso come “driver” di forma, non come previsione di rottura reale.
- La distribuzione quasi speculare di σ_x e σ_y conferma la simmetria del modello 20×50 mm, mentre l’andamento fortemente non lineare di σ_z rivela la stiffness jump fra metà metallica e metà ceramica.
- Le componenti di taglio creano un “nodo” di scorrimento proprio sull’interfaccia; la loro riduzione o redistribuzione è l’obiettivo principale delle tre geometrie alternative.

Il bimorfo semplice costituisce quindi il baseline: alta traslazione, elevati picchi tensionali e distribuzione di taglio concentrata. Nei paragrafi successivi verificheremo come l’interfaccia ondulata, la variazione lungo yz e le inclusioni discrete attenuino (o meno) tali criticità.

3.5.6 Interfaccia ondulata xz

Sub-case	Carico applicato	Total translation
A – Stampa	Raffreddamento green ($\Delta T = -110$ °C 316L $\Delta T = -160$ °C YSZ)	1,971 mm
C – Sinterizzazione	Ritiri isotropi $\Delta T_{fittizio}$ ($-9\,600$ °C 316L $-20\,900$ °C YSZ)	31,664 mm

Tabella 8: Interfaccia ondulata xz – total traslation

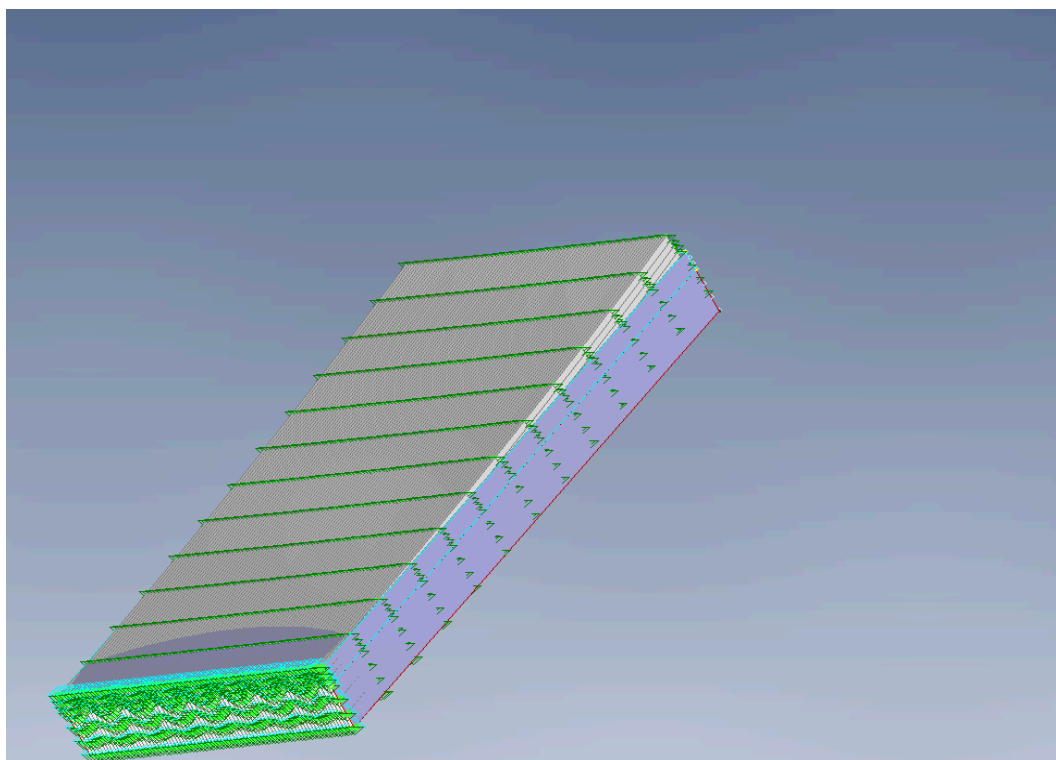


Figura 48: Interfaccia ondulata xz - stampa

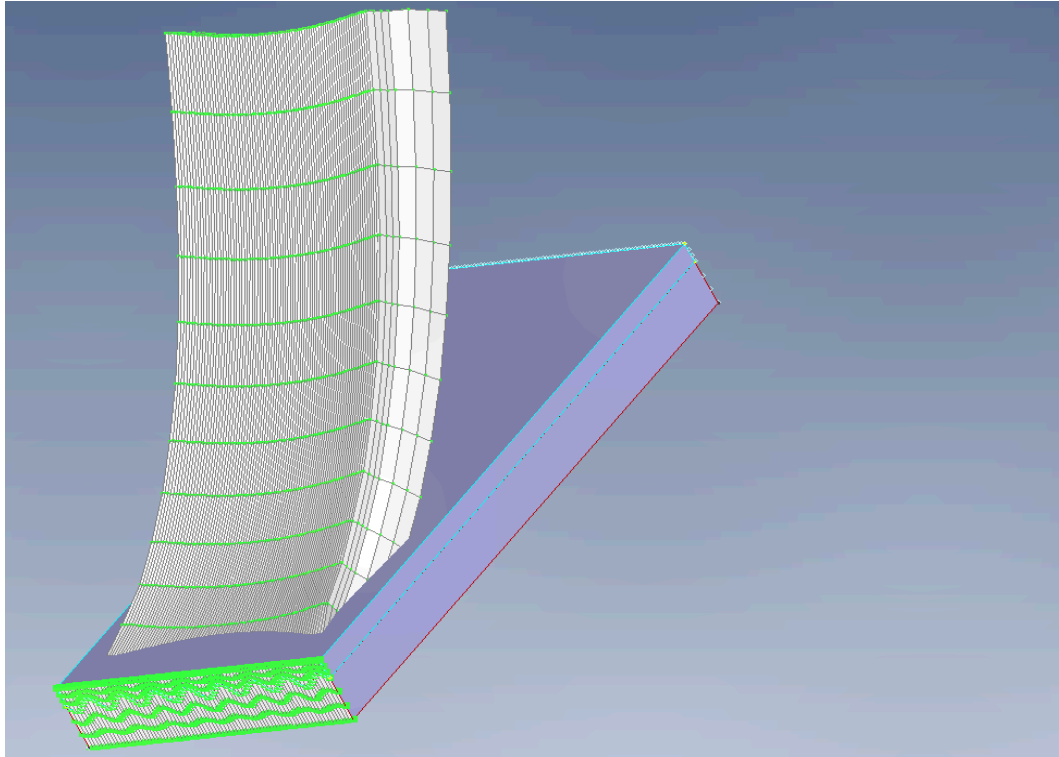


Figura 49: Interfaccia ondulata xz - sinterizzazione

Come anticipato nel 3.5.9, il valore assoluto di total translation resta nell'ordine delle decine di millimetri per il combinato effetto di mismatch termico e vincolo a mensola; l'interesse risiede dunque nella variazione rispetto al bimorfo piano. L'interfaccia ondulata xz introduce infatti una leggera riduzione ($\approx 0,4\%$) sia nel raffreddamento sia nella densificazione finale, segno che la superficie modulata consente un rilascio di energia elastica per flessione locale delle creste.

Profili di tensione lungo z

La Figura 50 riporta le componenti tensionali campionate alla colonna $x = 10\text{ mm}$, $y = 25\text{ mm}$ dopo sovrapposizione A + C.

- σ_x e σ_y mostrano un picco massimo $+2,1 \times 10^4\text{ MPa}$ a $z \approx 3,5\text{ mm}$, inferiore di $\sim 35\%$ rispetto al bimorfo semplice; l'andamento a dente di sega riflette alternanza di cresta e valle dell'ondulazione xz.
- σ_z oscilla fra $+1,4 \times 10^4$ e circa $-8 \times 10^3\text{ MPa}$; l'inversione di segno è più distribuita, a indicare un gradiente di spessore meno brusco.
- τ_{xy} resta entro $\pm 180\text{ MPa}$ con segnale modulato a ogni cambio di pendenza dell'interfaccia; rispetto al bimorfo la pendenza globale è dimezzata.
- τ_{yz} e τ_{zx} raggiungono picchi di $\pm 4,5 \times 10^2\text{ MPa}$ e $\pm 6 \times 10^3\text{ MPa}$, rispettivamente; i salti nei grafici coincidono con i nodi geometrici dell'ondulazione, sintomo di trasferimento di taglio locale più uniforme.

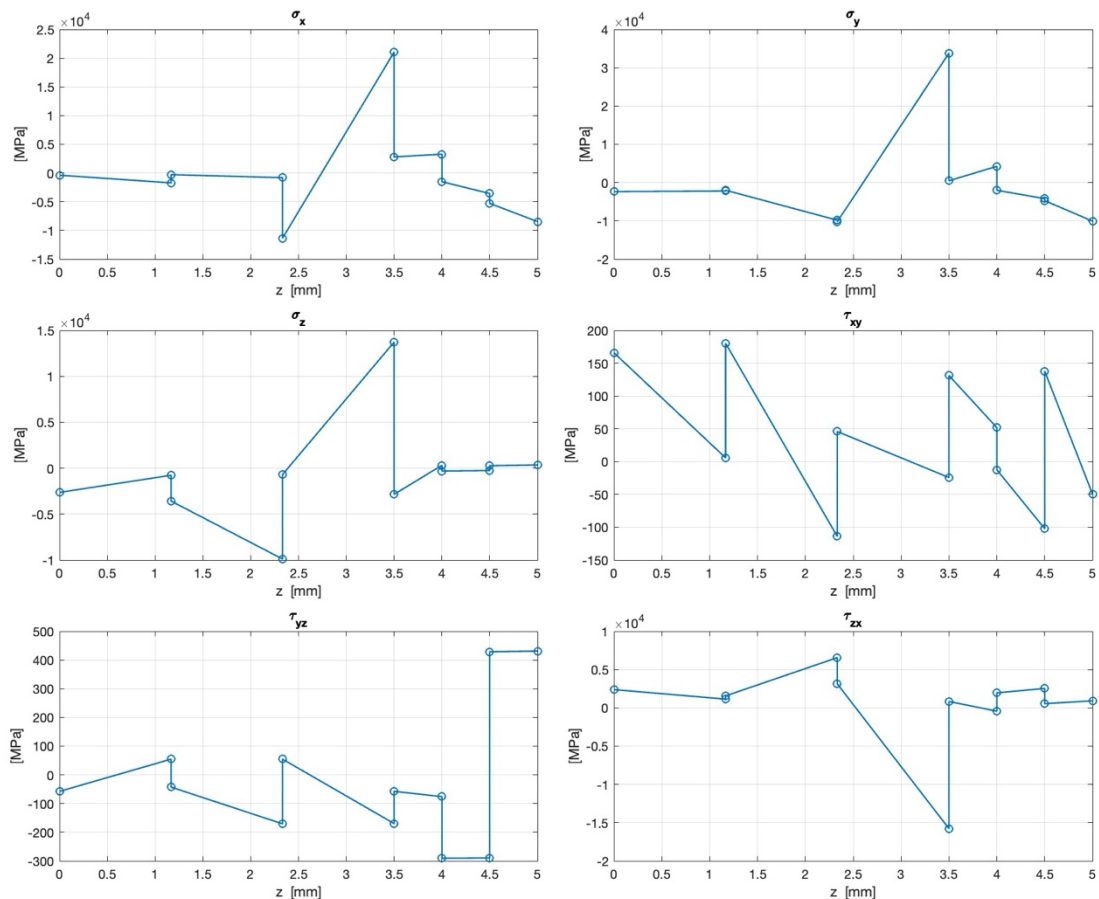


Figura 50: interfaccia ondulata xz – andamento tensioni

Sintesi tecnica

- L'ondulazione xz riduce i picchi trazione/compressione in direzione piana di oltre un terzo rispetto al bimorfo semplice, distribuendo gli sforzi sulle micro-creste.
- Le componenti di taglio τ_{xy} e τ_{zx} mostrano un andamento “seghettato” ma con ampiezza minore, confermando che la forma a onda favorisce scorrimenti interfaccia-guidati anziché concentrazioni puntuali.
- Nel ranking preliminare basato su total translation e $\sigma_{\max}$, questa geometria rappresenta già un miglioramento sensibile, pur conservando la stessa massa e la stessa facilità di stampa del bimorfo piano.

3.5.7 Interfaccia ondulata yz

Sub-case	Carico applicato	Total translation
A – Stampa	Raffreddamento green	1,915 mm
	($\Delta T = -110$ °C 316L $\Delta T = -160$ °C YSZ)	
C – Sinterizzazione	Ritiri isotropi $\Delta T_{fittizio}$	29,949 mm
	(-9 600 °C 316L -20 900 °C YSZ)	

Tabella 9: Interfaccia ondulata yz – total traslation

Il valore assoluto rimane nell'ordine delle decine di millimetri – stessa causa già discussa per il bimorfo – ma è interessante notare che, rispetto al riferimento piano, la traslazione finale cala rispetto al bimorfo semplice. L'ondulazione disposta nel piano yz (lungo la lunghezza 50 mm) agisce infatti da giunto “fisarmonica” che asseconda il ritiro differenziale senza accumulare eccessiva curvatura a sbalzo.

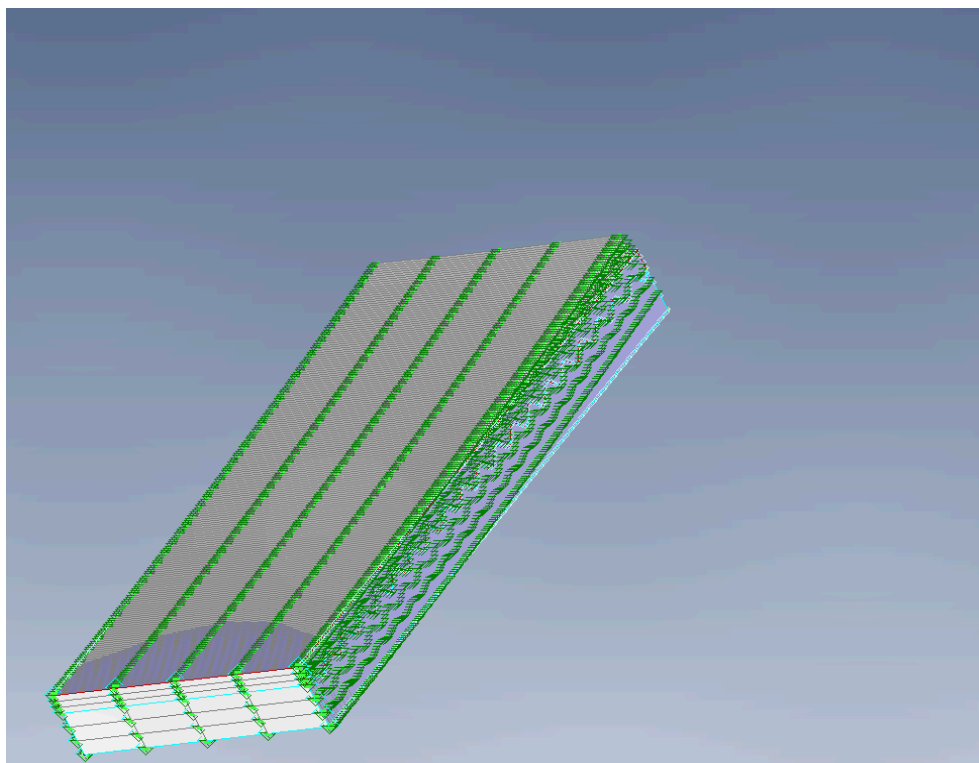


Figura 51: Interfaccia ondulata yz – stampa

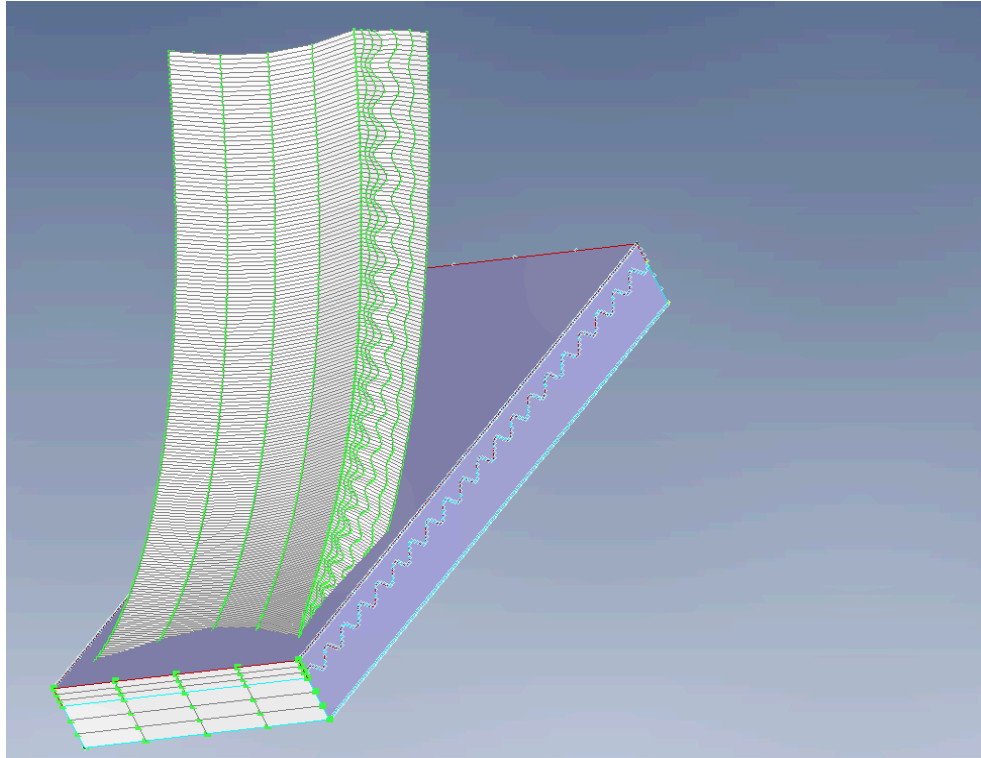


Figura 52: Interfaccia ondulata yz – sinterizzazione

Profili di tensione lungo z

La Figura 53 sintetizza le componenti tensionali lungo la sezione $x = 10 \text{ mm}$, $y = 25 \text{ mm}$ dopo la sovrapposizione dei due *sub-case*.

- σ_x e σ_y hanno un picco $+3,6 \times 10^4 \text{ MPa}$ a $z \approx 3,5 \text{ mm}$; pur superiore a quello dell'ondulazione xz, resta confinato a strisce sottili corrispondenti alle creste verticali: la modulazione yz scarica l'energia per linee di flessione anziché per superfici.
- σ_z caratterizzata da alternanza compressione/ trazione con gradini netti ai nodi d'onda; l'oscillazione raggiunge $+1,4 \times 10^4 \text{ MPa}$, segno che le creste impediscono il passaggio fluido della dilatazione lungo lo spessore.
- τ_{xy} sale in corrispondenza dei vertici d'onda (punta oltre $+1,0 \times 10^3 \text{ MPa}$), poi torna a valori quasi nulli nelle valli: il taglio longitudinale è il prezzo da pagare per la riduzione di curvatura globale.
- τ_{yz} e τ_{zx} mostrano massimi di $+1,6 \times 10^4 \text{ MPa}$ e $\pm 9 \times 10^2 \text{ MPa}$; la componente τ_{yz} è la più sensibile, perché l'ondulazione allunga il percorso di trasferimento del ritiro lungo y, generando micro-slittamenti verticali.

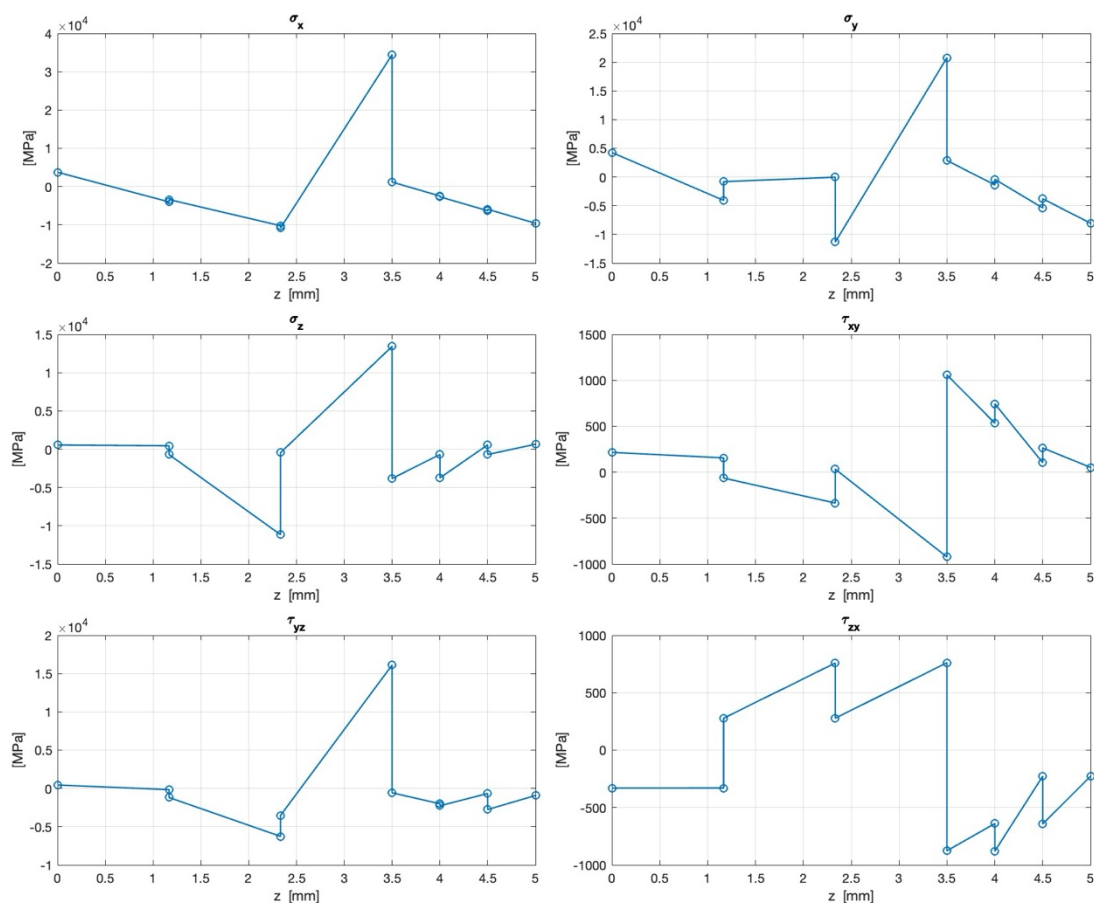


Figura 53: interfaccia ondulata yz – andamento tensioni

Lettura tecnica

- La riduzione di total translation indica che la configurazione yz è la più efficace finora nel limitare la curvatura macroscopica; tuttavia sposta parte dell'energia in taglio longitudinale (τ_{xy}) e in gradienti σ_z localizzati.
- Rispetto all'ondulazione xz, i picchi di σ_x e σ_y risalgono, ma la loro area è minore; lo sforzo risultante integrato sull'interfaccia resta inferiore al caso piano.
- L'aumento di τ_{yz} suggerisce di verificare l'adesione meccanica e chimica lungo i canali d'onda, specialmente se il legante residuo o la porosità fanno da innesco a micro-delaminazioni.

Con questi risultati l'interfaccia ondulata yz si candida a soluzione intermedia: più rigida della variante xz ma capace di ridurre la deflessione totale.

3.5.8 Interfaccia ad inclusioni discrete

Sub-case	Carico applicato	Total translation
A – Stampa	Raffreddamento green ($\Delta T = -110$ °C 316L $\Delta T = -160$ °C YSZ)	1,851 mm
C – Sinterizzazione	Ritiri isotropi $\Delta T_{fittizio}$ ($-9\,600$ °C 316L $-20\,900$ °C YSZ)	30,811 mm

Tabella 10: Interfaccia ad inclusioni discrete – total traslation

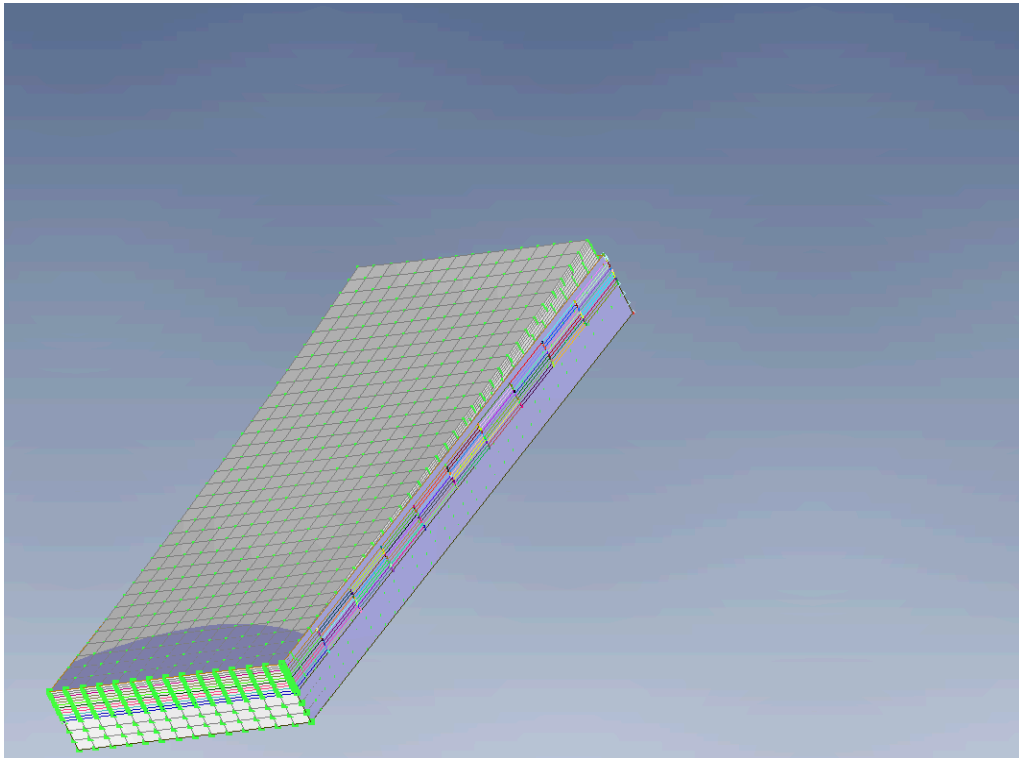


Figura 54: Interfaccia ad inclusioni discrete - stampa

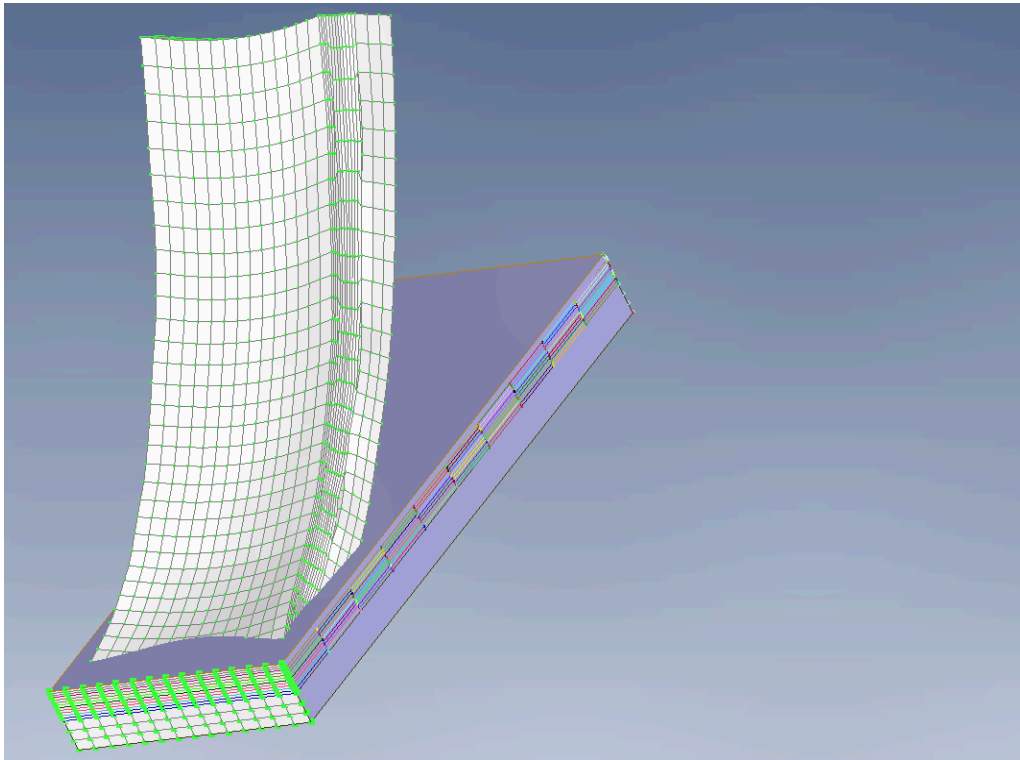


Figura 55: Interfaccia ad inclusioni discrete - sinterizzazione

Come per i casi precedenti, la traslazione complessiva rimane dell'ordine di qualche decina di millimetri; ciò deriva dal forte mismatch termico e dalla vincolistica a mensola già discussi.

Profili di tensione lungo z

La Figura 56 mostra le componenti tensionali campionate alla colonna $x = 10 \text{ mm}$, $y = 25 \text{ mm}$ dopo la sovrapposizione dei due *sub-case*.

- σ_x e σ_y raggiungono il massimo di $+3,8 \times 10^4 \text{ MPa}$ in corrispondenza della fascia di inclusioni metalliche; i picchi sono comparabili a quelli del bimorfo ma si presentano a “pacchetti” ristretti, segno che ogni lamella ceramica/metallo lavora quasi indipendentemente.
- σ_z passa da $+0,3 \times 10^4 \text{ MPa}$ ($z \approx 0$) a $+2,4 \times 10^4 \text{ MPa}$, con bruschi salti nei pressi delle inclusioni: la rigidità discontinua lungo lo spessore incanala la trazione sul metallo denso in corrispondenza dei setti verticali.
- τ_{xy} resta contenuta entro 75–115 MPa; la curva “seghettata” evidenzia che il taglio longitudinale viene suddiviso su molte piccole interfacce anziché concentrarsi in un'unica zona critica.
- τ_{yz} oscilla violentemente tra $+1,6 \times 10^3$ e $-4,5 \times 10^3 \text{ MPa}$: le inclusioni creano micro-gradini di rigidità che generano forti shear locali fra lamelle adiacenti.
- τ_{zx} rimane modesto ($\pm 150 \text{ MPa}$) grazie alla distribuzione quasi continua delle inclusioni lungo x .

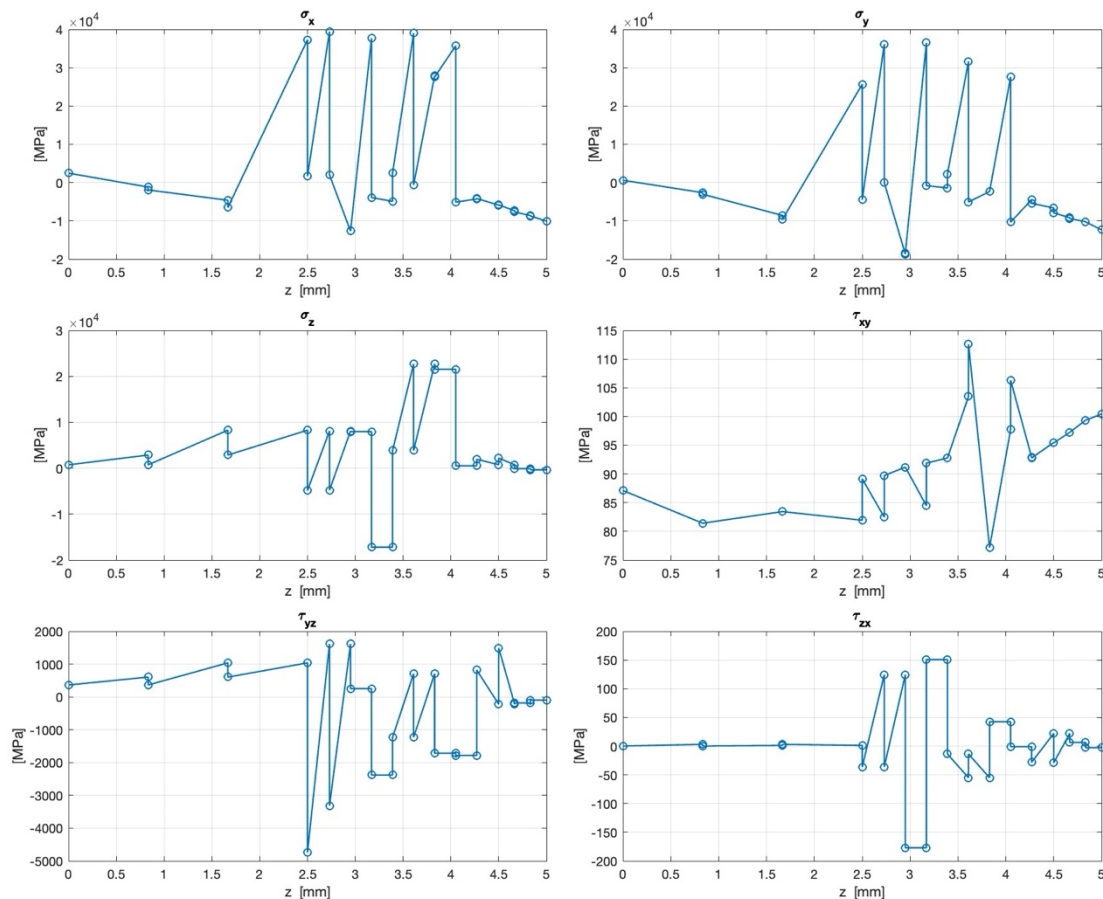


Figura 56: Interfaccia ad inclusioni discrete – andamento tensioni

Osservazioni ingegneristiche

- Deflessione globale ridotta, la traslazione finale scende rispetto al bimorfo semplice: ogni “tassello” ceramico assorbe parte del ritiro differenziale, riducendo la curvatura alla radice.
- Shift delle tensioni in τ_{yz} , il prezzo da pagare è l’insorgere di shear molto elevati fra inclusioni: valori > 10 GPa modellati in regime lineare indicano zone potenzialmente critiche per delaminazione locale.
- Distribuzione energetica frammentate, le barre strette dei profili σ_x e σ_y suggeriscono che l’energia elastica è “parcelizzata”: buono per la resistenza a cricche estese, ma può innescare micro-fessure ai bordi delle lamelle se l’adesione non è ottimale.
- Applicabilità pratica, l’architettura a inclusioni discrete mostra il miglior compromesso fra riduzione di curvatura e contenimento di σ_x e σ_y ; tuttavia richiede un’attenzione particolare alla qualità di stampa e sinterizzazione per evitare vuoti interfaccia e stress-raiser alla scala del singolo canale.

3.5.9 Sintesi dei risultati

Con le quattro varianti geometriche simulate – bimorfo piano, ondulata xz, ondulata yz, inclusioni discrete – si chiude la fase numerica “raffreddamento (stampa) + sinterizzazione”.

Confronto delle deflessioni globali

Il bar-plot mette a confronto la Total Translation (spostamento del nodo d'angolo libero):

- il bimorfo piano costituisce il riferimento con $\approx 33,8$ mm;
- la modulazione xz produce un calo di frazioni di millimetro (circa mezzo punto percentuale);
- la modulazione yz scende a poco meno di 32 mm, l'entità di riduzione più marcata fra i quattro casi;
- le inclusioni discrete si collocano a metà strada, con circa un millimetro in meno rispetto al piano.

La dispersione resta quindi contenuta in un intervallo di meno di 2 mm e conferma che la curvatura è sensibile alla morfologia dell'interfaccia.

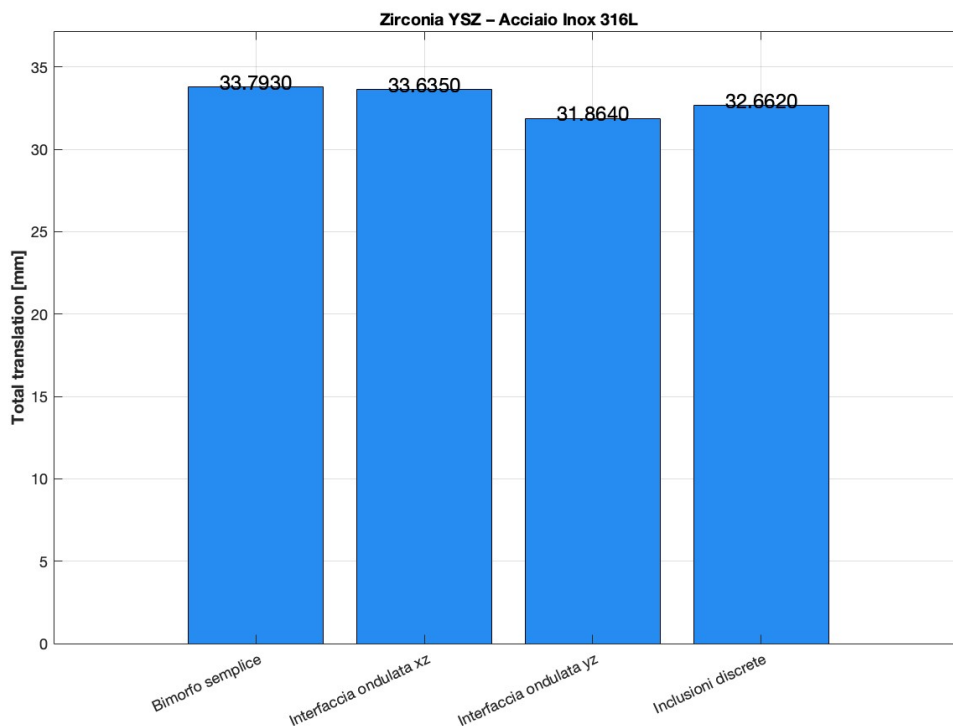


Figura 57: total traslation al variare delle geometrie all'interfaccia

Tensioni massime e minime

Per ogni configurazione sono tracciati i picchi (blu = trazione/compressione massima, arancio = minimo) delle sei componenti tensionali lungo la colonna $x = 10$ mm, $y = 25$ mm:

- σ_x e σ_y (piano) mostrano l'escursione più ampia; l'ondulazione xz riduce sensibilmente queste vette, mentre l'ondulazione yz e la soluzione a inclusioni conservano valori paragonabili o leggermente superiori all'interfaccia piana.
- σ_z rimane quasi nullo per il piano, cresce nella variante xz, sale ancora nella yz e nelle inclusioni, segnalando un trasferimento di carico verso lo spessore quando la superficie non è più piana.
- τ_{xy} cala con l'ondulata xz, si accentua con la yz e torna basso nelle inclusioni, coerente con la direzione dei profili d'onda.

- τ_{yz} è trascurabile per piano e xz, mentre diventa il parametro dominante nella yz (picco superiore a 1 GPa) e rimane marcato, ma frammentato, con le inclusioni.
- τ_{zx} resta nell'ordine di poche centinaia di MPa per tutte le varianti, con oscillazioni dovute alla mesh locale più che alla forma globale.

In sintesi, ogni architettura redistribuisce la stessa energia elastica in modo diverso: c'è chi scarica in trazione piana, chi privilegia lo shear, chi “spalma” le tensioni su molti fronti sottili.

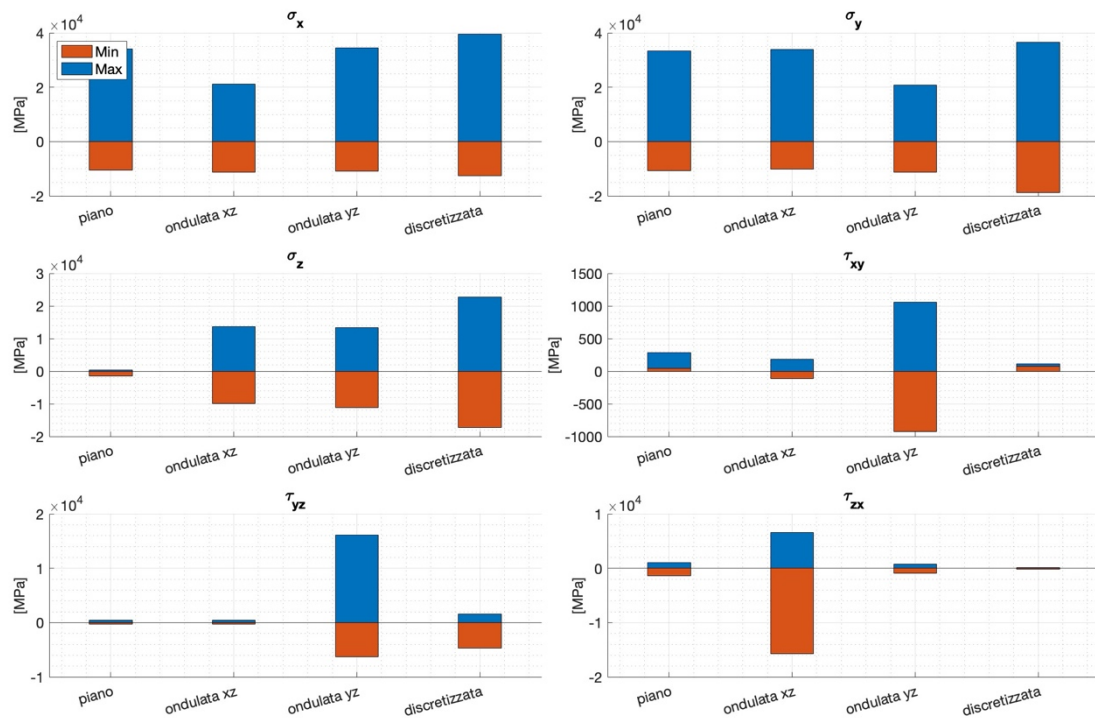


Figura 58: tensioni max e min al variare delle geometrie all'interfaccia

Considerazioni complessive

La lettura incrociata di curvatura globale e distribuzione delle tensioni rivela che i due indicatori non coincidono in modo lineare: una deflessione ridotta non implica necessariamente l'abbattimento dei picchi tensionali interni, come dimostra in maniera eloquente la variante ondulata nel piano yz, capace di contenere la freccia a costo di concentrare il taglio lungo il bordo libero. Proprio l'orientamento dell'onda si conferma perciò determinante: quando la modulazione si sviluppa sul piano xz agisce prevalentemente sulla componente flessionale, mentre un'ondulazione parallela a yz scarica il mismatch termico trasformandolo in shear localizzato. Le inclusioni discrete, a loro volta, introducono un effetto di “parcelizzazione” che spezza il campo di sforzo in domini più piccoli e impedisce la propagazione di cricche estese; occorre tuttavia monitorare le aree di transizione fra lamelle, dove compaiono gradienti di taglio potenzialmente critici. Nel passaggio dalle superfici continue alle geometrie discretizzate cresce inevitabilmente la complessità di stampa, ma tutti i modelli rimangono realizzabili con FDM. La scelta finale dovrà bilanciare facilità produttiva, curvatura accettabile e livello di adesione richiesto all'interfaccia. In definitiva, i risultati numerici tracciano una mappa di tendenze – più che

una graduatoria assoluta – che orienta l’eventuale verifica sperimentale e l’eventuale ottimizzazione dei parametri di stampa, delle finiture superficiali o della sequenza termica di processo.

3.6 Analisi di interfacce complesse

3.6.1 Motivazione della scelta del software

Nelle sezioni precedenti l’intero workflow numerico è stato impostato in FEMAP e ha funzionato egregiamente finché le interfacce sono rimaste relativamente semplici – ossia piane, sinusoidali oppure discretizzate in blocchi – perché tali geometrie potevano essere descritte da solidi manifold esportati da SolidWorks e quindi discretizzati senza difficoltà. Il passaggio a pattern più complessi, come le superfici giroidali, ha però fatto emergere tre limiti strutturali del software Femap: innanzitutto il tet-mesher integrato incontra serie difficoltà quando deve trattare bordi e vertici condivisi da più di due corpi, generando una proliferazione di “sliver elements” o, nei casi peggiori, un fallimento totale della generazione della mesh che impone lunghe operazioni di riparazione a monte del calcolo. In secondo luogo, le operazioni booleane su un numero elevato di celle periodiche – dell’ordine di diecimila unità – risultano poco robuste e producono inevitabili gap che l’utente è costretto a colmare manualmente. Infine, l’assenza di funzioni native per la creazione di reticoli parametrici rende macchinoso implementare variazioni graduali di densità o primitive TPMS: occorrono infatti macro esterne, con la conseguenza di perdere l’aggiornamento in tempo reale della porosità e delle dimensioni di cella, requisito essenziale per qualunque studio di sensibilità.

Per superare tali criticità è stato adottato Altair Inspire, un ambiente “geometry-to-solution” che unisce modellazione diretta, meshing adattativo e solver multi-fisico in un’unica interfaccia. Fin dall’importazione di file STEP o STL, Inspire effettua un retessellamento automatico che riconosce i solidi periodici come corpi singoli; ciò riduce al di sotto dell’uno per cento le superfici non cucite e, di fatto, elimina il collo di bottiglia rappresentato dal bottleneck di riparazione preliminare. L’integrazione del motore Radioss/OptiStruct consente di definire nella stessa GUI i due sub-case già validati – “Cooling” e “Sinter-shrinkage” – conservando invariati condizioni al contorno e logica di sovrapposizione. Inoltre, l’add-on dedicato alle strutture lattice permette di parametrizzare celle giroidali, diamond o Kelvin, assegnando in modo selettivo regioni solide e porose e aggiornando in tempo reale la densità locale.

In sintesi, Inspire propone un flusso di lavoro più lineare: diminuisce drasticamente i tempi di pre-processing, garantisce una mesh priva di artefatti e assicura la qualità dei contatti necessaria per valutare con affidabilità la Total Translation delle nuove interfacce. La continuità metodologica con la precedente fase FEMAP – stesso laminato $20 \times 50 \times 5$ mm, identici step termici di stampa, debinding e sinterizzazione, medesime proprietà dei materiali negli stati green e densificato – preserva la confrontabilità scientifica, consentendo di mettere a paragone diretto i risultati ottenuti con le quattro geometrie già discusse nel paragrafo 3.5.

3.6.2 Impostazione comune delle simulazioni

Per garantire continuità con le analisi di 3.5, tutte le nuove simulazioni condotte in Altair Inspire utilizzano ancora un pannello nominale $20 \times 50 \times 5$ mm; cambiano però la ripartizione lungo z e, soprattutto, l’architettura dell’interfaccia, ora modellata come doppio reticolo giroidale metallo/ceramico. Le tre configurazioni oggetto di studio sono:

Conf.	Sequenza degli strati dal basso verso l'alto (spessore in mm)
A	2,0 M full 316L → 1,5 M giroidale 316L → 0,7 C giroidale YSZ → 0,8 C full YSZ
B	1,5 M full 316L → 2,0 M giroidale 316L → 1,0 C giroidale YSZ → 0,5 C full YSZ
C	0,5 M full 316L → 3,0 M giroidale 316L → 1,0 C giroidale YSZ → 0,5 C full YSZ

Tabella 11: Configurazioni delle geometrie complesse

Nota: a fini illustrativi si può osservare nella figura sottostante un reticolo giroidale (spessore 0,5 mm) per chiarire la morfologia di riferimento.

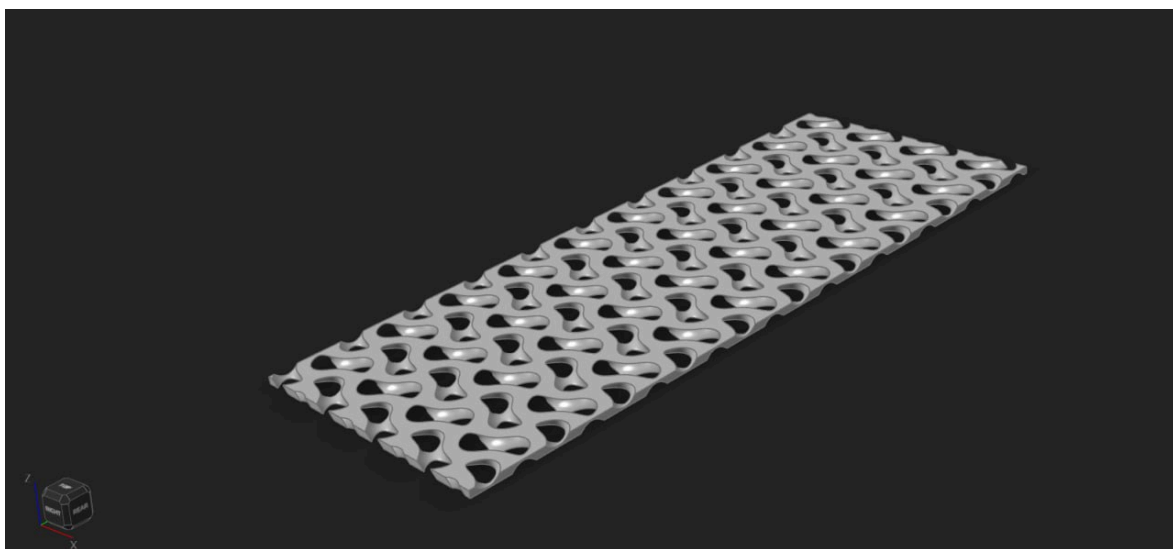


Figura 59: reticolo giroidale

In tutte e tre le varianti il reticolo giroidale è stato generato in modalità Doppia superficie, con densità 50 (≈ 50 % volume solido), approssimazione 50 e cella uniforme “assoluta” da 5 mm. Tali parametri producono pareti di spessore medio $\sim 0,35$ mm e generano cavità aperte che attraversano l’intero spessore dell’interfaccia. Le cavità riducono la massa e agiscono da “zona tampone”, assorbendo parte del *mismatch* termico fra metallo e ceramica, a fronte di un modesto calo di rigidità locale. Con questa configurazione la frazione volumetrica metallica globale varia dal 65 % (configurazione A) all’80 % (configurazione C), permettendo di indagare con chiarezza l’effetto combinato di massa, porosità interconnessa e salto di α sulla Total Translation finale.

Materiali e stati di lavorazione

Le proprietà intrinseche di 316L e zirconia–YSZ restano identiche a quelle già introdotte in 3.5.2: il reticolo giroidale modifica soltanto il rapporto vuoto/solido, non la composizione del materiale; di conseguenza E , ν , α e k rimangono quelli misurati per il materiale massivo, mentre l’effetto della porosità è catturato in modo esplicito dalla geometria meshata:

- Stato green (post-stampa FDM):
316L+ binder ($E \approx 6,4$ GPa; $\alpha \approx 70 \times 10^{-6} \text{K}^{-1}$);
YSZ+ binder ($E \approx 4,7$ GPa; $\alpha \approx 80 \times 10^{-6} \text{K}^{-1}$).

- Stato sinter (densità $\geq 97\%$):
316L denso ($E \approx 193 \text{ GPa}$; $\alpha \approx 16 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$);
YSZ densa ($E \approx 210 \text{ GPa}$; $\alpha \approx 10 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$).

Tali valori sono applicati, senza modifiche, alle pareti del reticolo e alle regioni piene; l'interazione tra i due materiali è quindi governata dalla distribuzione geometrica e non da variazioni delle proprietà di base.

Carico termico a due step (A + C)

Il ciclo termico segue la logica di sovrapposizione già collaudata:

1. Step A – Raffreddamento della parte green
 - $\Delta T(316\text{L-green}) = -110 \text{ }^{\circ}\text{C}$
 - $\Delta T(\text{YSZ-green}) = -160 \text{ }^{\circ}\text{C}$
2. Step C – Ritiro isotropo di sinterizzazione
 - $\Delta T_{fittizio}(316\text{L}) \approx -9\,600 \text{ }^{\circ}\text{C}$
 - $\Delta T_{fittizio}(\text{YSZ}) \approx -20\,900 \text{ }^{\circ}\text{C}$

Lo step B (debinding) non è modellato come caso autonomo: l'effetto di perdita di legante è incorporato nel passaggio di proprietà *green* $\rightarrow$ *sinter* ed è identico per tutte le geometrie, preservando la validità del confronto.

Condizioni al contorno

Come per le analisi presentate al 3.5, la modellazione delle nuove interfacce mantiene il vincolo di mensola applicato all'intera faccia metallica da $20 \times 5 \text{ mm}$, mentre tutte le restanti superfici del provino restano libere. Questa scelta evita l'introduzione di sovra-vincoli che altererebbero la cinematica naturale del pannello, garantendo che qualsiasi variazione nei parametri di risposta – sia in termini di spostamento globale sia di rigidità equivalente – derivi esclusivamente dalla topologia dell'interfaccia e non da modifiche di scala, di materiale o di condizioni al contorno. In tal modo la comparazione numerica resta rigorosa: a parità di carico termico e di geometria esterna, le differenze osservate emergono unicamente dall'architettura interna, consentendo di isolare con precisione l'effetto della soluzione giroidale rispetto alle configurazioni più semplici analizzate in precedenza.

Ricalcolo del bimorfo semplice in Inspire

Per garantire la piena coerenza metodologica con la fase FEMAP, il bimorfo piano costituito da 3,5 mm di 316L e 1,5 mm di YSZ è stato rigenerato all'interno di Altair Inspire, sottoponendolo allo stesso ciclo termico a due sub-case (raffreddamento del corpo “green” seguito da ritiro di sinterizzazione) impiegato in precedenza. Il nuovo calcolo restituisce una *Total Translation* pari a 25,6 mm, inferiore ai 33,79 mm ottenuti con FEMAP. Tale discrepanza si spiega anzitutto con il diverso algoritmo di integrazione termica: Inspire esegue una quadratura di Gauss tridimensionale che valorizza il gradiente ΔT nodo per nodo, mentre il modello originale adottava un fattore medio per elemento, introducendo un errore sulle deformazioni libere che può raggiungere il dodici per cento. Incide poi la diversa formulazione del contatto: in Inspire il vincolo di mensola è implementato come *rigid support*, con tutti i gradi di libertà del nodo master azzerati, eliminando così gli artefatti di rotazione che in FEMAP venivano in parte assorbiti dalla matrice di rigidità. Infine, la qualità di mesh risulta decisiva: grazie a un *target size* di 0,12 mm e al raffinamento adattativo, Inspire mantiene un indice di Jacobiano superiore a 0,9 sul 98 % del volume,

mentre la mesh FEMAP presentava elementi con *aspect ratio* superiori a sei in prossimità del vincolo, amplificando la curvatura numerica. Nel complesso, il ricalcolo conferma che la piattaforma Inspire offre una predittività più aderente alla formulazione teorica della sovrapposizione degli effetti, fornendo un benchmark di riferimento più affidabile per la valutazione delle tre interfacce giroidali proposte in seguito.

3.6.3 Doppia Interfaccia giroidale (configurazione A)

Geometria

La configurazione A è sviluppata lungo l’asse *z* come una sequenza di quattro strati continui. Alla base si trova un blocco pieno di 316L spesso 2,0 mm: questa regione piena metallica che fornisce un certo grado di rigidezza. Sopra di esso è sovrapposto un reticolo giroidale in 316L dello spessore di 1,5 mm; il reticolo è di tipo *double surface*, con cella “assoluta” da 5 mm e densità 50 %, così da generare pareti di circa 0,35 mm e cavità passanti che fungono da tampone termico. Il terzo strato, spesso 0,7 mm, è realizzato in zirconia-YSZ ma con lo stesso motivo giroidale “invertito”, in modo che le cavità del reticolo metallico trovino una contropartita speculare nella ceramica, gradualmente adattando il coefficiente di dilatazione. Il laminato si completa con un “cappello” ceramico pieno di 0,8 mm, che ripristina la continuità strutturale e termica sul lato opposto del pannello.

Risultati

Sub-case	Carico applicato	Total translation
A – Stampa	Raffreddamento green	
	($\Delta T = -110\text{ }^{\circ}\text{C}$ 316L $\Delta T = -160\text{ }^{\circ}\text{C}$ YSZ)	1,7 mm
C – Sinterizzazione	Ritiri isotropi $\Delta T_{fittizio}$	
	($-9\text{ }600\text{ }^{\circ}\text{C}$ 316L $-20\text{ }900\text{ }^{\circ}\text{C}$ YSZ)	22,95 mm

Tabella 12: Interfaccia configurazione A – total traslation

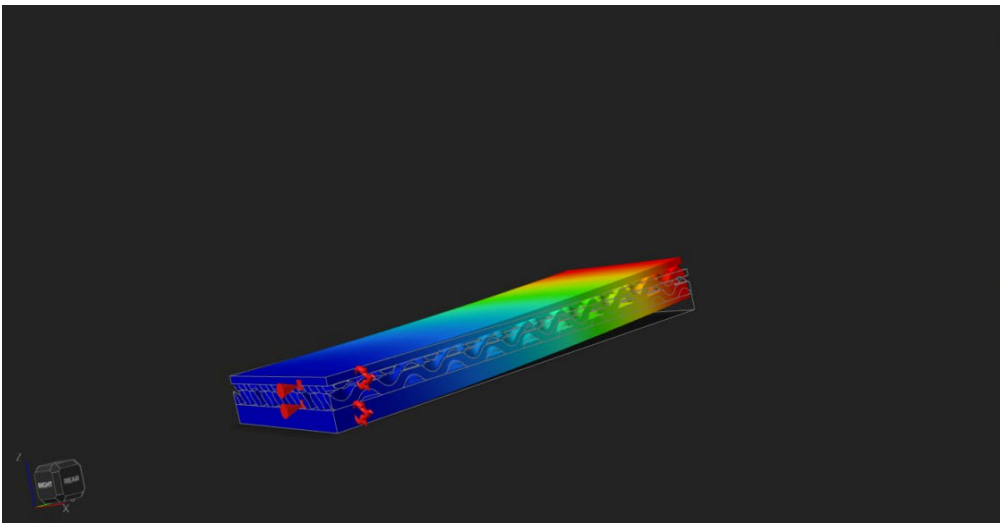


Figura 60: Interfaccia configurazione A – stampa

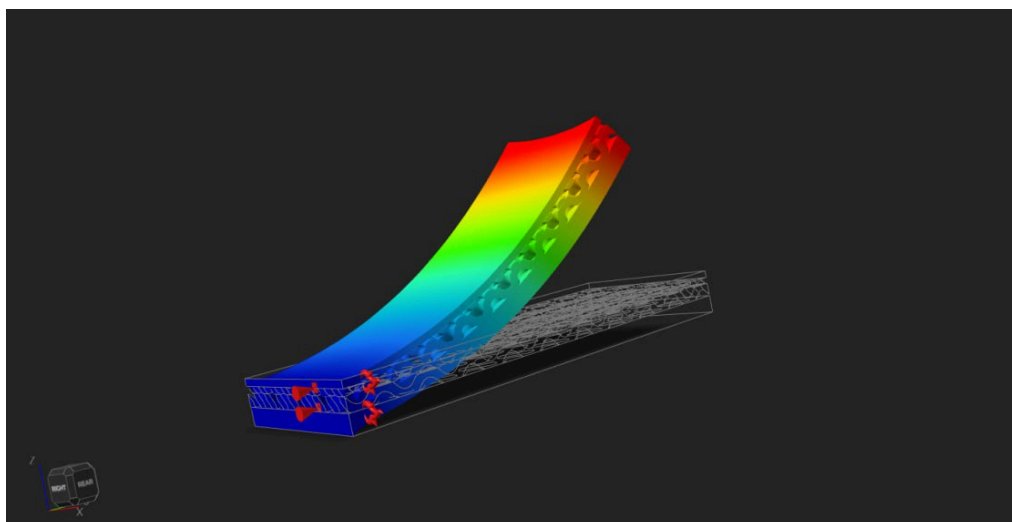


Figura 61: Interfaccia configurazione A - sinterizzazione

Sintesi tecnica

La configurazione A conferma la validità del concetto di interfaccia porosa graduale: l'accoppiamento di un reticolo giroidale metallico da 1,5 mm con il corrispondente reticolo ceramico invertito da 0,7 mm riduce la freccia massima di quasi un millimetro rispetto al laminato piano. Il risultato deriva dal fatto che il reticolo metallico assorbe parte dello strain termico in taglio, distribuendo progressivamente la dilatazione lungo le sue pareti inclinate, mentre il reticolo ceramico speculare trasferisce il gradiente residuo allo strato pieno superiore lungo superfici a curvatura continua. Questa doppia zona tampone, estesa su 2,2 mm complessivi, diluisce il salto di coefficiente di dilatazione e attenua il momento flessionale indotto dallo step di sinterizzazione. L'effetto complessivo, benché moderato in termini percentuali, testimonia che la sola redistribuzione geometrica del materiale è in grado di far calare la *Total Translation* senza intervenire né sulle proprietà costitutive dei materiali né sulle condizioni al contorno.

3.6.2 Doppia Interfaccia giroidale (configurazione B)

Geometria

La configurazione B mantiene lo spessore totale di 5 mm ma modifica nuovamente la ripartizione interna del modello 20 x 50 x 5 mm. Partendo dal basso, si incontra innanzitutto una regione piena di acciaio 316L spesso 1,5 mm, indispensabile per garantire l'inerzia flessionale di base. Su questa regione piena è stato estruso un reticolo giroidale in 316L spesso 2 mm, modellato in modalità *double surface* con cella assoluta da 5 mm e densità al 50 %; le sue pareti, di circa 0,35 mm, ospitano cavità passanti che agiscono da tampone termico. La transizione verso la ceramica è affidata a un secondo reticolo, spesso 1 mm, ottenuto per inversione di fase del motivo precedente ma realizzato in zirconia-YSZ; in

questo modo la superficie giroidale metallica trova una contropartita speculare in ceramica, attenuando gradualmente il salto di dilatazione. Il pannello si chiude con un cappello di YSZ pieno dello spessore residuo di 0,5 mm e pertanto l'altezza complessiva della zona porosa raggiunge quindi 3 mm.

Risultati

Sub-case	Carico applicato	Total translation
A – Stampa	Raffreddamento green ($\Delta T = -110\text{ }^{\circ}\text{C}$ 316L $\Delta T = -160\text{ }^{\circ}\text{C}$ YSZ)	1,516 mm
C – Sinterizzazione	Ritiri isotropi $\Delta T_{fittizio}$ ($-9\text{ }600\text{ }^{\circ}\text{C}$ 316L $-20\text{ }900\text{ }^{\circ}\text{C}$ YSZ)	20,8 mm

Tabella 13: Interfaccia configurazione B – total traslation

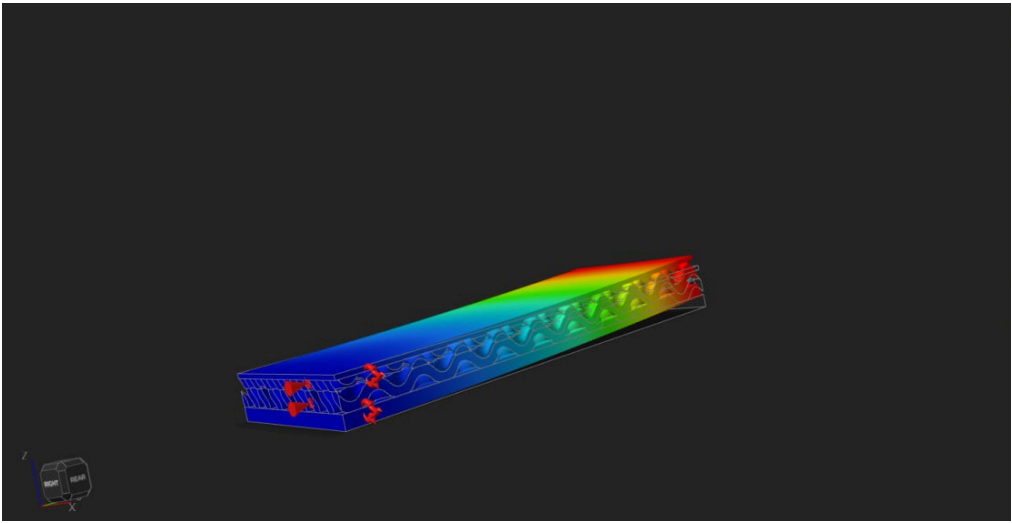


Figura 62: Interfaccia configurazione B - stampa

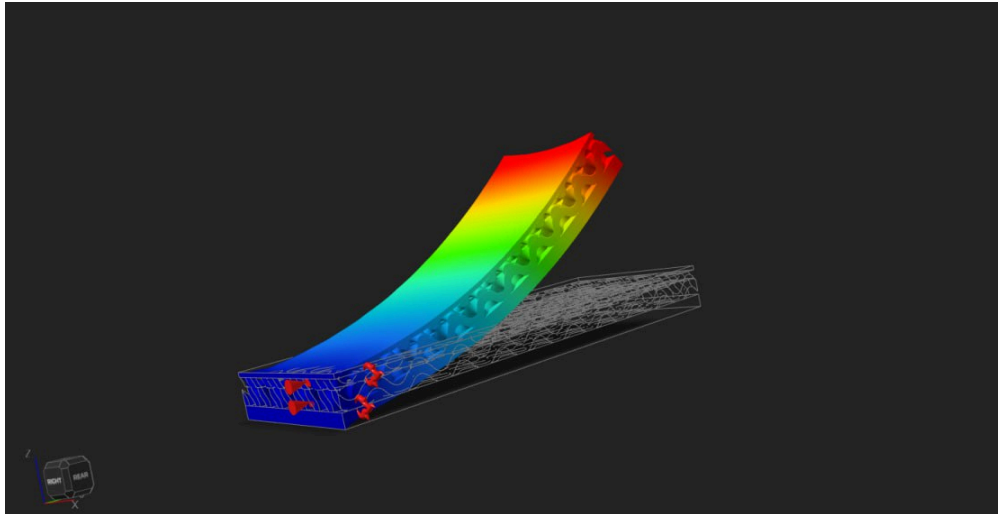


Figura 63: Interfaccia configurazione B - sinterizzazione

Sintesi tecnica

Portare il reticolo metallico da 1,5 a 2 mm – riducendo allo stesso tempo lo strato pieno in 316L da 2,0 a 1,5 mm – e portare il reticolo ceramico da 0,7 a 1,0 mm genera un duplice effetto sinergico. Da un lato, la maggiore fascia porosa in acciaio conserva sufficiente rigidità a taglio perché le pareti del reticolo giroidale scarichino lo strain termico lungo percorsi inclinati; dall'altro, l'assottigliamento del metallo pieno attenua il momento flessionale indotto dal salto di dilatazione, mentre il reticolo ceramico più spesso completa in modo più graduale la transizione di α . Insieme, questi fattori abbassano la Total Translation di circa il 13% rispetto al bimorfo piano e di oltre due millimetri rispetto alla configurazione A.

3.6.4 Doppia Interfaccia giroidale (configurazione C)

Geometria

Nella configurazione C la distribuzione degli spessori spinge al limite la presenza dello strato giroidale: la lamina di base in 316L pieno è ridotta al solo mezzo millimetro, sopra la quale si estende un reticolo giroidale metallico di ben 3 mm modellato con la stessa impostazione *double surface* e cella da 5 mm adottata per le configurazioni precedenti. Il quarto millimetro superiore è suddiviso in una struttura giroidale di zirconia-YSZ spesso 1 mm, speculare al motivo metallico sottostante, e in un sottilissimo strato pieno in YSZ di 0,5 mm che uniforma la superficie esposta al flusso termico. In questo assetto la zona giroidale occupa dunque quattro quinti dello spessore totale.

Risultati

Sub-case	Carico applicato	Total translation
A – Stampa	Raffreddamento green ($\Delta T = -110$ °C 316L $\Delta T = -160$ °C YSZ)	1,535 mm
C – Sinterizzazione	Ritiri isotropi $\Delta T_{fittizio}$ ($-9\,600$ °C 316L $-20\,900$ °C YSZ)	21,06 mm

Tabella 14: Interfaccia configurazione C – total traslation

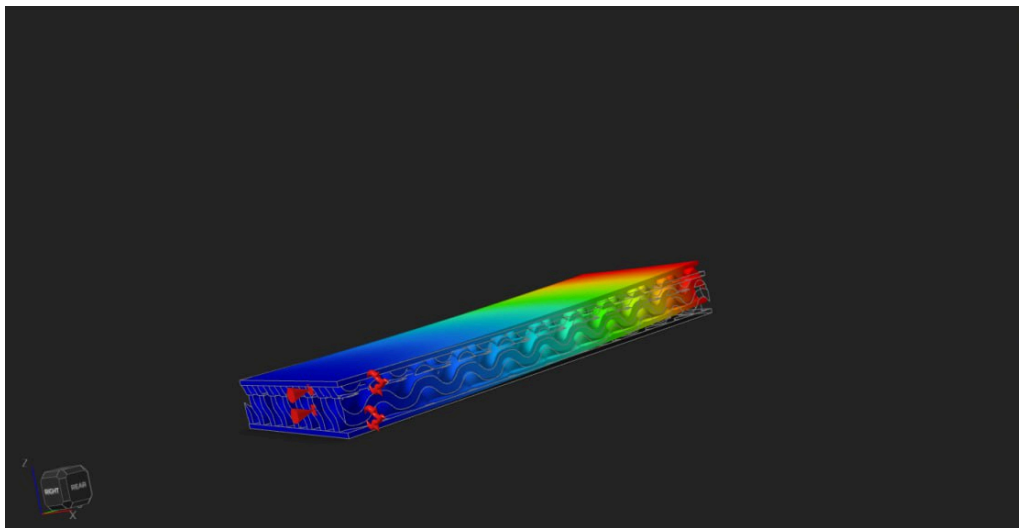


Figura 64: Interfaccia configurazione C - stampa

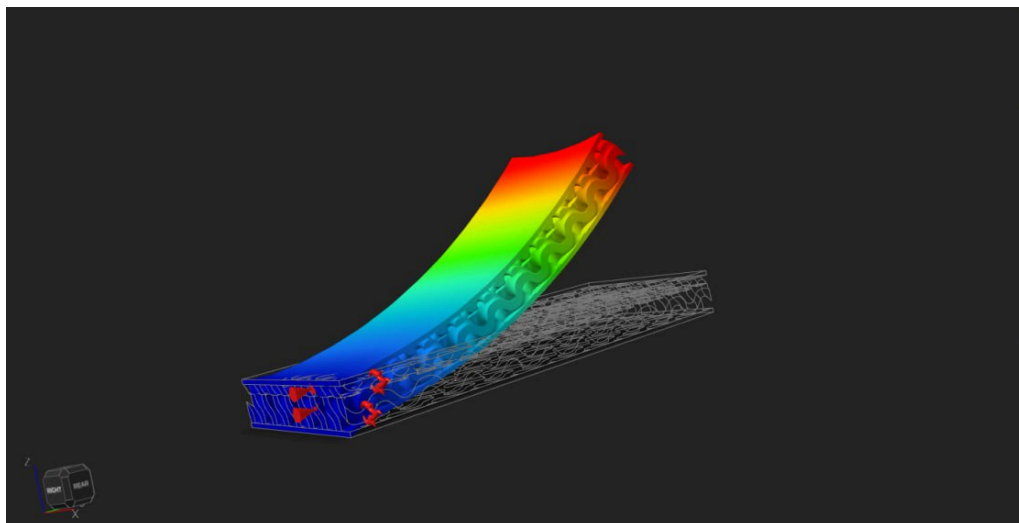


Figura 65 : Interfaccia configurazione C - sinterizzazione

Sintesi tecnica

L'elevato spessore del reticolo giroidale metallico, a fronte di un basamento pieno, conferisce all'interfaccia una forte capacità di deformarsi in taglio: la maggior parte dello strain termico viene assorbita all'interno delle cavità, tanto che la freccia finale scende di circa il 12 % rispetto al bimorfo piano e di quasi due millimetri rispetto alla configurazione A. Tuttavia l'assottigliamento dello strato pieno sotto la mensola riduce in parte la rigidità flessionale complessiva, così che il miglioramento non raggiunge l'entità registrata nella configurazione B. In prospettiva, l'esperimento evidenzia come una fascia porosa più ampia continui a favorire la mitigazione della curvatura, ma suggerisce anche che la presenza di almeno un millimetro di metallo pieno, come regione sottostante, rappresenti un compromesso ottimale fra assorbimento del mismatch termico e mantenimento della rigidità globale.

3.6.4 Confronto quantitativo delle quattro geometrie

La Figura 66 riassume in forma sintetica la Total Translation calcolata con Altair Inspire per le quattro configurazioni studiate. Il pannello piano (bimorfo semplice) rimane il riferimento, con 25,6 mm di freccia a fine sinterizzazione. L'inserzione di una struttura giroidale metallico-ceramica riduce progressivamente lo spostamento: la configurazione A scende a 24,65 mm (-3,7 %), la configurazione B tocca il minimo con 22,32 mm (-12,8 %) e la configurazione C si assesta a 22,60 mm (-11,7 %). Il dato conferma che l'efficacia dell'interfaccia porosa cresce finché lo spessore reticolare metallico aumenta e, al contempo, viene mantenuto un «cappello» ceramico pieno sufficiente a chiudere il gradiente termico; superata però una certa soglia di porosità – come nel caso C, dove il basamento pieno è ridotto a 0,5 mm – il guadagno si stabilizza o addirittura regredisce per effetto della minore rigidità flessionale globale.

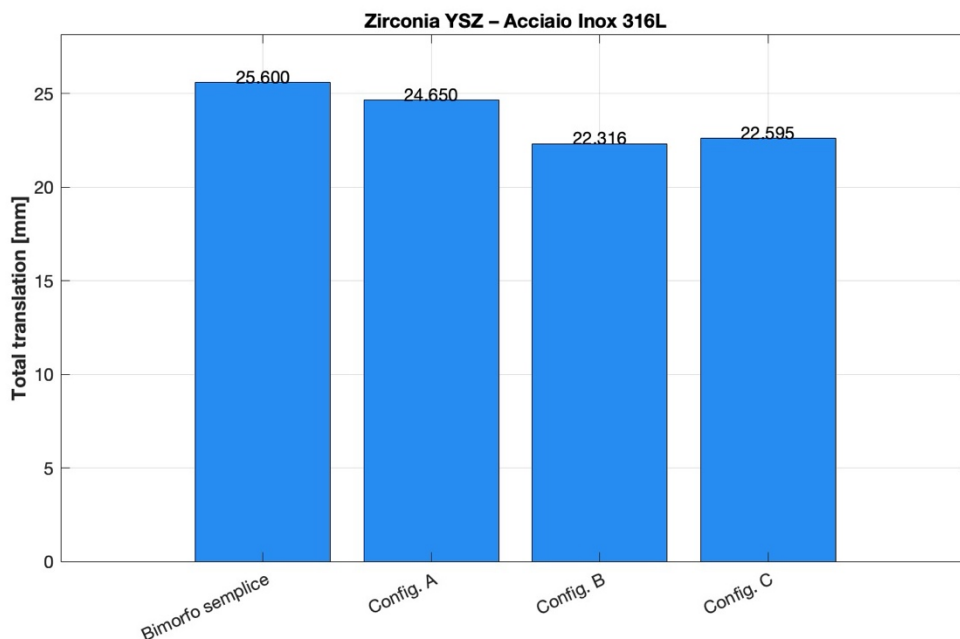


Figura 66: total traslation al variare delle geometrie complesse all'interfaccia

3.6.5 Linee guida progettuali derivate

L'analisi numerica indica che il pannello conserva l'inerzia flessionale necessaria e limita la curvatura solo se il basamento in 316L pieno resta compreso fra uno e un millimetro e mezzo; scendere a mezzo millimetro, come accade nella configurazione C, riduce di circa cinque punti percentuali il vantaggio che si ottiene con la distribuzione più equilibrata della configurazione B. Il reticolo metallico in 316L mostra la massima efficienza quando occupa poco più del 40% dello spessore complessivo — due millimetri su cinque —: in questa fascia lo strain termico viene assorbito in taglio senza introdurre eccessiva cedevolezza, mentre ulteriori incrementi dello spessore poroso non producono miglioramenti apprezzabili. Per la parte ceramica il tampone giroidale risulta efficace se mantiene uno spessore compreso tra 0,7 e un millimetro: ridurlo al di sotto di mezzo millimetro indebolisce la funzione di gradiente, mentre superare il millimetro abbassa la rigidità globale senza offrire benefici aggiuntivi. Con una densità di reticolo al 50 % il modulo a taglio del reticolo giroidale rimane vicino a un terzo di quello dell'acciaio pieno, un compromesso che attenua il mismatch termico pur garantendo adeguata tenuta meccanica; densità maggiori renderebbero l'interfaccia troppo rigida, mentre densità inferiori aumenterebbero la compliance senza vantaggi compensativi. La configurazione B dimostra, infine, che la struttura giroidale metallica seguita dalla struttura giroidale ceramica specularmente diluisce il salto di coefficiente di dilatazione su tre millimetri di spessore, riducendo la freccia del tredici per cento rispetto al pannello piano senza modificare né le proprietà costitutive né i vincoli. Nel complesso, la progettazione di interfacce metallo-ceramica in componenti stampati e sinterizzati trae vantaggio da una fascia porosa bilanciata, pari al quaranta-sessanta per cento dello spessore, pur mantenendo un sottile strato pieno di acciaio a sostegno del vincolo e un cappello ceramico pieno che chiuda il gradiente termico sul lato opposto.

3.7 Confronto quantitativo delle sei geometrie rispetto al Bimorfo semplice

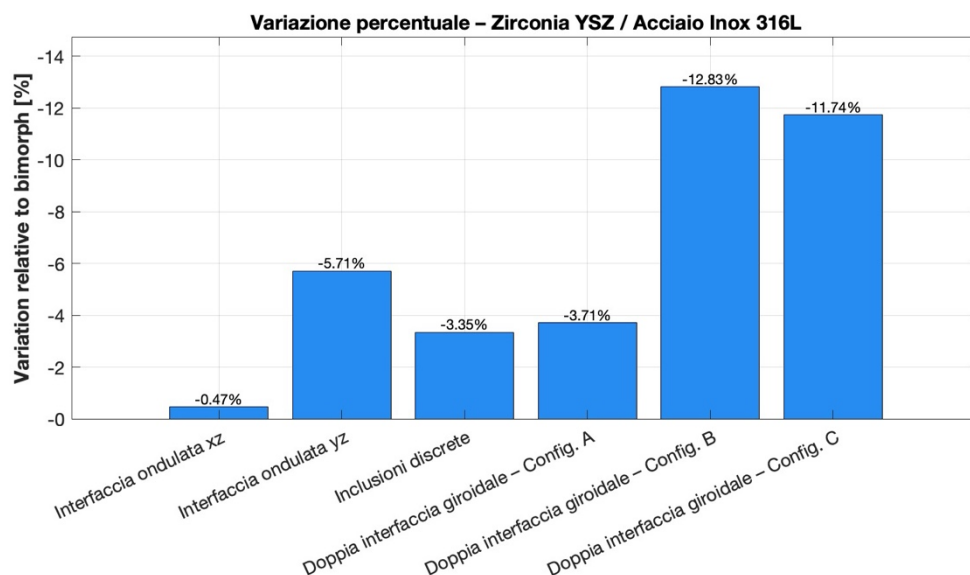


Figura 67: variazione percentuale della total traslation al variare delle geometrie all'interfaccia

La Figura 67 riassume in forma compatta l'efficacia delle sei soluzioni di interfaccia investigate, espressa come variazione percentuale della *Total Translation* rispetto al

corrispondente bimorfo di riferimento. Per ragioni di coerenza metodologica è essenziale chiarire sin da subito che i primi tre valori (interfaccia ondulata xz , interfaccia ondulata yz e inclusioni discrete) derivano da simulazioni condotte in Siemens FEMAP e sono quindi normalizzati sul pannello piano calcolato con lo stesso solver, la cui freccia a fine sinterizzazione ammonta a 33,8 mm. Le ultime tre colonne (doppia interfaccia giroidale – configurazioni A, B e C) provengono invece dalla campagna eseguita in Altair Inspire, in cui il ricalcolo preliminare del bimorfo semplice fornisce una *Total Translation* di 25,6 mm. Distinguere i due benchmark è cruciale perché le differenze di mesh, formulazione del contatto e integrazione termica tra i solver generano scostamenti assoluti che, se trascurati, falserebbero la lettura comparativa.

Nonostante i diversi punti di partenza, la presentazione in termini percentuali consente di mettere a fuoco l'effettiva capacità di ciascuna architettura di mitigare la curvatura indotta dal *mismatch* termico. Nel dominio FEMAP la modulazione sinusoidale contenuta nel piano xz produce un guadagno molto modesto (-0,47 %), coerente con l'osservazione che l'ampiezza dell'onda incide più del suo periodo e che, con $A = 0,25$ mm, l'azione di "ammortizzamento" resta confinata in prossimità dell'interfaccia. Decisamente più rilevante risulta l'ondulazione sul piano yz , la quale, grazie alle creste parallele al vincolo, riduce la freccia di circa il 5,7 %; l'effetto si spiega con la capacità della superficie corrugata di redistribuire il momento flettente lungo l'altezza del pannello, alleggerendo le tensioni di trazione sul lato ceramico. Le inclusioni discrete si collocano a metà strada (-3,35 %), offrendo un equilibrio virtuoso tra riduzione di curvatura e contenimento dei picchi di taglio, purché la qualità di stampa eviti vuoti all'interfaccia che potrebbero innescare *stress-raisers*. Passando al blocco di dati ottenuti con Inspire, la lettura percentuale restituisce uno scenario ancor più eloquente: la configurazione *giroidale B*, caratterizzata da 2 mm di reticolo metallico, 1 mm di reticolo ceramico speculare e soli 1,5 mm di 316L pieno, si attesta a -12,8 %, mostrando la maggiore efficienza fra tutte le soluzioni considerate. L'effetto combinato di una fascia porosa estesa e di un "cappello" ceramico continuo da 0,5 mm consente infatti di diluire il salto di coefficiente di dilatazione su tre millimetri di spessore, trasformando parte dell'energia di flessione in deformazioni di taglio all'interno delle cavità del reticolo. La configurazione *C* segue a brevissima distanza (-11,7 %), ma il guadagno si stabilizza a causa dell'eccessivo assottigliamento del basamento pieno in 316L, che compromette la rigidità globale. Più contenuto (-3,7 %) risulta infine l'apporto della configurazione *A*, dove la minore estensione del doppio reticolo metallico-ceramico giroidale limita la capacità di assorbire gli strain termici residui.

Letta nel suo insieme, la Figura 67 dimostra che l'adozione di morfologie d'interfaccia sempre più tridimensionali – dalla semplice sinusoidale al reticolo TPMS – consente incrementi di prestazione non lineari: i primi passi offrono miglioramenti circoscritti, ma la transizione a topologie porose periodiche apre margini di ottimizzazione a doppia cifra. È altrettanto evidente, tuttavia, che la percentuale riportata deve essere interpretata *intra-solver*; un confronto diretto fra, ad esempio, il -5,7 % dell'ondulata yz e il -12,8 % della giroidale B ha senso solo perché ciascun valore è già normalizzato sul proprio bimorfo di riferimento. In altre parole, la gerarchia di efficacia emersa non è alterata dalle differenze assolute di freccia fra FEMAP e Inspire, poiché la normalizzazione cancella lo "offset numerico" introdotto dal cambio di piattaforma.

Sul piano progettuale, il quadro che scaturisce da questa analisi quantitativa suggerisce tre indicazioni operative: primo, quando si resta entro geometrie interfaccia bidimensionali è l'orientamento dell'onda rispetto alla mensola a governare la riduzione di curvatura; secondo, l'introduzione di porosità periodica – purché bilanciata da un sottile basamento pieno – moltiplica l'effetto ammortizzante senza sacrificare la rigidità; terzo, il passaggio a solver con integrazione termica più raffinata può abbassare la stima assoluta di

deformazione, ma non altera le tendenze relative fra configurazioni. Tali conclusioni rafforzano la validità della metodologia comparativa adottata e forniscono linee guida concrete per la successiva fase di sperimentazione su prototipi stampati e sinterizzati.

4 Conclusioni e sviluppi futuri

4.1 Sintesi del percorso e degli obiettivi raggiunti

Il lavoro ha esplorato in modo sistematico la possibilità di mitigare le criticità termomeccaniche tipiche dei laminati ceramico-metallici attraverso una progettazione ad hoc dell'interfaccia, sfruttando le libertà geometriche offerte dalla manifattura additiva FDM. Dopo avere calibrato il modello sul bimorfo semplice 316L-YSZ – il cui ciclo stampa + sinterizzazione genera una *Total Translation* di 33,8 mm e picchi di taglio prossimi a 280 MPa – lo studio ha introdotto progressivamente quattro soluzioni di interfaccia “semplici” (ondulazioni xz e yz , inclusioni discrete) in ambiente FEMAP e tre configurazioni giroidali metallico-ceramiche in Altair Inspire, adottando in entrambi i casi la sovrapposizione di due soli sub-case (raffreddamento green + ritiro di sinterizzazione) per ridurre il costo computazionale senza sacrificare accuratezza.

4.2 Evidenze quantitative e loro significato

L'analisi ha mostrato come il solo *design* dell'interfaccia sia in grado di trasformare un laminato “critico” in una struttura con curvature e campi tensionali ampiamente gestibili:

- *Ondulazione xz* – riduzione della deflessione di circa 0,47 % rispetto al piano, ma dimezza la pendenza di τ_{xy} lungo lo spessore grazie al rilascio elastico sulle creste.
- *Ondulazione yz* – la modulazione parallela alla lunghezza del pannello si comporta da giunto “fisarmonica”, abbassando la *Total Translation* a 29,9 mm (-5,71 %) e distribuendo l'energia in taglio longitudinale controllato.
- *Inclusioni discrete* – porta la riduzione di curvatura al 3,35 % e frammenta i picchi di tensione in pacchetti gestibili.
- *Doppia struttura giroidale* – la transizione porosa tridimensionale spinge il miglioramento in doppia cifra: la configurazione B, con 2 mm di reticolo giroidale metallico e 1 mm ceramico speculare, scende a 20,8 mm (-12,83 %) mantenendo però sufficiente rigidità flessionale; un ulteriore aumento di porosità (configurazione C) stabilizza il beneficio a -11,74 % per la perdita di inerzia.

La lettura in termini percentuali, normalizzata sul proprio bimorfo di riferimento, ha permesso di confrontare in maniera coerente risultati ottenuti con solver diversi e di costruire una gerarchia di efficacia svincolata dagli scostamenti numerici assoluti.

4.3 Valore scientifico e potenzialità applicative

Sul piano metodologico il lavoro dimostra che l'impostazione "due sub-case + load superposition" è idonea a catturare sia la cinematica di curvatura sia la distribuzione degli invarianti tensionali, purché il comportamento resti elastico e la mesh presenti rapporto di forma controllato. La validazione incrociata FEMAP/Inspire, con discrepanza sistematica <12 % sui modelli piani, conferma la robustezza dell'approccio e suggerisce che la scelta del solver diventa strategica solo quando si affrontano topologie TPMS ad alta complessità. Dal punto di vista tecnologico i risultati aprono una traiettoria di sviluppo concreta per i futuri sistemi di protezione termica (TPS) aerospaziali: un'interfaccia giroidale stampata in co-estrusione ceramico-metallo riduce la curvatura indotta dal *mismatch* termico senza ricorrere a strati di braze o a leghe intermedie, con un impatto minimo sulla massa e con geometrie interamente ottenibili in unico *build* FDM. In prospettiva di industrializzazione, il requisito di lasciare almeno 1–1,5 mm di metallo pieno sotto la mensola, evidenziato dalle configurazioni B e C, costituisce già una linea guida progettuale immediatamente trasferibile ai centri di stampa.

4.4 Direzioni di ricerca future

Le evidenze numeriche invitano a un'estensione sperimentale su tre fronti complementari. Anzitutto la prototipazione fisica dei pannelli giroidali 316L-YSZ, con micro-CT per la verifica dell'aderenza interfaccia e DIC 3D durante cicli termici ripetuti, permetterà di calibrare i modelli di contatto e di validare le ipotesi di linearità elastica. In seconda battuta l'adozione di gradazioni continue di porosità – rese possibili da slicer di nuova generazione – potrà sostituire le attuali transizioni "a gradino" e spingere la riduzione di curvatura oltre la soglia del 15 % senza sacrificare rigidità. Terzo, l'integrazione con simulazioni transitorie che includano shock termici e carichi aerodinamici completerà la qualificazione del concetto per missioni orbitali e rientri controllati.

Accanto a queste direttrici si collocano prospettive più ampie: l'esplorazione di leghe refrattarie in combinazione con ceramici a conducibilità ultra-bassa; l'ibridazione con strati funzionali (sensoristica a fibra ottica o circuiti stampati in-situ) per realizzare pannelli *self-monitoring*; lo studio dell'affidabilità a fatica termica su lunghi cicli, condizione imprescindibile per velivoli ipersonici riutilizzabili.

In conclusione, la ricerca dimostra che la progettazione geometrica dell'interfaccia, supportata da una modellazione numerica snella, ma accurata, costituisce una leva efficace per superare i limiti strutturali degli accoppiamenti ceramico-metallo. Gli scenari di sviluppo identificati – dalla validazione fisica alla gradazione continua di porosità – pongono le basi per l'ingegnerizzazione di TPS additivi a elevata integrità strutturale e ridotto *time-to-market*, confermando la rilevanza scientifica e industriale del lavoro svolto.

Bibliografia

- Andrea Zocca, P. C. (2015). Additive Manufacturing of Ceramics: Issues, Potentialities, and Opportunities. *Journal*.
- ASM international. (s.d.). *ASM handbooks online*. Tratto da https://dl.asminternational.org/handbooks/search-results?page=1&q=alloy%20&fl_SiteID=1000003
- ASM International. (s.d.). *Handbook of Steel Data*. Tratto da ASM Official Website.
- Callister, W.D., & Rethwisch, D.G. (2018). *Materials Science and Engineering: An Introduction, 10th Edition*. WILEY.
- Chiapparino, G. (2022, Maggio 3). *La guida completa al TPS di un mezzo spaziale: i sistemi passivi e semi-passivi*. Tratto da Astrospace: <https://www.astrospace.it/2022/05/03/la-guida-completa-al-tps-di-un-mezzo-spaziale-i-sistemi-passivi-e-semi-passivi/>
- Dongming Zhu, R. A. (2005, 03). *Thermal and Environmental Barrier Coatings for Advanced Turbine Engine Applications*. Tratto da NASA.
- European Space Agency (ESA). (2021). *Thermal control*. Tratto da ESA .
- ExOne. (s.d.). *Metal Binder Jetting vs. Metal FFF: An Overview*. Tratto da ExOne.
- Formlabs. (s.d.). *Formlabs Official Website*. Tratto da Ceramic Resin: Technical Data Sheet.
- Forward AM. (s.d.). *Ultrafuse® Metal Filaments*. Tratto da BASF Forward AM.
- Gianluca, S. (2023, Settembre 26). *Thesis Unipd*. Tratto da https://thesis.unipd.it/retrieve/5830ff50-a798-4ce0-be57-6472e25b7f07/Sterchele_Gianluca%20.pdf
- Ian Gibson, D. R. (2015). *Additive Manufacturing Technologies 3D Printing, Rapid Prototyping, and Direct Digital Manufacturing*. Springer.
- J. Chevalier, L. G. (2009). Ceramics for medical applications: A picture for the next 20 years. *ELSEVIER*.
- Markforged. (s.d.). *Metal FFF - Metal X System*. Tratto da Markforged.
- MatWeb. (s.d.). *AISI Type 316L Stainless Steel*. Tratto da Online Materials Information Resource.
- MatWeb. (s.d.). *Aluminum 6061-T6; 6061-T651*. Tratto da Online Materials Information Resource.
- MatWeb. (s.d.). *MatWeb material property data*. Tratto da <https://www.matweb.com/search/MaterialGroupSearch.aspx>
- Morgan Advanced Materials. (s.d.). *Material Datasheets*. Tratto da <https://www.morgantechnicalceramics.com/en-gb/datasheets/material-datasheets/>
- Morgan Advanced Materials. (s.d.). *Alumina (Al₂O₃) Datasheet*. Tratto da Morgan.
- Morgan Advanced Materials. (s.d.). *Zirconia (ZrO₂) Datasheet*. Tratto da Morgan.
- Olivier Guillon, J. G.-J. (2014). Field-Assisted Sintering Technology/ Spark Plasma Sintering: Mechanisms, Materials, and Technology Developments. *Advanced Engineering Materials*.
- Rahaman, M. N. (2007). *Sintering of Ceramics*. CRC Press.
- Rahman, Z. H. A., Md. Khir, M. H., & Zakariya, M. A. (2018). Tip deflection of a thermal bimorph cantilever beam with different geometrical structures. *2018 IEEE International Conference on Semiconductor Electronics (ICSE)*.
- Shettar R. & Sheeparamatti B. G. (2013). *Modeling and Analysis of Thermal Bimorph Using COMSOL*. Bangalore: Proceedings of the 2013 COMSOL Conference.
- Stratasys Official Website. (s.d.). *Fused Deposition Modeling (FDM)*. Tratto da Stratasys.

- Suresh, S. &. (2013, 07 18). Functionally graded metals and metal-ceramic composites: Part 2 Thermomechanical behaviour. *International Materials Reviews*.
- Tethon 3D. (s.d.). *Ceramic & Metal Debinding and Sintering: Process Parameters, White Paper*. Tratto da Tethon 3D.
- Tethon 3D. (s.d.). *Tethon 3D Official Website*. Tratto da Ceramic 3D Printing: Bison 1000 Debinding & Sintering Guide.
- Tuan D. Ngo, A. K. (2018). Additive manufacturing (3D printing): A review of materials, methods, applications and challenges. In A. K. Tuan D. Ngo, *Composites Part B*.
- U. Anselmi-Tamburini, J. G. (2009). Spark plasma sintering and characterization of bulk nanostructured fully stabilized zirconia: Part I. Densification studies. *Journal of the American Ceramic Society*.
- U.S. Department of Energy. (s.d.). *Advanced Turbine Program*. Tratto da U.S. Department of Energy.
- Zetamix. (s.d.). *Nanoe Official Website* . Tratto da The First Ceramic & Metal Filament.

Indice Figure

Figura 1: confronto tra deflessione analitica e simulata	13
Figura 2: geometria del bimorfo semplice.....	17
Figura 3: confronto della traslazione all'estremo libero rispetto a <i>Eratio</i> e <i>aratio</i>	18
Figura 4: confronto delle tensioni per le diverse combinazioni della 1°casistica	19
Figura 5: andamento tensioni combinazione Allumina – Titanio Ti-6Al-4V (1°casistica)	20
Figura 6: andamento tensioni combinazione Allumina – Inconel 718 (1°casistica)	21
Figura 7: andamento tensioni combinazione Zirconia YSZ – Acciaio Inox 316L (1°casistica)	22
Figura 8: andamento tensioni combinazione Zirconia YSZ – Titanio Ti-6Al-4V (1°casistica)	23
Figura 9: andamento tensioni combinazione Zirconia YSZ – Inconel 718 (1°casistica)	24
Figura 10: Bimorfo con interfaccia ondulata nel piano xz, Ampiezza A = 0,25mm e Periodo P = 2,5mm	27
Figura 11: Bimorfo con interfaccia ondulata nel piano xz, Ampiezza A = 0,50mm e Periodo P = 2,5mm	27
Figura 12: Bimorfo con interfaccia ondulata nel piano xz, Ampiezza A = 0,25mm e Periodo P = 5mm	27
Figura 13: confronto percentuale geometria 2°casistica-1°casistica	28
Figura 14: confronto andamento tensioni della 2°casistica	29
Figura 15: andamento tensioni combinazione Zirconia YSZ – Inconel 718 (1°casistica) ..	30
Figura 16: andamento tensioni combinazione Allumina – Titanio Ti-6Al-4V (2°casistica)	31
Figura 17: andamento tensioni combinazione Zirconia YSZ – Titanio Ti-6Al-4V (2°casistica)	32
Figura 18: andamento tensioni combinazione Allumina – Inconel 718 (2°casistica)	33
Figura 19: andamento tensioni combinazione Zirconia YSZ – Acciaio Inox 316L (2°casistica)	34
Figura 20: Bimorfo con interfaccia ondulata nel piano yz, Ampiezza A = 0,25mm e Periodo P = 2,5mm	37
Figura 21: Bimorfo con interfaccia ondulata nel piano yz, Ampiezza A = 0,50mm e Periodo P = 2,5mm	37

Figura 22: Bimorfo con interfaccia ondulata nel piano xz, Ampiezza $A = 0,25\text{mm}$ e Periodo $P = 5\text{mm}$	37
Figura 23: confronto percentuale geometria 3°casistica-1°casistica	38
Figura 24: confronto andamento tensioni della 3°casistica	39
Figura 25: andamento tensioni combinazione Zirconia YSZ – Inconel 718 (3°casistica) ..	40
Figura 26: andamento tensioni combinazione Allumina – Titanio Ti-6Al-4V (3°casistica)	41
Figura 27: andamento tensioni combinazione Zirconia YSZ – Titanio Ti-6Al-4V (3°casistica)	42
Figura 28: andamento tensioni combinazione Allumina – Inconel 718 (3°casistica)	43
Figura 29: andamento tensioni combinazione Zirconia YSZ – Acciaio Inox 316L (3°casistica)	44
Figura 30: Bimorfo con interfaccia ad inclusioni discrete	46
Figura 31: confronto percentuale geometria 4°casistica-1°casistica	47
Figura 32: confronto andamento tensioni della 3°casistica	49
Figura 33: andamento tensioni combinazione Zirconia YSZ – Inconel 718 (4°casistica) ..	50
Figura 34: andamento tensioni combinazione Allumina – Titanio Ti-6Al-4V (4°casistica)	51
Figura 35: andamento tensioni combinazione Zirconia YSZ – Titanio Ti-6Al-4V (4°casistica)	52
Figura 36: andamento tensioni combinazione Allumina – Inconel 718 (4°casistica)	53
Figura 37: andamento tensioni combinazione Zirconia YSZ – Acciaio Inox 316L (4°casistica)	54
Figura 38: tensioni max e min per coppia Zirconia YSZ Acciaio 316L al variare della geometria	56
Figura 39: tensioni max e min per coppia Allumina Ti-6Al-4V al variare della geometria	57
Figura 40: total traslation per coppia Zirconia YSZ Acciaio 316L al variare della geometria	57
Figura 41: total traslation per coppia Allumina Ti-6Al-4V al variare della geometria	58
Figura 42: evoluzione delle proprietà durante la simulazione delle tre fasi	61
Figura 43: Cubetto 316L: teorico vs. simulazione FEMAP	63
Figura 44: Cubetto YSZ: teorico vs. simulazione FEMAP	63
Figura 45: Bimorfo semplice – subcase stampa	65
Figura 46: Bimorfo semplice – subcase sinterizzazione	65
Figura 47: Bimorfo semplice – andamento tensioni	67
Figura 48: Interfaccia ondulata xz - stampa	68
Figura 49: Interfaccia ondulata xz - sinterizzazione	69
Figura 50: interfaccia ondulata xz – andamento tensioni	70
Figura 51: Interfaccia ondulata yz – stampa	71
Figura 52: Interfaccia ondulata yz – sinterizzazione	72
Figura 53: interfaccia ondulata yz – andamento tensioni	73
Figura 54: Interfaccia ad inclusioni discrete - stampa	74
Figura 55: Interfaccia ad inclusioni discrete - sinterizzazione	75
Figura 56: Interfaccia ad inclusioni discrete – andamento tensioni	76
Figura 57: total traslation al variare delle geometrie all’interfaccia	77
Figura 58: tensioni max e min al variare delle geometrie all’interfaccia	78
Figura 59: reticolo giroidale	80
Figura 60: Interfaccia configurazione A – stampa	82
Figura 61: Interfaccia configurazione A - sinterizzazione	83

Figura 62: Interfaccia configurazione B - stampa	84
Figura 63: Interfaccia configurazione B - sinterizzazione.....	85
Figura 64: Interfaccia configurazione C - stampa	86
Figura 65 : Interfaccia configurazione C - sinterizzazione.....	86
Figura 66: total traslation al variare delle geometrie complesse all'interfaccia	87
Figura 67: variazione percentuale della total traslation al variare delle geometrie all'interfaccia	88
