UNIVERSITÁ DEGLI STUDI “ROMA TRE”

SCUOLA DOTTORALE DI INGEGNERIA

XXIII CICLO

TESI DI DOTTORATO IN
INGEGNERIA MECCANICA E INDUSTRIALE

Sviluppo di procedimenti di saldatura ed analisi delle proprietà chimico fisiche di pannelli sandwich di alluminio (Aluminum Foam Sandwich) con differenti tipologie di legame pelle core.

Ing. Massimo Moncada

A.A. 2011/2012

Tutor: Prof. Edoardo Bemporad

Co-Tutor: Ing. Giuseppe Barbieri

Sommario

Introduzione ..... *I*

CAPITOLO 1. ..... **1**

Schiume metalliche e loro applicazioni strutturali **1**

1.1 Stato dell'arte. *2*

1.2 Principali metodi di produzione delle schiume metalliche *4*

1.2.1 Produzione di schiume da fuso mediante iniezione di gas (Melt Gas Injection, Air Bubbling) 4

1.2.2 Formazione di schiuma mediante decomposizione di agenti schiumogeni nel fuso 6

1.2.3 Produzione di schiume dalla metallurgia delle polveri 8

1.3 Impiego strutturale delle schiume metalliche *13*

1.3.1 Pannelli sandwich ottenibili mediante incollaggio 15

1.3.2 Pannelli sandwich ottenibili mediante legame metallurgico 16

1.4 Caratteristiche principali dei pannelli AFS con legame pelle-core metallurgico *19*

1.5 Problematiche legate all'assemblaggio dei pannelli AFS *22*

1.6 Scelta del materiale utilizzato *25*

CAPITOLO 2. ..... **28**

Caratterizzazione dei pannelli AFS **28**

2.1 Introduzione *29*

2.2 Esami non distruttivi *29*

2.2.1 Tecnica Ultrasonora 31

2.2.2 Esami con tecnica radiografica (RX) 35

2.3 Analisi chimica *38*

2.4 Analisi SEM – EDS *42*

2.4.1 Preparazione del campione esaminato al SEM 42

2.4.2 Risultati delle analisi SEM - EDS 43

2.5 Microdurezza e valutazione della curva ISE (ASTM E384) *48*

2.5.1 Indentation Size Effect (ISE) 49

2.5.2 Risultati dei test di micro durezza Vickers 51

2.6 Nanodurezza *54*
2.6.1 Risultati delle prove di nano indentazione 59
2.7 Analisi degli stress residui nella schiuma dei pannelli AFS *64*
2.8 Caratterizzazione Meccanica dei pannelli AFS *68*
2.8.1 Set up sperimentale della prova di flessione 68
2.8.2 Confronto tra approccio secondo norma e analisi agli elementi finiti 77
2.8.3 Risultati sperimentali delle prove a flessione a 4PBT 79
2.8.4 Determinazione dei parametri di rigidezza dei pannelli. 84
2.8.5 Errore nella determinazione delle caratteristiche di rigidezza del sandwich 86
2.8.6 Prove a compressione 89
2.8.7 Correlazione digitale di immagine (DIC) 93
2.8.8 Applicazioni della tecnica DIC 95
2.9 Conclusioni *111*
CAPITOLO 3. ..... **112**
Sviluppo del processo di saldatura EBW di pannelli Aluminum Foam Sandwich (AFS) **112**
3.1 Saldabilità dei pannelli AFS *113*
3.2 Analisi strutturale FEM delle possibili configurazioni dei giunti *115*
3.3 Saldatura EBW delle leghe di alluminio *126*
3.4 SET Up e test di saldatura EBW *127*
3.4.1 Impianto utilizzato 128
3.5 Analisi DoE dei principali parametri di saldatura EBW *129*
3.6 Saldatura EBW di campioni di qualifica in AFS *137*
3.6.1 Parametri di saldatura EBW di AFS ottimizzati 140
3.7 Esami non distruttivi su campioni di AFS saldati al fascio elettronico *142*
3.8 Analisi micro strutturale di giunzioni saldate *143*
3.8.1 Analisi di microdurezza 144
3.8.2 Analisi SEM – EDS delle saldature al fascio elettronico 148
3.9 Flessione a quattro punti su campioni saldati al Fascio elettronico. *152*
3.10 Conclusioni sulla saldatura a fascio Elettronico *158*
CAPITOLO 4. ..... **160**

Sviluppo di procedimenti di saldatura Laser e Laser Tig di pannelli Aluminum Foam Sandwich (AFS)...160

4.1 Saldatura Laser delle leghe di alluminio ...161

4.2 SET Up e test di saldatura laser stand alone di leghe di alluminio ...162

4.2.1 Saldatura laser di AFS ...167

4.3 Set Up per saldatura laser TIG di leghe di alluminio ed analisi DoE dei principali parametri di processo168

4.3.1 Saldatura Laser TIG di AFS ...179

4.4 Set Up per saldatura filo – laser - TIG di leghe di alluminio ed analisi DoE dei principali parametri di saldatura. ...180

4.4.1 Saldatura Laser Filo TIG di AFS ...191

4.4.2 Analisi di microdurezza...192

4.5 Flessione a quattro punti su campioni saldati laser ...193

4.6 Conclusioni sulla saldatura a fascio Laser ...194

CAPITOLO 5. ...195

Conclusioni...195

Conclusioni...196

Possibili sviluppi futuri...198

Bibliografia...200

Introduzione

Il presente lavoro è svolto nell'ambito delle attività previste nell' Accordo di Programma MSE-ENEA sulla Ricerca di Sistema Elettrico (Progetto 3.5 "Risparmio di energia elettrica nei mezzi di trasporto: nuovi materiali e componenti innovativi per i mezzi di trasporto".

In particolare le attività del dottorato di ricerca hanno riguardato lo studio delle caratteristiche chimico fisiche e lo sviluppo di procedimenti di saldatura per la giunzione di pannelli AFS (Aluminium Foam Sandwich) in grado di realizzare forme e componenti a geometria complessa minimizzando la dimensione e l'entità delle variazioni delle caratteristiche del materiale base.

Gli AFS possono ritenersi i componenti di maggior interesse dal punto di vista strutturale, realizzabili con le schiume metalliche [***1***]. Questi pannelli, infatti sono costituiti da un "core" in schiuma metallica e da due sottili pelli esterne in alluminio (Al bulk): l'assieme, a meno di fenomeni di instabilità locali dovuti ad una non perfetta schiumatura del core e/o a difetti di incollaggio con le pelli esterne, permette di realizzare componenti dall'elevata rigidezza flessionale, associata ad un'elevata energia di assorbimento agli urti [***2***]. Oltre che da buone caratteristiche meccaniche, i pannelli AFS sono caratterizzati da un'levata resistenza al fuoco, grazie alla formazione di strati di allumina distribuiti su una superficie estremamente elevata, generata dalle celle di schiumatura. Quest'ultima caratteristica, sommata alle doti di estrema leggerezza (0,2 - 0,4 del peso dell'Al bulk) e alla capacità di schermatura elettromagnetica, rendono questi materiali particolarmente interessanti nell'ambito dei trasporti, sia come assorbitori di energia (resistenza passiva), sia nello sviluppo di space frame ad elevata rigidezza e basso peso, che possono contribuire alla realizzazione di vettori leggeri e a basso impatto ambientale.

Per la realizzazione dei pannelli sandwich in schiuma di alluminio si possono seguire due possibili strade:

- pannelli sandwich realizzati incollando separatamente il "core" in schiuma ai fogli esterni in lamiera
- pannelli sandwich integrati, realizzati in un unico processo sfruttando il legame metallurgico tra le parti.

Il metodo dell' incollaggio permette una notevole flessibilità nella progettazione dei pannelli, con forme relativamente complesse, mentre la limitazione è la riduzione della resistenza al fuoco (l'adesivo potrebbe produrre dei fumi anche tossici). Inoltre le prestazioni strutturali dipendono dal tipo di adesivo; in base alle sue proprietà (modulo elastico, forze di taglio) si potranno determinare le prestazioni meccaniche dei pannelli sandwich e la relativa rigidezza. In generale ai pannelli sandwich si richiedono delle ottime proprietà di resistenza a flessione abbinate a pesi contenuti. La struttura portante di tali pannelli è garantita dalla pelle esterna, dove le sollecitazioni sono più elevate. È necessario, pertanto, un ottimo collegamento all'interfaccia tra "core" in schiuma e foglio metallico esterno.

I pannelli sandwich con "*core*" in schiuma ottenibili direttamente mediante legame metallico si realizzano partendo dal processo di metallurgia delle polveri. Tale processo consiste nel mescolare particelle di agente schiumogeno (tipicamente TiH2) con una polvere di lega di alluminio. Dopo che gli ingredienti sono stati mescolati, la polvere viene pressata a freddo e poi estrusa in barre o lastre con densità vicina a quella teorica. Questo materiale (precursore) viene tagliato, messo all'interno di una forma sigillata ermeticamente e riscaldato fino a pochi gradi dalla temperatura di solidus della lega. L'idruro di titanio si decompone generando celle che, grazie alle elevate pressioni, si espandono attraverso il creep della matrice o lo scorrimento semisolido generando una schiuma metallica che riempie lo stampo[***2***]. gli AFS prodotti con questa tecnica il precursore viene inserito tra due fogli metallici e durante la fase di espansione si viene a creare una struttura unica con legame metallico tra schiuma e pelle. Oppure dopo aver inseriti il precursore tra i fogli metallici, segue un'operazione di rullatura che compatta il precursore ai fogli. In questo modo si ottiene una buona aderenza tra i fogli di metallo ed il *core* da espandere. A questa operazione segue la formatura del pannello in stampo e la successiva espansione in forno.

Lo spessore massimo raggiungibile dai pannelli sandwich in schiuma di alluminio dipende dalla densità del *core* in schiuma. In linea di massima i vari produttori hanno ottimizzato dei parametri di processo che consentono la produzione di pannelli standard. Tuttavia è possibile, a seguito di un'ottimizzazione specifica, produrre pannelli con

spessori e densità differenti. La dimensione massima, invece, resta vincolata dalle dimensioni del forno.

Uno dei grossi limiti attualmente ancora esistente per l'applicazione estensiva di questo tipo di materiali, è lo sviluppo di tecnologie di giunzione. Infatti, i pannelli commercialmente esistenti sono piani e con dimensioni limitate [***3***].

L'utilizzo ad esempio nella cantieristica navale (uno dei settori di notevole interesse per l'applicazione di questo materiale) prevede l'assemblaggio in forme relativamente complesse e con dimensioni elevate, basti pensare alle dimensioni e alla forma aerodinamica con cui viene disegnata la sovrastruttura di una moderna imbarcazione per il trasporto navale veloce. L'impiego di AFS con pelli incollate, può parzialmente risolvere i problemi di formatura, ma i regolamenti navali (RINA) sulla resistenza alla fiamma ne limiterebbero l'impiego ai componenti che attualmente possono essere realizzati anche con materiali polimerici, senza che si ottengano guadagni in termini di diminuzione del peso delle strutture. L'impiego invece di AFS ottenuti con legame metallurgico limita le dimensioni dei componenti commercialmente disponibili ma aprirebbe grandi orizzonti nell'applicazione di questo tipo di materiali.

È quindi indispensabile sviluppare le tecnologie di giunzione necessarie all'assemblaggio, secondo geometrie anche complesse, degli AFS, senza distruggere completamente, nella zona localmente interessata dal processo di giunzione, le peculiari caratteristiche fisico-chimiche di questi innovativi materiali. Fra le tecnologie che possono essere utilizzate per realizzare le giunzioni degli AFS, sia fra di loro che con gli elementi strutturali principali, le più promettenti possono essere considerate quelle ad elevata densità di energia (HDE), quali LASER e Fascio Elettronico. I vantaggi di queste tecnologie sono diversi: l'apporto di energia termica è minore rispetto alle tecniche tradizionali (saldature ad arco, TIG, MIG...), l'elevato rapporto profondità-larghezza del cordone elimina la necessità di effettuare saldature a passate multiple e la minore immissione di energia limita la zona termicamente alterata (ZTA) con evidenti minori effetti termici sul saggio (distorsioni, effetti di precipitazione, ecc.). La possibilità, inoltre, di utilizzare elevate velocità di saldatura grazie ai notevoli ratei di fusione, associata ad una fonte di calore molto concentrata, permette di ridurre il tempo di saldatura, dando luogo così ad una maggiore produttività.

Nella prima fase del lavoro di dottorato è stata fatta quindi un'analisi dello stato dell'arte sui metodi di produzione dei pannelli AFS con legame metallurgico. Alla fine di una serie di indagini economico-commerciali abbiamo individuato il tipo di pannello sandwich su cui svolgere il lavoro di ricerca, e i relativi produttori (POHLTEC METALFOAM, commercializzati in Italia tramite la ECKA Granules).

Successivamente sono stati sviluppati test specifici per la caratterizzazione del materiale base in funzione della normativa e della letteratura. In questa fase è stata eseguita una serie di esami sul materiale tal quale:

- Esami non distruttivi: agli ultrasuoni e radiografici;
- Analisi chimiche delle pelli e del core;
- Analisi microstrutturali: SEM – EDS; micro durezze, nano durezze;
- Calcolo delle tensioni residue nel core a seguito del processo di schiumatura;
- Caratterizzazione meccanica: prova di flessione a 4 punti.

I risultati di questi esami hanno permesso di individuare e valutare gli indici prestazionali di riferimento per la qualifica dei campioni di saldatura.

La conoscenza degli effetti dell'interazione delle leghe di alluminio con il fascio laser e quello elettronico, induce a pensare che, durante il processo di saldatura, il bagno di fusione tenda a crollare (a causa delle cavità presenti nella schiuma stessa e degli spessori delle pelli, relativamente sottili), determinando delle grosse incisioni o addirittura l'impossibilità di ottenere un cordone di saldatura, in quanto il componente stesso si potrebbe tagliare. Si sono quindi sviluppate tipologie di giunto in grado di ovviare a questi prevedibili problemi.

Il progetto di ricerca si è articolato su due linee di attività per lo sviluppo di due tipologie di giunto:

- un semplice testa a testa, in cui sono saldate solo le pelli del pannello attraverso due distinte passate di saldatura;
- un giunto testa a testa con inserto, inserito in una sede, ricavata fresando per qualche millimetro il bordo del core del pannello ASF.

L'inserto ha lo scopo di evitare le problematiche di cui parlavo precedentemente, permettendo di avere quindi un sostegno del bagno di fusione, ed inoltre allontana la schiuma metallica dalla zona di saldatura, quindi da alte temperature, che potrebbero

provocare l'espansione della schiuma stessa, determinando una deformazione e un incremento locale dello spessore del pannello.

Successivamente, dopo aver scelto la geometria dei giunti da realizzare, sono stati definiti i parametri ottimali di saldatura con tecnica LASER e fascio elettronico (EBW), attraverso una serie di piani sperimentali (con tecnica DOE). Tali piani sperimentali sono serviti per vedere come influiscono i parametri di processo sul risultato ed inoltre per individuarne la migliore combinazione. Dopo aver fatto, quindi, delle prove con un ordine prestabilito, sono stati definiti i parametri ottimali sia nel caso di saldatura con tecnica LASER che con fascio elettronico (EBW), e realizzati i campioni per la qualifica dei giunti di saldatura.

Il confronto dei risultati della caratterizzazione dei campioni saldati, con i valori degli indici prestazionali di riferimento precedentemente trovati nella caratterizzazione del materiale tal quale, ha permesso la qualifica dei due processi di saldatura; complessivamente si rileva come la saldatura al fascio elettronico abbia prestazioni tali da potersi considerare benchmark di riferimento per le altre tecnologie di giunzione

CAPITOLO 1.

Schiume metalliche e loro applicazioni strutturali

1.1 Stato dell'arte.

Le schiume metalliche sono una classe di materiali relativamente nuova che offre ai produttori un potenziale notevole per lo sviluppo di nuove strutture leggere studiate, per l'assorbimento di energia, l'isolamento acustico, la schermatura elettromagnetica e lo smorzamento delle vibrazioni.

Figura 1-1:– Esempi di pani di schiuma metallica di differenti tipologie

L'idea di fabbricare schiume metalliche è nata circa trenta anni fa, all'inizio è stata utilizzata in applicazioni militari, ma ora si sta espandendo anche nel mondo civile per usi commerciali come: barriera antirumore, scambiatore di calore e isolatore per semiconduttori o altri prodotti ad alta tecnologia.

Le società coinvolte in questa iniziativa sono state unite nel Nord America da programmi governativi come il DARPA: *"Department of Defense Advanced Research Projects Agency"*. DARPA agisce assieme a un consorzio universitario, formato da Harvard e Cambridge assieme al MIT e all'Università della Virginia, che studia le proprietà e le applicazioni della schiuma. Inoltre, anche molte aziende fra cui: Shinko Wire in Giappone, Norsk Hydro in Norvegia, Dunlap Aerospace in Inghilterra, e società aerospaziali Americane come McDonnell-Douglas a St. Louis e United technologies nel Connecticut, lavorano allo sviluppo delle schiume metalliche.

Le proprietà delle schiume metalliche e di altri metalli con strutture cellulari dipendono dalle proprietà del metallo di base, dalla densità relativa e dalla distribuzione del metallo all'interno della struttura (a celle aperte o chiuse, celle grandi o piccole).

Sono stati sviluppati otto processi diversi per la loro fabbricazione. Ogni metodo può essere usato con un gruppo limitato di metalli in grado di creare un materiale poroso con

densità relativa e dimensione di cella in un intervallo specifico [***4***]. La Figura 1-2 riassume le variazioni di dimensione di celle, il tipo di cella (aperta o chiusa) e la densità relativa che è possibile ottenere con i metodi odierni.

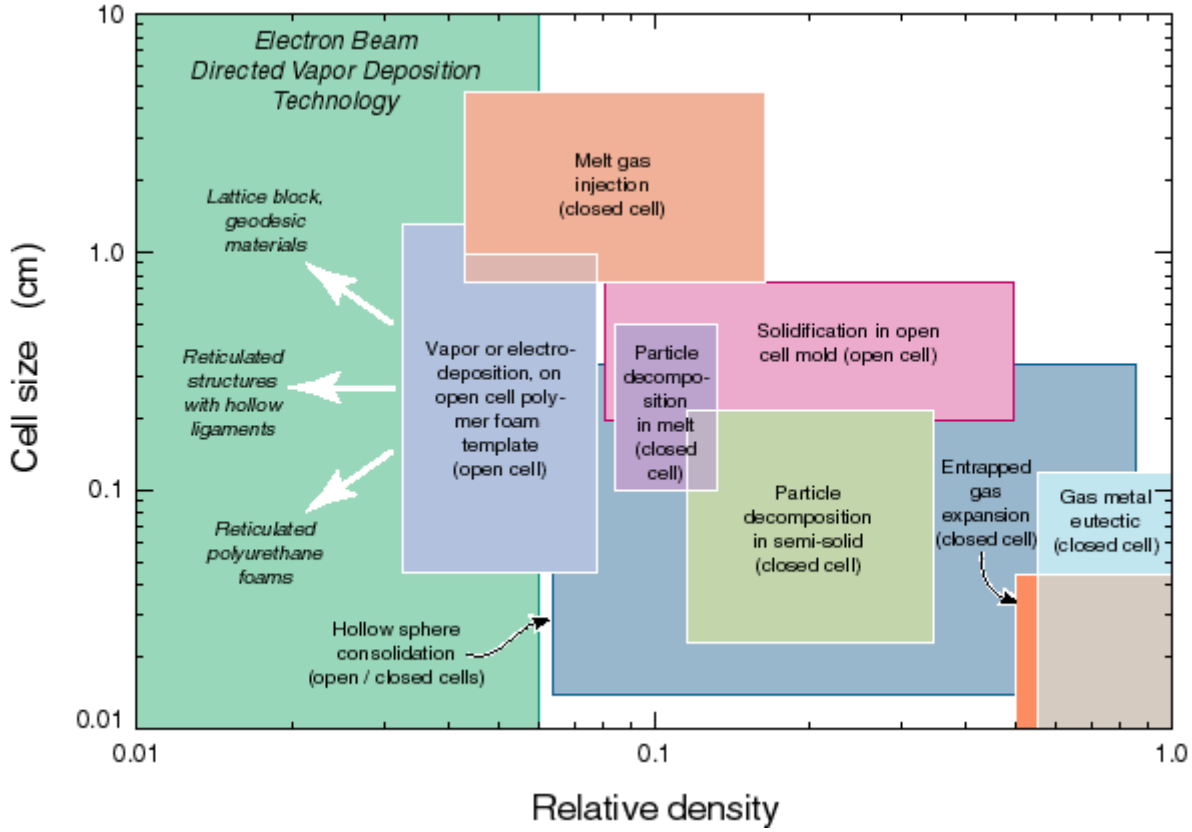


Figura 1-2 – Tecnologie di produzione di schiume metalliche in funzione della dimensione media e della tipologia (aperte-chiuse)

Il linea di principio esistono metodi per la realizzazione di schiume con qualsiasi materiale metallico; dal punto di vista ingegneristico i materiali più interessanti sono l'alluminio, il titanio e l'acciaio, ma anche zinco, ottone, rame ed altri materiali possono essere sfruttati in modo ottimale per applicazioni specifiche (filtri, scambiatori, catalizzatori etc.).

In questo paragrafo verranno trattati i principali metodi di produzione delle schiume metalliche con particolare riguardo per quelle di alluminio. Queste, grazie alle peculiari caratteristiche chimico-fisiche ed alla relativa diffusione commerciale, sono destinate ad avere il maggiore sviluppo di impiego in diversi settori produttivi fra cui anche la cantieristica navale.

1.2 Principali metodi di produzione delle schiume metalliche

I principali metodi per produzione di schiume sono 3:

1. da bagno fuso mediante iniezione di gas;
2. decomposizione di agenti schiumanti nel fuso;
3. attraverso la metallurgia delle polveri a partire da polveri compattate.

1.2.1 Produzione di schiume da fuso mediante iniezione di gas (Melt Gas Injection, Air Bubbling)

La produzione di schiume metalliche realizzate facendo gorgogliare del gas in metalli liquidi puri non è affatto semplice. Senza l'ausilio di opportuni additivi il metallo fuso scivolerebbe troppo velocemente, lungo le pareti delle bolle, senza riuscire a creare una schiuma in grado di rimanere stabile abbastanza a lungo per solidificare. Introducendo nel bagno fuso di alluminio delle piccole particelle ceramiche insolubili o lentamente solubili, come ossido di alluminio o carburo di silicio, viene innalzata la viscosità effettiva con conseguente impedimento dello scorrimento liquido sulla membrana facilitando la formazione di una schiuma meccanicamente. Il processo di iniezione di gas sono più facilmente realizzabili con leghe di alluminio perché hanno una bassa densità e non si ossidano eccessivamente quando il bagno è esposto all'aria (o ad altri gas che contengano ossigeno). Per la produzione della schiuma, l'alluminio puro o una sua lega viene portato a fusione, dopo di che si aggiunge una percentuale in peso (dal 5 al 15%) dello stabilizzatore ceramico. Queste particelle hanno una lunghezza di 0.5 – 25 µm e possono essere formate da allumina, zirconia, carburo di silicio (SIC) o diborato di titanio.

Per creare le bolle nell'alluminio liquido si possono usare svariati gas; solitamente viene utilizzata aria, ma non è raro usare anidride carbonica, ossigeno, gas inerti o anche acqua. Le bolle formate in questo processo galleggiano fino alla superficie fusa, defluiscono e poi cominciano a solidificare. Il gradiente termico nella schiuma determina il lasso di tempo durante il quale la schiuma rimane liquida o semisolida, e quindi la lunghezza del drenaggio. Controllando attentamente il processo di iniezione del gas e la velocità di raffreddamento della schiuma si possono produrre schiume a celle chiuse e con una bassa densità relativa. Questo metodo è il meno costoso da implementare e le schiume così prodotte possono avere una densità compresa dal 3% fino al 20% di quella teorica del

materiale (0.069 g/cm^3- 0.54 g/cm^3), mentre le dimensioni delle celle possono variare da 3 a 25 mm con spessori di parete intorno a 50-85 µm.

Si possono utilizzare diverse soluzioni per portare via la schiuma e creare lastre larghe (fino ad un metro) e abbastanza spesse (20 cm e più), in Figura 1-3 vengono mostrati i principi di produzione del metodo in continuo e discontinuo. Nella Figura 1-3a) è rappresentato il metodo di produzione in discontinuo permette di colare le schiume sia orizzontalmente, sia verticalmente e in questo secondo caso ha il vantaggio di minimizzare gli effetti della gravità e di produrre schiume con spessore più elevato ed omogeneo.

Nel processo in continuo (Figura 1-3b), da la possibilità di realizzare direttamente dei pannelli con fogli integrati tuttavia l'effetto della gravità durante la fase di consolidamento del fuso può comportare la formazione di schiume con gradienti di densità e di porosità e con caratteristiche non isotropiche.

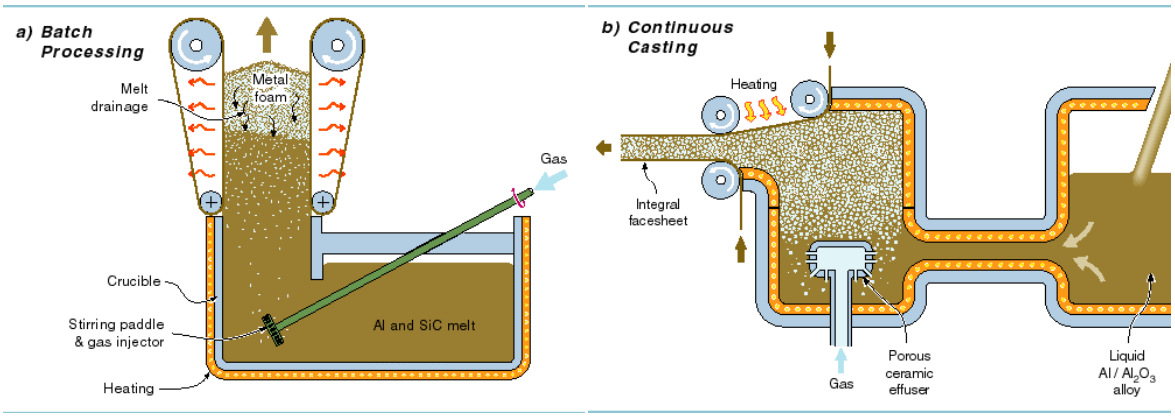


Figura 1-3 – Schemi principali di produzione di schiume metalliche con metodo di iniezione di gas

La presenza di particelle ceramiche può rendere difficoltosa la lavorazione meccanica delle schiume MMC, nonché renderle meno resistenti alla corrosione. Ad ogni modo, i fenomeni di corrosione galvanica più pericolosi insorgono quando le schiume di alluminio vengono unite in opportune condizioni a materiali diversi (come nel caso comune dei pannelli costituiti da schiume di alluminio abbinate a fogli di acciaio).

Forniscono schiume di alluminio prodotte con il processo in continuo la HYDRO Aluminium (Norvegia) e CYMAT Aluminium Corporation (quest'ultima usando un processo sviluppato da ALCAN in Canada).

I vantaggi più evidenti del processo ALCAN sono legati alla capacità di produrre, grazie al processo continuo, elevati volumi di schiuma con le caratteristiche morfologiche desiderate. Alcuni svantaggi possono derivare dalla necessità di tagliare e lavorare i "pani" di schiume così prodotti per le applicazioni previste. Nel caso di utilizzo di tali schiume per la produzione di pannelli compositi é inoltre necessario l'impiego di adesivi per la giunzione delle schiume con i fogli di metallo (di alluminio o di acciaio). Questi adesivi, in genere polimerici di tipo epossidico, oltre ad avere un costo elevato, possono essere limitanti in caso di impiego ad elevate temperature. Gli adesivi, infatti, possono produrre fumi indesiderati e non consentire il superamento dei test di resistenza al fuoco previsti da alcune normative fra cui quelle inerenti la cantieristica navale (RINA).

In Tabella 1-1: Attuali dimensioni commerciali dei pani in schiuma di alluminio.sono riportate le dimensioni massime dei pani di schiuma realizzabili con il processo da fuso dai due principali produttori attualmente sul mercato.

produttore	CYMAT	HAL
spessore	1,5÷10 cm	10 cm
larghezza	120 cm	650 cm
lunghezza	15 m	alcuni m
densità	4 – 22 %	6 – 15 %

Tabella 1-1: Attuali dimensioni commerciali dei pani in schiuma di alluminio.

1.2.2 Formazione di schiuma mediante decomposizione di agenti schiumogeni nel fuso

Un secondo metodo per produrre schiume metalliche direttamente dal bagno di metallo liquido consiste nell'aggiungere elementi schiumanti al posto di iniettare del gas (Figura 1-4). Il calore del bagno fuso porta alla decomposizione degli agenti schiumogeni ed al rilascio diretto dei gas.

Per le schiume di alluminio, l'agente schiumogeno più utilizzato è l'idruro di titanio (TiH_2) che inizia a decomporsi rapidamente in titanio e idrogeno gassoso quando viene scaldato oltre i 465°C. Aggiungendo l'idruro di titanio al bagno fuso di alluminio si producono rapidamente grandi volumi di idrogeno gassoso che formano bolle generando una schiuma a celle chiuse, il drenaggio della schiuma è lento (la viscosità del bagno è

alta). In Giappone la Shinko Wire Company utilizzando questo metodo ha sviluppato una schiuma in chiamata commercialmente ALPORAS.

Il processo comincia fondendo l'alluminio e stabilizzando la temperatura del bagno fuso tra i 670°C e i 690°C; la sua viscosità è poi maggiorata aggiungendo l'1 – 2% di calcio che si ossida rapidamente e forma particelle di CaO e $CaAl_2O_4$ finemente disperse. Il fuso viene poi fortemente agitato e viene introdotto l'1 – 2% di idruro di titanio sotto forma di particelle con un diametro di 5 – 20 µm. Una volta che queste sono state introdotte, il sistema di agitazione viene ritirato in modo che la schiuma si formi sulla superficie del fuso. Dopo circa dieci minuti l'idruro di titanio completa la sua decomposizione ed il liquido è totalmente schiumato con tutto il fuso contenuto nelle membrane delle bolle. Segue la solidificazione che deve essere effettuata prima che l'idrogeno possa sfuggire e prima che le bolle abbiano l'opportunità di unirsi o di collassare. La frazione in volume di idruro di titanio e di calcio aggiunta al fuso determina la densità relativa e, in combinazione con le condizioni di raffreddamento, la dimensione delle celle che può variare tra 2 e 10 mm. Le schiume prodotte con questo processo sembrano essere le più omogenee attualmente realizzabili e la loro densità varia da circa il 7% fino al 10 % di quella teorica del materiale (0.18 g/cm^3 - 0.24 g/cm^3). La viscosità dell'alluminio fuso può essere incrementata mediante l'addizione di bolle di ossigeno, aria o altre miscele che provocano la formazione di ossidi di alluminio.

Le schiume ottenute hanno solitamente le celle chiuse anche se, una laminazione successiva può essere usata per rompere la maggior parte delle pareti delle celle, al fine di ottenere schiume a celle aperte, nel caso in cui la caratteristica desiderata sia un maggior assorbimento acustico. La capacità produttiva in Giappone è alta, tipicamente volumi fino a 2050x650x450 mm^3 si ottengono con tempi di schiumatura di circa 15 minuti. Con una corretta impostazione dei parametri di processo è possibile ottenere schiume con una distribuzione omogenea delle porosità. Questo processo può essere utilizzato solamente per fabbricare schiume con leghe di alluminio, perché l'idrogeno attacca molti metalli e la decomposizione avviene troppo velocemente in leghe che abbiano il punto di fusione più alto. Anche se le quantità delle costose particelle di calcio e di idruro di titanio utilizzate sono minime il processo risulta comunque più costoso dei metodi ad iniezione di gas, a causa del processo di lavorazione discontinuo.

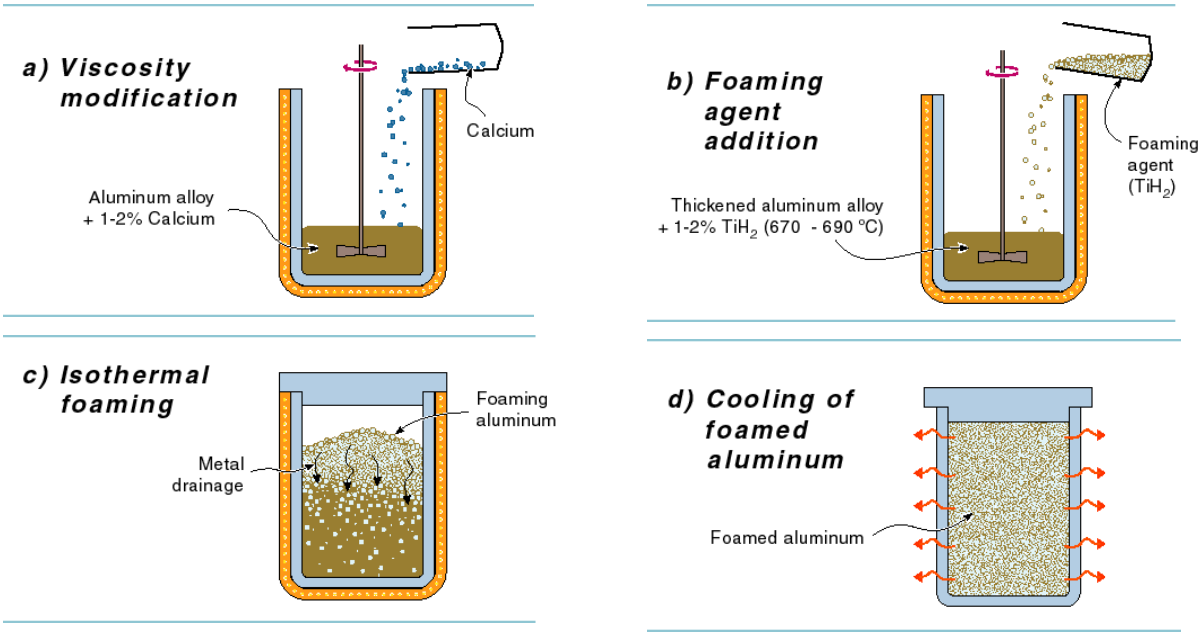


Figura 1-4 – Schematizzazione del processo di produzione di schiume di alluminio mediante l'impiego di agenti schiumogeni nel fuso[*2*].

1.2.3 Produzione di schiume dalla metallurgia delle polveri

Un altro metodo per produrre schiume metalliche consiste nel mescolare polveri metalliche con il materiale in grado di liberare gas (p.e. polveri di Al e TiH_2), pressare la miscela per ottenere un precursore compatto ed infine scaldare il tutto portando a fusione il metallo. L'agente schiumante viene scelto in modo che si decomponga ad una temperatura più bassa di quella di fusione del metallo, così che il gas rilasciato possa poi espandere il fuso producendo la schiuma. Per favorire l'effetto schiumogeno si aggiungono delle sostanze in grado di modificare i valori di tensione superficiale e di viscosità del metallo liquido. Ad esempio, nel caso di Al o sue leghe, per aumentare la viscosità del fuso, si aggiunge Ca metallico (si formano CaO, $CaAl_2O_4$) oppure polveri di Al_2O_3 oppure SiC.

Questo procedimento (uno schema è riprodotto in Figura 1-5), messo a punto presso l'Istituto Fraunhofer di Brema [***5***], si trova al momento ad uno stadio di sfruttamento

commerciale su piccola scala da parte della società tedesca Schunk-Honsel e dall'austriaca Alulight International GmbH (Fig. 4). .

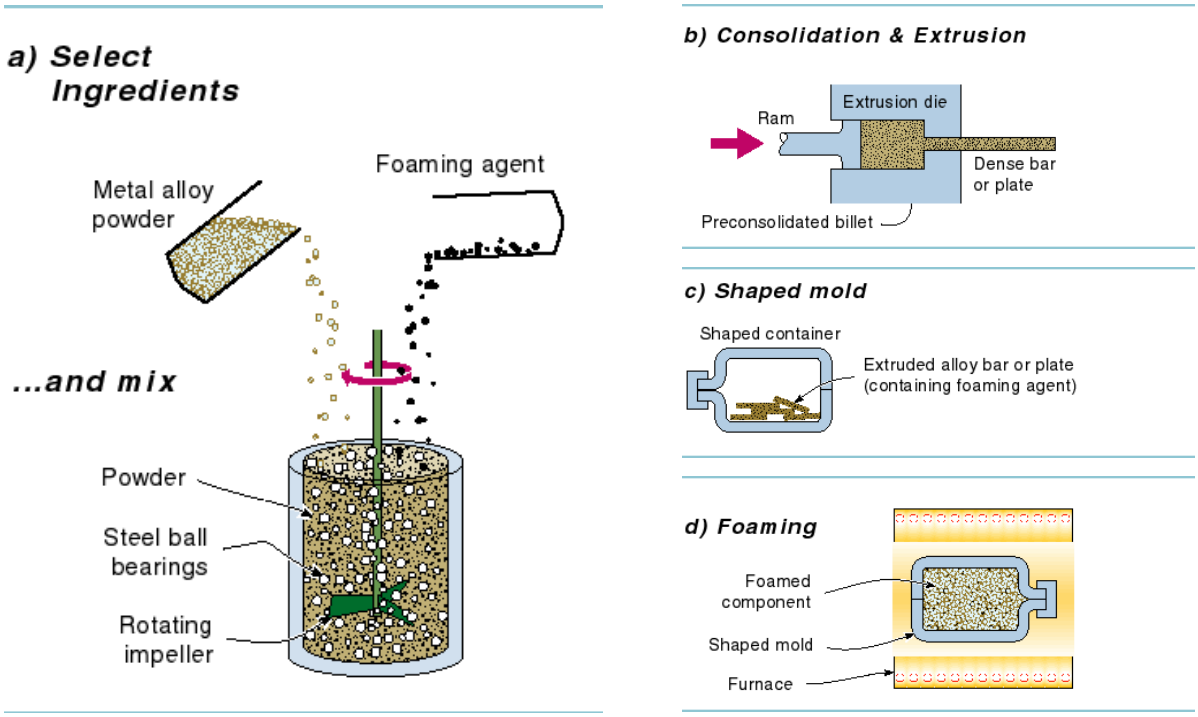


Figura 1-5 – Schematizzazione del processo di produzione delle schiume da metallurgia delle polveri [*2*]

Figura 1-6: Alcuni prodotti realizzati dalla Alulight International GmbH[*6*].

Il vantaggio principale del processo da polveri è dato dalla possibilità di ottenere schiume metalliche particolarmente omogenee. L'espansione del materiale precursore avviene in un volume delimitato, quindi è possibile produrre direttamente schiume aventi geometrie

definite, anche complesse. Sebbene si possano produrre pannelli formando separatamente le schiume ed incollandole successivamente a fogli metallici, con questa tecnologia è possibile ottenere pannelli con legami puramente metallici. Infatti, poiché il processo avviene alle temperature prossime a quella di fusione della polveri compattate, si può ottenere una giunzione fra schiuma e fogli metallici (principalmente leghe di alluminio) con legami metallici senza la necessità di adesivi (schema in Figura 1-7). Nel caso in cui si impieghino per il rivestimento fogli di alluminio è necessario utilizzare delle leghe aventi una temperatura di fusione superiore a quella impiegata per schiumare la miscela della polvere metallica.

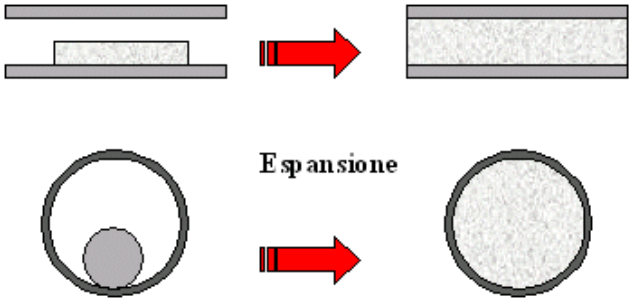


Figura 1-7- Esempi di espansione del precursore.

Date le caratteristiche del processo, le pelli esterne dei pannelli sandwich possono essere deformati e piegati opportunamente prima dell'inserimento del materiale precursore per ottenere la geometria voluta prima della fase di espansione della schiuma.

Il principale svantaggio di questo processo è, ad oggi, la massima dimensione dei pani di schiuma ottenibili. Poiché la fase finale del processo di schiumazione prevede il raggiungimento di temperature prossime a quelle di fusione della matrice metallica, si deve utilizzare un forno dentro cui mettere i pannelli con la miscela precompattata. Le dimensioni del forno limitano quindi le dimensioni massime in cui possono essere prodotti i pannelli. Inoltre un'altra limitazione è rappresentata dalle dimensioni del laminatoio o degli estrusori impiegati per la produzione della miscela precursore.

Allo stato attuale i principali produttori di schiume che impiegano il processo della metallurgia delle polveri sono: IFAM, Alulight, ALM e Schunk-Karmann. In Tabella 1-2 sono riportate le dimensioni massime di alcuni dei forni impiegati.

produttore	IFAM 1	IFAM 2	ALULIGHT	ALPORAS
altezza [mm]	400	pochi millimetri	-	2050
larghezza [mm]	500	400	> 625	650
profondità [mm]	1000	forno continuo	> 625	450

Tabella 1-2: Dimensione dei forni impiegati da alcuni produttori di schiuma.[*6*]

Una variante a questo metodo proposta da Shiomi *et al.* [***7***] prevede l'estrusione a caldo per fabbricare il precursore e successivamente la schiuma di Al.

L'impianto è costituito da due parti fondamentali: l'estrusore delle polveri a caldo e lo stampo per la schiuma metallica (Figura 1-8). Le polveri metalliche mescolate con le polveri di TiH_2 vengono poste nel container dell'estrusore dove saranno compattate a temperatura ambiente con una pressione di 100 MPa. Il container viene riscaldato a 420°C e le polveri di Al e TiH_2 vengono estruse a caldo in un primo stampo riscaldato. La parte finale di questo stampo viene portata ad una temperatura superiore a quella di fusione di Al o a quella di liquidus della lega di Al. Il processo di formazione della schiuma metallica ha inizio quindi vicino all'uscita del primo stampo, essa viene infine spinta all'interno dello stampo finale, anche questo riscaldato. Le dimensioni iniziali e finali del container dell'estrusore sono rispettivamente 30 e 16,5 mm di diametro, il rapporto di estrusione è 3,3. La densità relativa del precursore è superiore a 0,99. Il primo stampo dove inizia la schiumatura del precursore è mostrato inFigura 1-9 (a). Il diametro della forma viene diminuito nel punto dove inizia la formazione della schiuma. Un cilindro di acciaio inox è utilizzato come stampo finale ed è schematizzato in Figura 1-9 (b). Questo è circondato da un *line heater* di 1000 W, da un tubo di rame e da un isolante termico (fibra ceramica). Il tubo di rame ha un foro di 10 mm di diametro in cui viene immessa aria compressa utilizzata per il raffreddamento della schiuma.

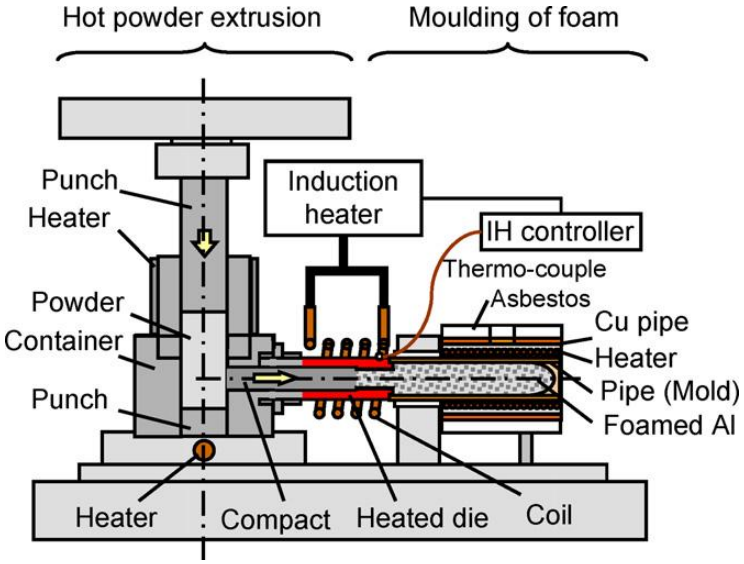


Figura 1-8: apparato sperimentale per l'estrusione a caldo e formazione della schiuma metallica[*7*].

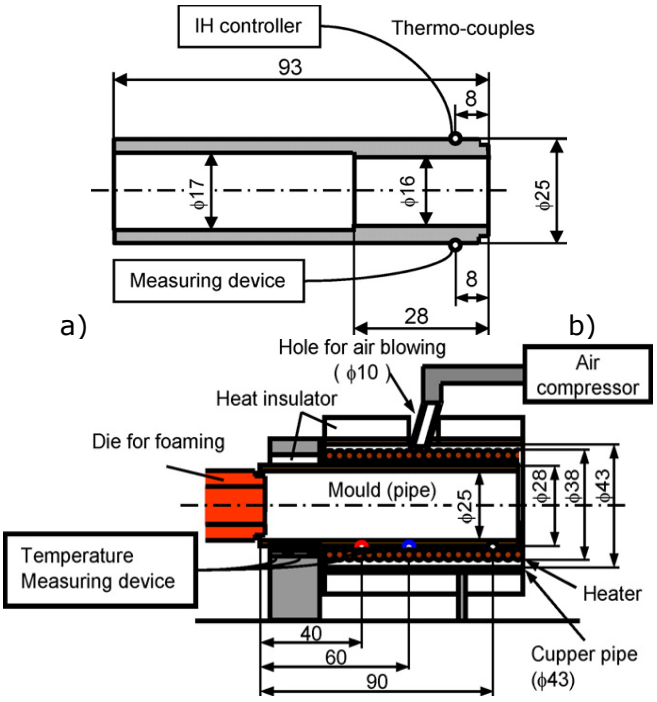


Figura 1-9: a) primo stampo dove inizia il processo di schiumatura; b) stampo finale con i sistemi di riscaldamento e raffreddamento per la formazione della schiuma finale [*7*].

I parametri utilizzati per la produzione delle schiume di Al sono riassunti inTabella 1-3. Le schiume ottenute utilizzando due tempi di solidificazione sono mostrate in Figura 1-10. Il tempo di solidificazione viene definito come il periodo di tempo che trascorre dalla fine del processo di schiumatura al raggiungimento della temperatura di solidus (572°C) da parte della schiuma.

Aluminium powder	A6061
Foaming agent	TiH_2
Container temperature (°C)	420
Punch speed (mm/s)	0.45
Forming speed (mm/s)	1.5
Extrusion ratio	3.3
Punch stroke (mm)	18
Heating time of mould (s)	1200

Tabella 1-3: condizioni sperimentali di estrusione e formatura della schiuma [*7*].

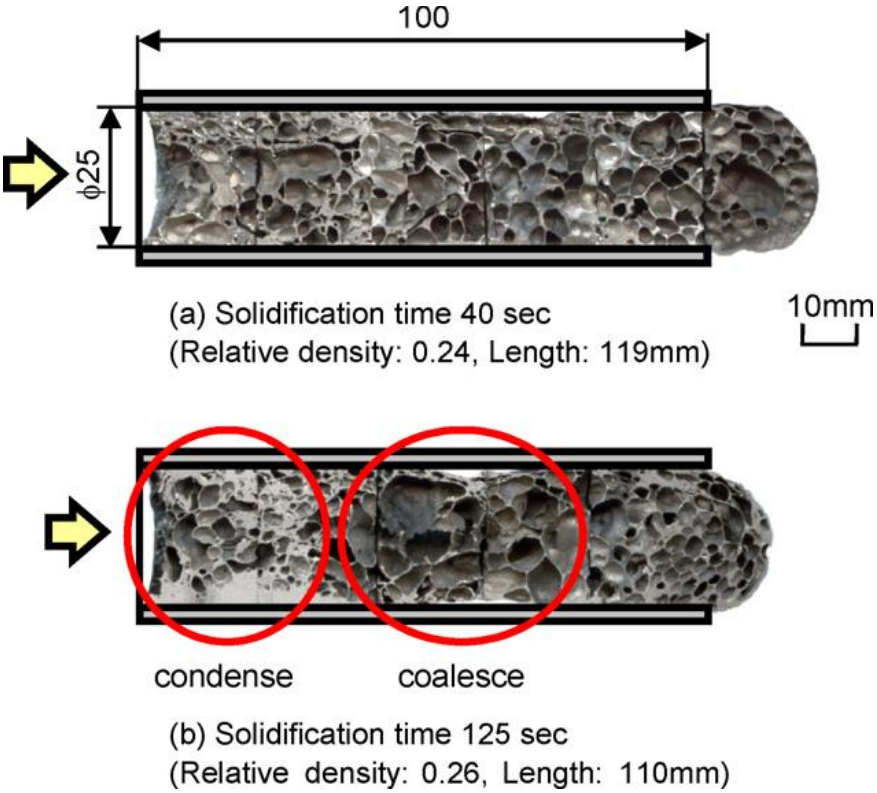


Figura 1-10: sezione delle schiume di alluminio ottenute con differenti tempi di solidificazione[*7*].

Questo lavoro dimostra che le bolle tendono a coalescere quando i tempi di raffreddamento sono troppo lunghi come mostrato in Figura 1-10.

1.3 Impiego strutturale delle schiume metalliche

Dal punto di vista strutturale le schiume metalliche di interesse ingegneristico sono quelle a celle chiuse, in particolare le schiume di alluminio. Questo tipo di schiuma può essere utilizzata efficacemente come elemento riempitivo di tubi (Figura 1-11) o profilature di *"space frame"* incrementando notevolmente il livello di energia assorbita con bassi aggravi in termini di peso

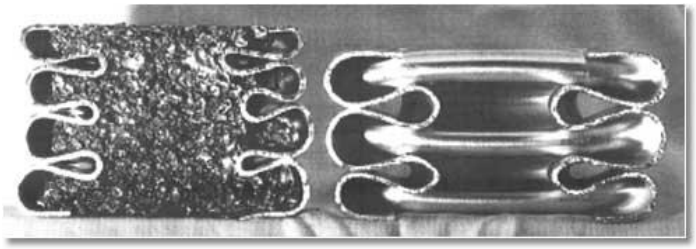


Figura 1-11: Sezione di uno stesso componente tubolare con e senza riempimento di schiuma metallica.

delle strutture (tecnica sviluppata per l'irrigidimento dei telai automobilistici). Il comportamento della schiuma, infatti è di tipo elastico perfettamente plastico ed in funzione del livello di porosità assorbe una determinata energia (Figura 1-12).

Tuttavia, i componenti di particolare interesse dal punto di vista strutturale, realizzabili sfruttando le schiume metalliche, sono i pannelli AFS (Aluminium Foam Sandwich) costituiti da un "core" in schiuma metallica e da due sottili "pelli" esterne in alluminio massivo, il cui assemblaggio permette la realizzazione di componenti dall'elevata rigidezza flessionale ed alta capacità di assorbimento di urti (Figura 1-12).[***4***], [***8***], [***9***].

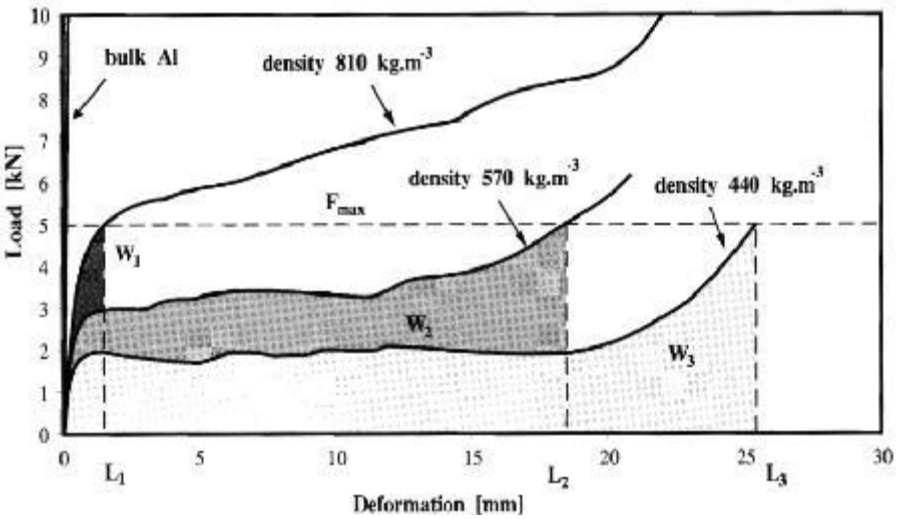


Figura 1-12 Assorbimento di energia durante una prova di compressione di schiume d'alluminio per differenti densità. [*6*]

Tali caratteristiche meccaniche, associate alle doti di estrema leggerezza (densità dal 20 al 40% del bulk) e alla capacità di schermatura elettromagnetica, rendono questi materiali particolarmente interessanti nell'ambito dei trasporti, sia come assorbitori di energia

(resistenza passiva) sia nello sviluppo di "space frame" ad elevata rigidezza e peso ridotto che possono contribuire alla realizzazione di vettori leggeri e a basso impatto ambientale.
Questo tipo di pannello potrebbe trovare applicazione nel settore navale considerando, in particolare, le altre caratteristiche che li distinguono dai convenzionali elementi strutturali polimerici fibro rinforzati. A differenza di questi ultimi infatti, l'impiego di AFS permette di sfruttare una delle caratteristiche delle schiume d'alluminio che riguarda la loro eccezionale resistenza alla fiamma, dovuta alla formazione di uno strato protettivo di Al_2O_3.
Inoltre, la conducibilità elettrica delle schiume di alluminio permette di fornire anche un adeguato schermo elettromagnetico per la cabina di comando e per tutte le attrezzature elettroniche installate a bordo.
Esistono due principi fondamentali per la realizzazione di pannelli sandwich in schiuma di alluminio: pannelli sandwich realizzati assemblando separatamente il core in schiuma ai fogli esterni in lamiera e pannelli sandwich integrati, realizzati in un unico processo.

1.3.1 Pannelli sandwich ottenibili mediante incollaggio

I pannelli sandwich possono essere realizzati producendo separatamente il *core* in schiuma metallica ed i fogli esterni ed, in una seconda fase, i fogli possono essere incollati al *core* (Figura 1-13). Se da un lato questo procedimento permette una notevole flessibilità nella progettazione dei pannelli, anche con forme relativamente complesse, dall'altro canto introduce alcune limitazioni, tra queste principalmente la riduzione della resistenza al fuoco (l'adesivo potrebbe produrre dei fumi, anche tossici). Inoltre, i possibili tipi di assemblaggio restano limitati a quelli per bullonatura, rivettatura ed incollaggio, escludendo i processi di saldatura per fusione (tecnica principale utilizzata nella cantieristica navale).

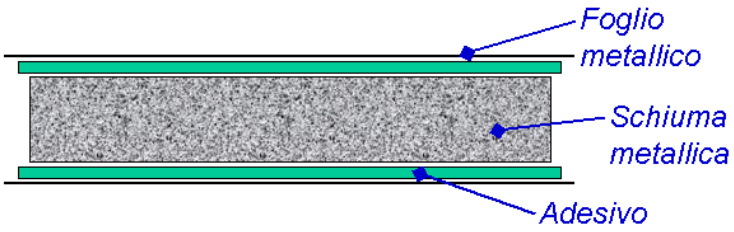


Figura 1-13: Schema di un pannello sandwich in schiuma di alluminio incollato.

Le prestazioni strutturali, inoltre, dipendono dal tipo di adesivo; in base alle sue proprietà (modulo elastico, forze di taglio) si potranno determinare le prestazioni meccaniche dei pannelli sandwich e la relativa rigidezza.

In genere ai pannelli sandwich si richiedono delle ottime proprietà di resistenza a flessione abbinate a pesi contenuti. La struttura portante di tali pannelli e' garantita dalla pelle esterna, dove le forze di trazione sono più elevate. E' necessario, pertanto, un ottimo collegamento all'interfaccia tra il core interno in schiuma e il foglio metallico esterno.

1.3.2 Pannelli sandwich ottenibili mediante legame metallurgico

E' possibile realizzare un pannello sandwich con *core* in schiuma in alluminio direttamente in un unico processo (Figura 1-15). Il pannello si realizza partendo dal processo di metallurgia delle polveri. Il precursore viene inserito tra due fogli metallici e durante la fase di espansione si viene a creare una struttura unica con legame metallico.

Esistono due varianti del processo. La prima applica la formatura durante l'espansione, l'altra applica la formatura prima dell'espansione, a cui segue una operazione di calibratura.

Nel primo caso il panello viene formato in uno stampo ad alta temperatura dove avviene anche il processo di espansione della schiuma. In questo modo si ottiene un pannello di forma più complessa con una distribuzione omogenea delle porosità della schiuma (formare il pannello dopo l'espansione comporta un collasso plastico delle strutture cellulari). Altro vantaggio è la possibilità di raggiungere un legame metallurgico tra cuore in schiuma e fogli metallici esterni; a tal fine e' necessario far avvenire l'espansione in un ambiente controllato, dopo aver rimosso gli eventuali ossidi superficiali dai fogli metallici che devono, necessariamente, avere temperature di fusione più elevate del precursore in schiuma.

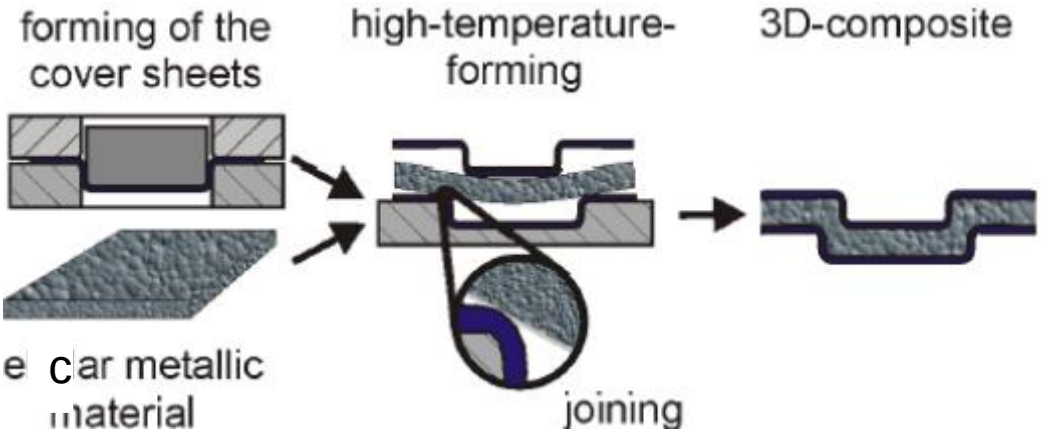


Figura 1-14: Formatura del pannello AFS durante l'espansione

A causa delle alte temperature in gioco, tuttavia, risulta difficile poter ottenere una superficie liscia e delle tolleranze ottimali. Infatti la formatura del pannello avviene appoggiandosi sulla schiuma in espansione. Questo può portare ad una deformazione lontana dalle tolleranze richieste. Inoltre, l'impiego di temperature elevate porta al collasso superficiale del foglio metallico che ricopre il pannello, originando una superficie irregolare.

Il secondo caso, comunque, parte dal processo di metallurgia delle polveri, ma l'espansione avviene successivamente alla formatura. Si inserisce il precursore tra i fogli metallici, quindi segue un'operazione di rullatura che compatta il precursore ai fogli. In questo modo si ottiene una buona aderenza tra i fogli di metallo ed il *core* da espandere. A questa operazione segue la formatura del pannello in stampo e la successiva espansione in forno.

Esiste una variante di questo processo dove viene impiegato un forno continuo. I fogli metallici, con il precursore all'interno, vengono posti su un sistema a rulli che passa attraverso un forno; l'espansione del pannello avviene durante l'avanzamento. Questo processo consente di realizzare pannelli di lunghezza voluta con alti volumi di produzione, ma soltanto con forma piana.

In Tabella 1-4 ed Tabella 1-5 sono riportate le dimensioni massime dei panelli sandwich commercializzati. In particolare, la IFAM ha a disposizione due forni differenti per la produzione di schiume, uno convenzionale ed uno di tipo continuo.

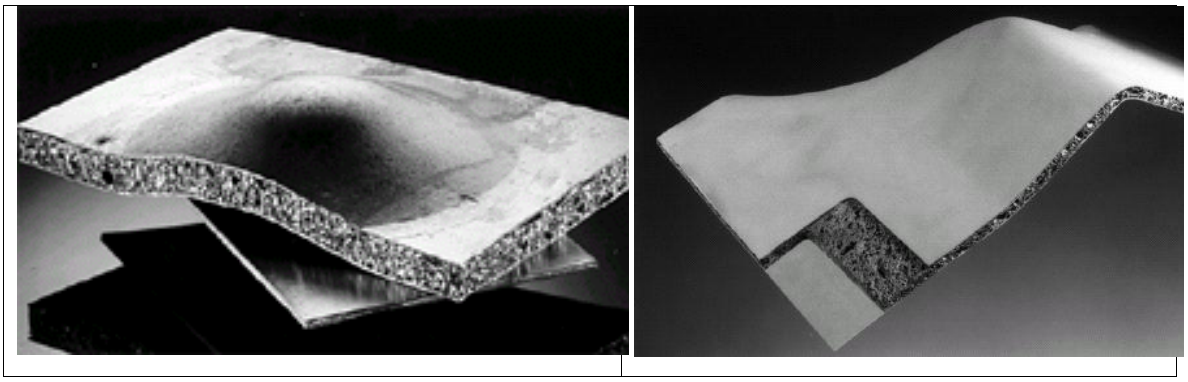


Figura 1-15: Esempi di pannelli sandwich con core in schiuma di alluminio dopo formatura[*6*]

produttore	IFAM	GLEICH	ALULIGHT	ALPORAS
area [mm^2]	400X400	2000X720	625X625	600X2000
spessore [mm]	max 5	400	8-13	50

Tabella 1-4: Dimensione massime realizzabili di pannelli con fogli metallici incollati.

produttore	IFAM 1	IFAM 2	ALM	SCHUNK-KARMANN
area [mm^2]	500X1000	400X2500	1100X1700	1050X500
spessore [mm]	12	12	-	12

Tabella 1-5 - Dimensione massime realizzabili di pannelli con legame metallico.

Lo spessore massimo raggiungibile dai pannelli sandwich in schiuma di alluminio dipende dalla densità del *core* in schiuma. In linea di massima i vari produttori hanno ottimizzato dei parametri di processo che consentono la produzione di pannelli standard. Tuttavia è possibile, a seguito di una ottimizzazione specifica, produrre pannelli con spessori e densità differenti. La dimensione massima, invece, resta vincolata dalle dimensioni del forno.

Nessuno dei produttori sopra indicati produce tuttavia quantità significative di schiume da polveri e gli impianti finora impiegati sono da considerarsi pilota. Tuttavia, si potrebbero produrre pannelli finiti in schiuma delle dimensioni volute in un'unica soluzione e con

economie di scala significative con il semplice impiego di forni dalle dimensioni opportune.

1.4 Caratteristiche principali dei pannelli AFS con legame pelle-core metallurgico

I pannelli AFS (Aluminum Foam Sandwich) ottenuti con legame metallurgico tra "pelle" e "*core*" (Figura 1-16) presentano interessanti proprietà dal punto di vista meccanico, di resistenza alla fiamma e dell'isolamento acustico.

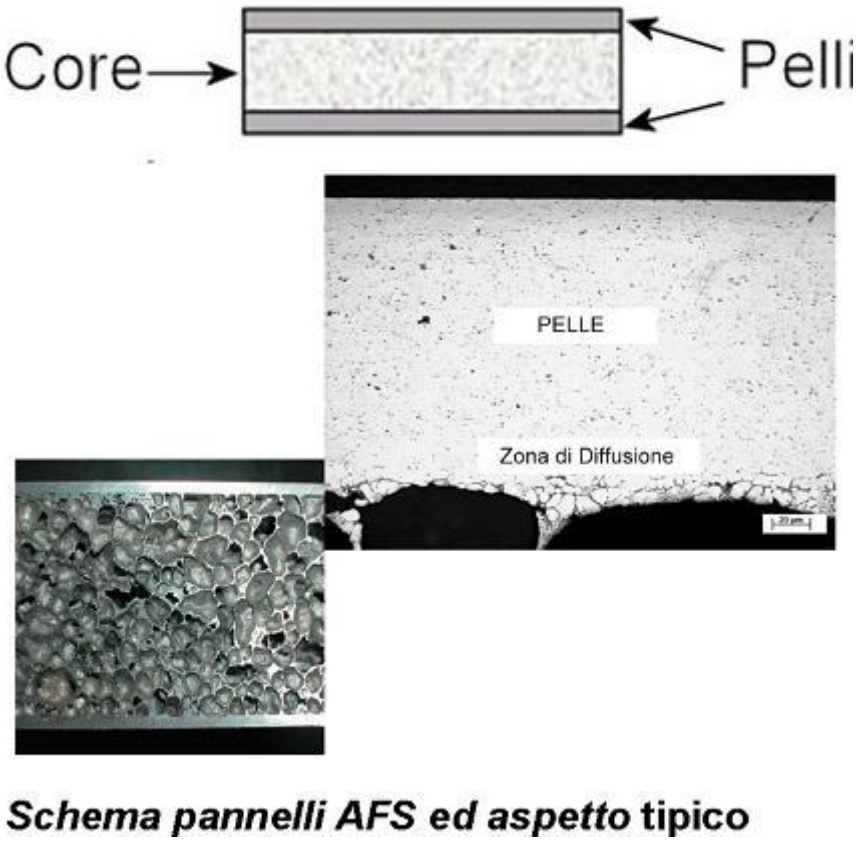


Figura 1-16: AFS con legame metallurgico tra "pelle" e "core"[*6*]

I pannelli AFS hanno interessanti proprietà di rigidezza. Confrontati con pannelli di alluminio di pari massa, grazie alla distanza maggiore tra le pelli esterne, presentano una rigidezza superiore. Come riportato in Figura 1-17, un pannello di alluminio di densità

superficiale pari a 50 kg/m^2, spesso circa 18.5 mm, presenta la stessa rigidezza di un pannello AFS di spessore pari a 23 mm e di densità superficiale di solo 20 kg/m^2.

La presenza di aria o gas nelle celle chiuse delle schiume contribuisce ad incrementare le proprietà di isolamento termico di tali strutture. Inoltre, come anticipato, gli ossidi (costituiti da allumina) che si vengono a creare anche sulle superfici interne delle celle durante la stessa formazione della struttura cellulare, conferiscono un miglioramento delle proprietà di resistenza al fuoco. Per questo motivo i pannelli sandwich in schiuma di alluminio possono offrire delle proprietà di resistenza al fuoco superiori rispetto alle paratie tradizionali. A differenza degli AFS con pelli incollate e dei pannelli Honeycomb, gli AFS con legame metallurgico possono essere impiegati anche in quei componenti semi strutturali di navi e treni, dove le norme di resistenza al fuoco escludono materiali polimerici e gli stessi materiali ibridi metallo polimero come gli Honeycomb o gli AFS con pelli incollate. Nella Figura 1-18 è riportata la curva di riscaldamento di un pannello sandwich in schiuma di alluminio dello spessore di 20 mm, con fogli esterni in alluminio dello spessore di 1,5 mm.

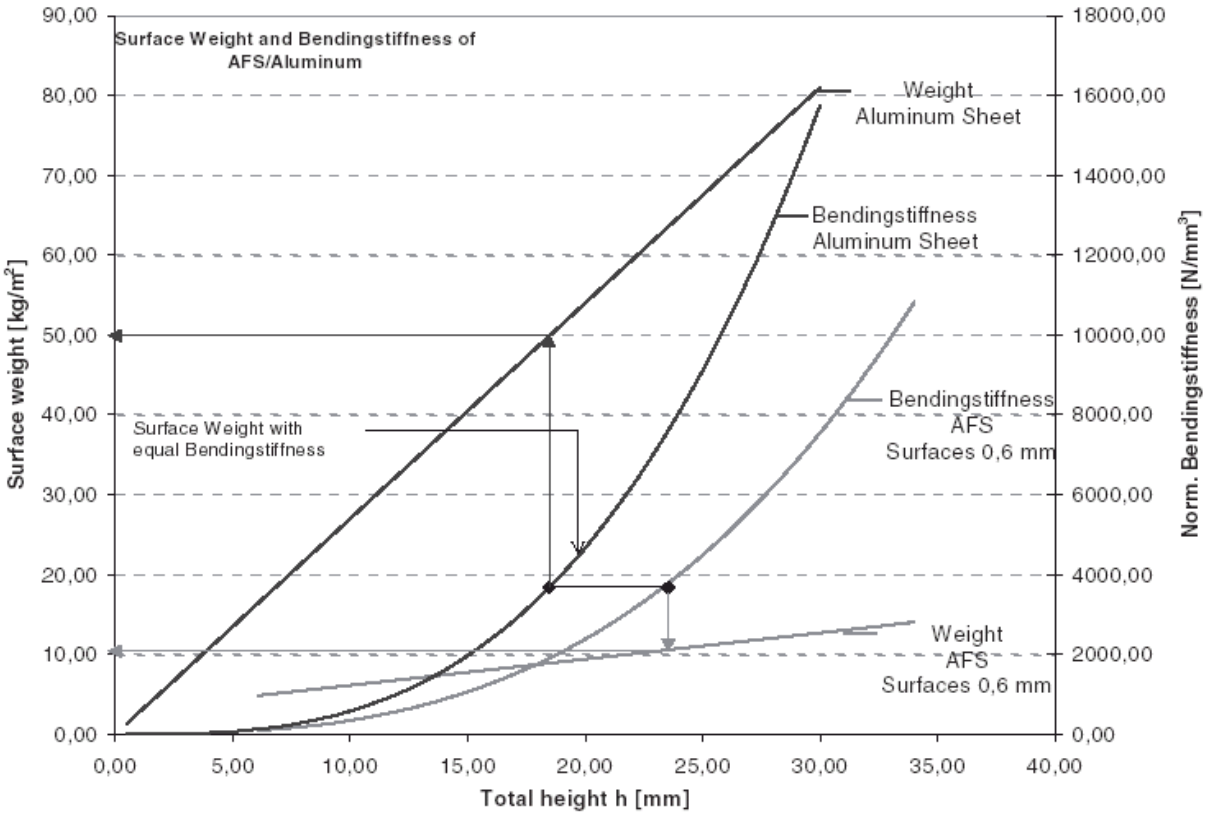


Figura 1-17: Confronto rigidezza pannelli AFS con pannelli semplici in alluminio. [*6*]

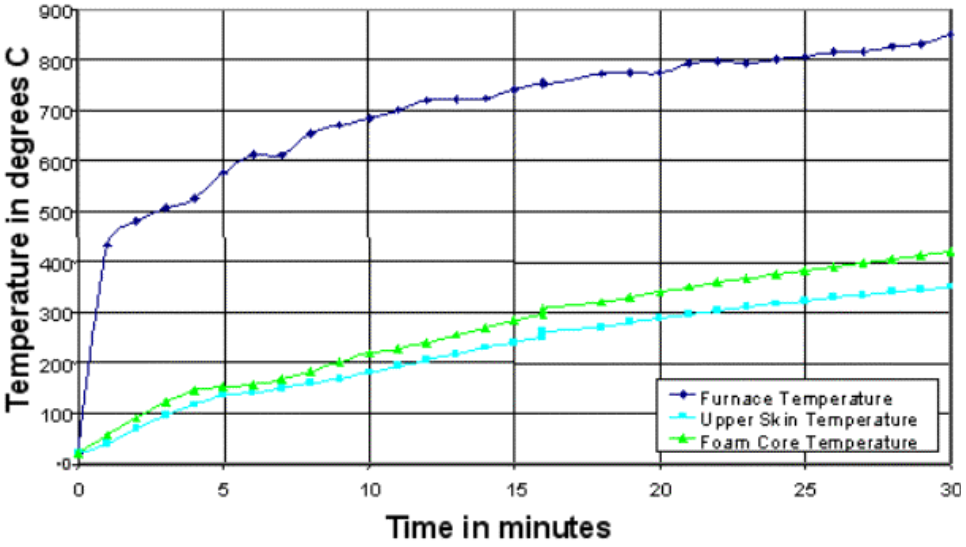


Figura 1-18 - Resistenza al fuoco di un pannello AFS.

Le schiume metalliche permettono di realizzare strutture con buone proprietà di assorbimento sonoro. In particolare, le schiume a celle aperte conferiscono prestazioni di assorbimento sonoro superiori a quelle a celle chiuse. Tuttavia le schiume a celle chiuse possono raggiungere livelli di assorbimento sonoro pari a quelli di altri materiali, quali ad esempio, la lana di vetro (Figura 1-19).

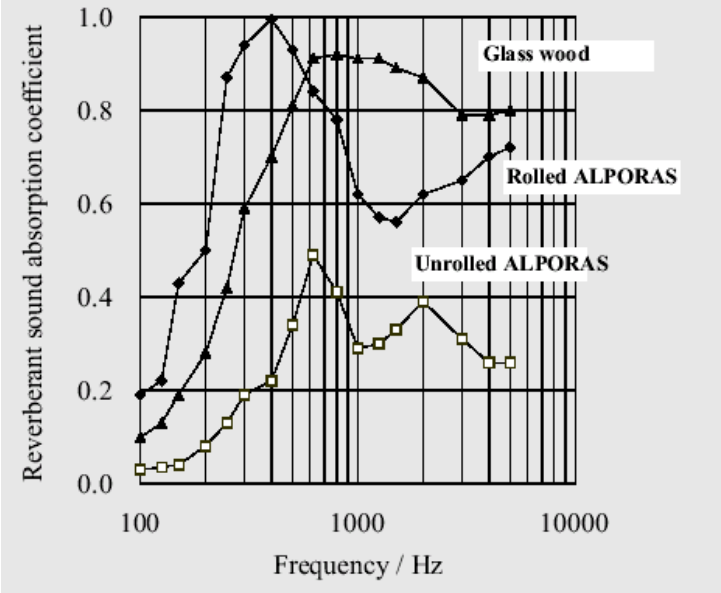


Figura 1-19 - Assorbimento sonoro: schiuma di alluminio a celle chiuse e la lana di vetro.

1.5 Problematiche legate all'assemblaggio dei pannelli AFS

L'applicazione di questi pannelli presuppone l'esistenza o lo sviluppo di una serie di adeguate tecniche di giunzione per soddisfare le seguenti necessità:

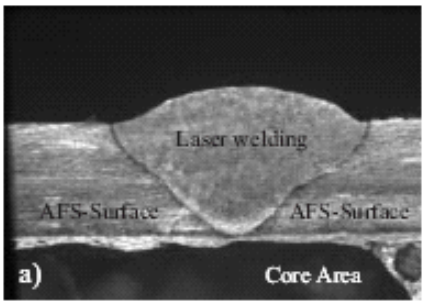
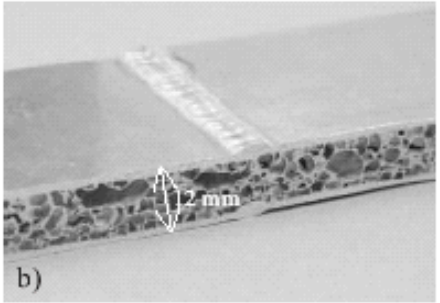
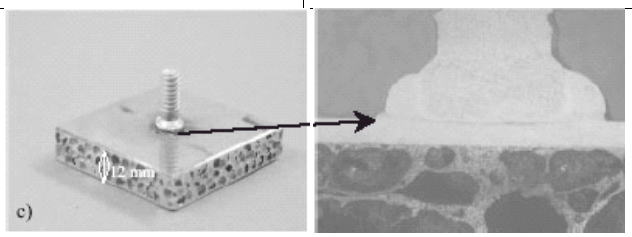
- Devono poter essere integrati ad altre strutture;
- Devono poter essere collegati tra loro.

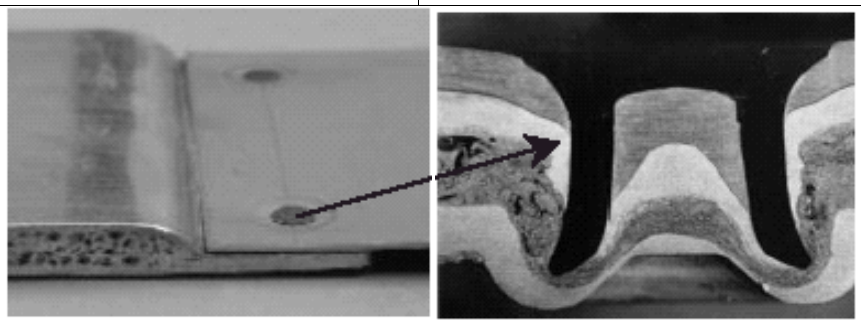
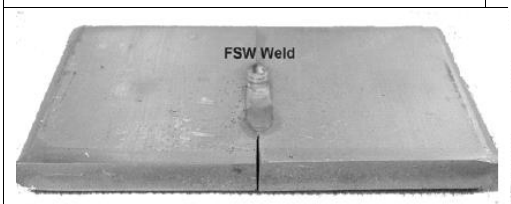
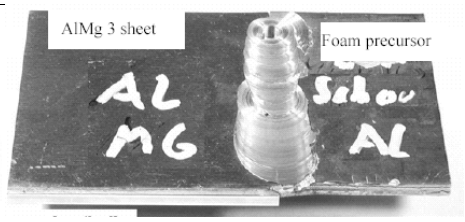
Questo seconda condizione è indispensabile se consideriamo le dimensioni massime rese disponibili dalle attuali tecnologie di produzione (2,5x1,5 m) [***6***].

Fra i principali metodi di giunzioni testati possiamo citare:

- Laser welding
- TIG/MIG welding
- Pin/Bolt Welding (saldatura di prigionieri sulla superficie degli AFS)
- Punch/riveting
- Bullonatura
- Rivettatura
- Incollaggio
- Friction Stir Welding (FSW)

Nella seguente tabella vengono riportate le note caratteristiche del processo ed un eventuale esempio:

Metodo	**Pro**	**Contro**
Laser AFS	La saldatura Laser degli AFS permette di limitare la zona alterata del materiale. Velocità di saldatura delle pelli fino a 10 m/min per spessori 1-1,5 mm	La saldatura avviene solamente sulle pelli. La saldatura deve essere effettuata da entrambi i lati. Impiego solamente con ASF a legame metallurgico.
		
TIG/MIG	Economicità del processo. Possibilità di saldare fra di loro AFS o AFS con lamiere. Tecniche di saldatura consolidate.	Maggiore dimensione della zona fusa e conseguentemente della parte di schiuma interessata da riscaldamento. Limitata velocità di saldatura
		
Bolt/pin Welding	Permette di fissare dei prigionieri alla pelle degli AFS. La saldatura avviene a scarica capacitiva controllata permettendo di effettuare la saldatura del prigioniero anche in corrispondenza di zone in cui al di sotto della pelle dell'AFS vi siano vuoti	Non è adatto ad un impiego strutturale ma viene utilizzato principalmente per fissare cavi e contatti elettrici
		

Punch/ riveting	Tecnica sviluppata con possibilità di unire AFS sia a lamiere di alluminio che a lamiere di acciaio. Particolarmente indicata per strutture miste.	Nella zona di "riveting" si ha una riduzione della resistenza a trazione ma un mantenimento di quella a compressione.
		
Riveting Nuts and screws	Rivettare viti e dadi per il fissaggio di attrezzature	. Non per scopi strutturali
FSW Saldatura di Precursori	La saldatura Friction Stir Welding può avvenire fra precursori di schiume o fra precursori e lamiere. La schiumatura del precursore viene effettuata dopo la saldatura.	. Il processo non può essere realizzato su materiali già schiumati poiché prevede una pressione notevole sui componenti da saldare per generare il calore necessario a portare il materiale in fase plastica. Questa pressione non può essere esercitata sulla schiuma.
	 	
Rivettatura	Metodo di costruzione tradizionale che permette di unire materiali dissimili	E' necessario scegliere un'opportuna larghezza della testa dei rivetti per evitare eccessive deformazioni del core in schiuma dei pannelli AFS

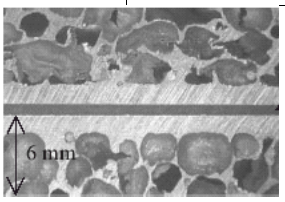
Incollaggio	Incollaggio con stessi adesivi ed accorgimenti noti per le lamiere in alluminio. Ottima distribuzione del carico. Possibilità di realizzare componenti con forma complesse in modo relativamente semplice. Alcune tipologie di AFS cengono realizzate per incollaggio delle pelli,	. Resistenza al calore dell'adesivo, questo problema riguarda direttamente gli AFS ottenuti per incollaggio. Gli adesivi moderni garantiscono un livello di resistenza superiore a quello della schiuma.
		

Tabella 1-6: procedimenti di giunzione disponibili di AFS è [*3*]

Fra le tecnologie che possono essere utilizzate per realizzare le giunzioni degli AFS, sia fra di essi che con gli elementi strutturali principali, le più promettenti possono essere considerate quelle ad elevata densità di energia (HDE), quali LASER e Fascio Elettronico. I vantaggi di utilizzare queste tecnologie HDE sono diversi: l'apporto di energia termica è minore rispetto alle tecniche tradizionali (saldature ad arco, TIG, MIG..), l'elevato rapporto profondità-larghezza del cordone elimina la necessità di effettuare saldature a passate multiple e la minore immissione di energia limita la zona termicamente alterata (ZTA) con evidenti minori effetti termici sul saggio (distorsioni, effetti di precipitazioni, ecc.). La possibilità, inoltre, di utilizzare elevate velocità di saldatura grazie ai notevoli ratei di fusione, associata ad una fonte di calore molto concentrata, permette di ridurre il tempo di saldatura, dando luogo così ad una maggiore produttività.

1.6 Scelta del materiale utilizzato

Alla luce di un indagine di mercato approfondita, sono stati scelti i pannelli AFS prodotti dalla POHLTEC METALFOAM e commercializzati in Italia tramite la ECKA Granules che è leader mondiale dei prodotti da metallurgia delle polveri. I pannelli acquistati tipo Pohltec AFS 30/1,7 hanno caratteristiche tipiche riportate nelle figure seguenti.

Pelli	➢ Spessore nominale: 1,7 mm ➢ Materiale : AA6082 ➢ Densità: 2.7 g/cc
Core	➢ Spessore nominale: 26,6 mm ➢ Materiale AlSi6Cu6 ➢ Densità : 0.51 g/cc
AFS	➢ Spessore: 30 mm +/-0.5 mm ➢ Densità : 0,76 g/cc ➢ Densità superf : 22,87 Kg/mq

Figura 1-20: Foto Tipica dei pannelli AFS utilizzati e tabella delle caratteristiche principali

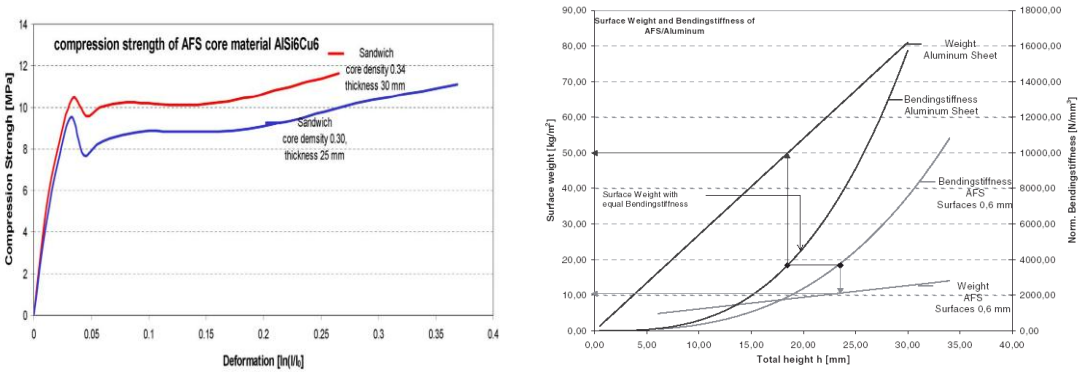


Figura 1-21: Caratteristiche a compressione tipiche e potenzialità in termini di ridideza flessionale rispetto a piastre piene di alluminio. (trovare il sito internet mettendo la presentazione)

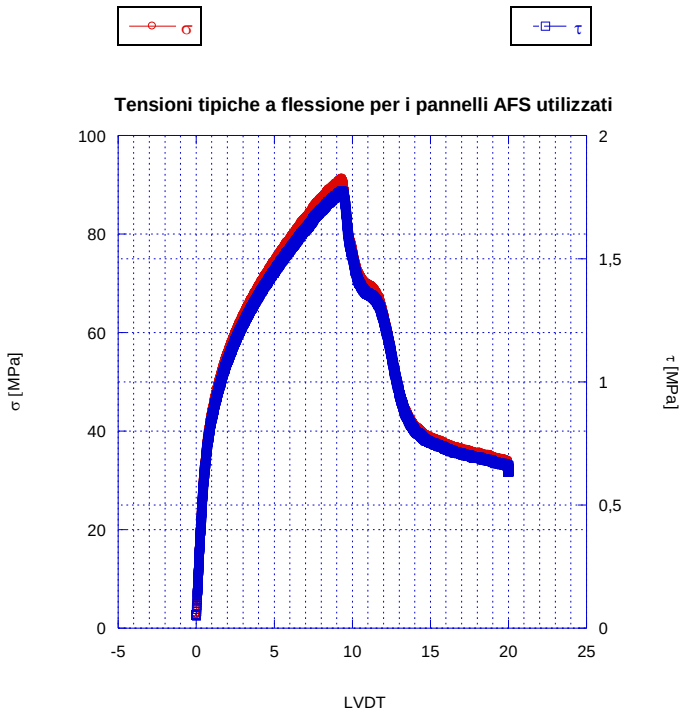


Figura 1-22: Caratteristiche a flessione dei pannelli AFS saldati.

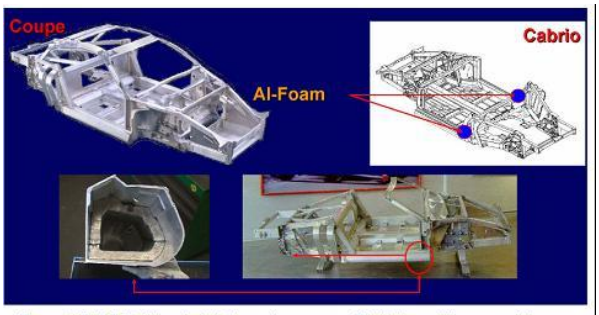
Le caratteristiche meccaniche delle pelli del pannello sono quelle tipiche dei fogli di lega di alluminio AA6082 T6, riportate nella Tabella 1-7:

Spessori (mm)	R_m (MPa)	$R_{P0.2}$ (MPa)	A %	HB (*)
1,5 - 3	310	260	7	94

Tabella 1-7: caratteristiche meccaniche delle pelli del pannello. * valori orientativi [*10*]

Alcune applicazioni commerciali dei prodotti Alulight riguardano: i crashworthiness per la Audi Q7 e componenti di rinforzo del frame della Ferrari spider 430 sviluppati in collaborazione con ALCOA.

Questi materiali hanno ancora un costo piuttosto elevato e quindi tali da renderli utilizzabili esclusivamente per automobili di alta fascia ed allo stato attuale principalmente come elementi front end ed in generale per l'assorbimento degli urti. Un impiego su larga scala di questo tipo di materiali, che dovrebbe portare alla riduzione dei costi, attualmente non esiste, mentre esistono alcuni studi per la realizzazione di body in white di autoveicoli dedicati principalmente a concept di auto sportive con dimostratori prototipali che evidenziano come associato ad un riduzione del peso vengano notevolmente migliorate le proprietà di crashworthiness.



Ferrari F430 Spider irrigidimento con profilati riempiti con schiuma

Autocarro leggero con braccio sollevatore telescopico in AFS

Figura 1-23: Applicazioni di AFS in componenti strutturali del settore automotive [*1*]

CAPITOLO 2.

Caratterizzazione dei pannelli AFS

2.1 Introduzione

I compositi a base di schiuma d'alluminio sono materiali molto interessanti per l'applicazione nel settore dei trasporti. In particolare, i sandwich realizzati tramite legame metallurgico con due pelli in alluminio e il core in schiuma d'alluminio (AFS), si candidano all'impiego in componenti strutturali grazie alla loro resistenza a fuoco, alla elevata riciclabilità associate ad un rapporto resistenza-peso ed a proprietà di assorbimento di energia estremamente elevate ([***2***],[***11***]).

Questi materiali teoricamente sono considerati isotropi ed omogenei, tuttavia, i prodotti commerciali di grosse dimensioni presentano spesso una certa disomogeneità che può essere concentrata sia a livello di *bonding* metallurgico pelle-*core*, sia a livello di una coalescenza più o meno localizzata degli alveoli. La caratterizzazione di questi pannelli risulta quindi indispensabile per capire e conoscere le loro proprietà chimico-fisiche ricavando anche valori affidabili delle prestazioni, utili in sede di progetto e verifica.

Preliminarmente alla ricerca dei parametri di saldatura dei pannelli AFS, con le tecniche ad alta densità di energia quali fascio Laser e Fascio Elettronico, sono state effettuate le analisi seguenti:

- Analisi non distruttive
  - Ultrasuoni
  - RX
- Analisi distruttive:
  - Analisi SEM-EDS
  - Analisi chimiche
  - Micro durezza e nano durezza
  - Analisi degli stress residui nella schiuma dei pannelli AFS
  - Caratterizzazione meccanica
- Analisi DIC (correlazione di immagini digitali)

2.2 Esami non distruttivi

Per la tipologia del materiale da esaminare e per le proprietà su cui vogliamo maggiormente investigare (p.e. la densità del core in schiuma), sono state prese in considerazione le seguenti tecniche di controllo non distruttivi (NDT):

- Tecnica Ultrasonora
- Tecnica Radiografica (RX)

Lo scopo di queste analisi è essenzialmente quello di valutare la densità della *core* dei pannelli. Infatti la variazione di densità mi da in qualche modo una misura dell'omogeneità interna del materiale e del maggiore o minore numero di sezioni resistenti. . Le dimensioni dei campioni analizzati sono: 400x100x30h mm (secondo lo schema di Figura 2-1)

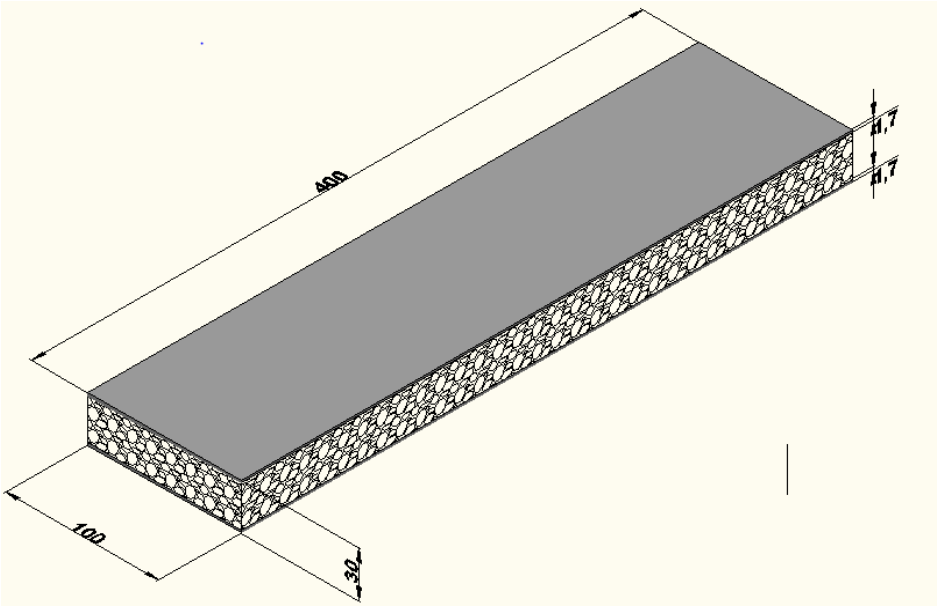


Figura 2-1: Schema di campioni sottoposti ad esami non distruttivi

Con queste tecniche ci sono comunque dei limiti sulla possibilità di individuare tutti i possibili difetti. In particolare, quello più "subdolo" da individuare è la scollatura parallela alla pelle che non ho modo di evidenziare (Figura 2-2).

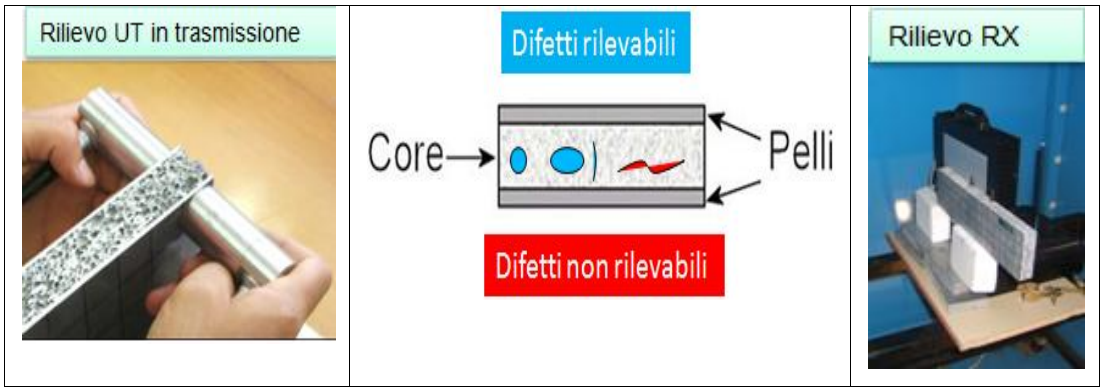


Figura 2-2: difetti individuabili con tecnica Ultrasonora e Radiografica

2.2.1 **Tecnica Ultrasonora**

Per il controllo dei campioni con gli ultrasuoni, normalmente si utilizzano due diverse tecniche:

- riflessione (Pulse Echo=PE): la sonda trasmette e riceve l'onda ultrasonora. Il componente è controllato solo da un lato. La presenza di una discontinuità è rilevata dall'ampiezza del segnale elettrico ed è possibile determinarne: grandezza, profondità e inclinazione.
- trasmissione (True-Trasmission=TT): consiste in una sonda trasmittente ed una ricevente, il componente è posto tra le due sonde. L'onda ultrasonora, trasmessa dalla prima sonda, attraversa il componente ed è ricevuta dalla sonda ricevente; la presenza di una discontinuità è rilevata dall'attenuazione del segnale elettrico.

La prima tecnica, necessita di una elaborazione successiva ed è utilizzata su componenti omogenei spesso metalli e compositi di spessore contenuto in quanto l'onda UT attraversa il materiale 2 volte.

La seconda tecnica (Figura 2-3), quella da noi presa in considerazione, è più semplice ed immediata ed è utilizzata su componenti con elevato assorbimento e disomogenei (Nido d'ape o Honeycomb, Sandwitch, composito) in quanto lo spessore è attraversato una sola volta e spesso le superfici non sono parallele.[***12***]

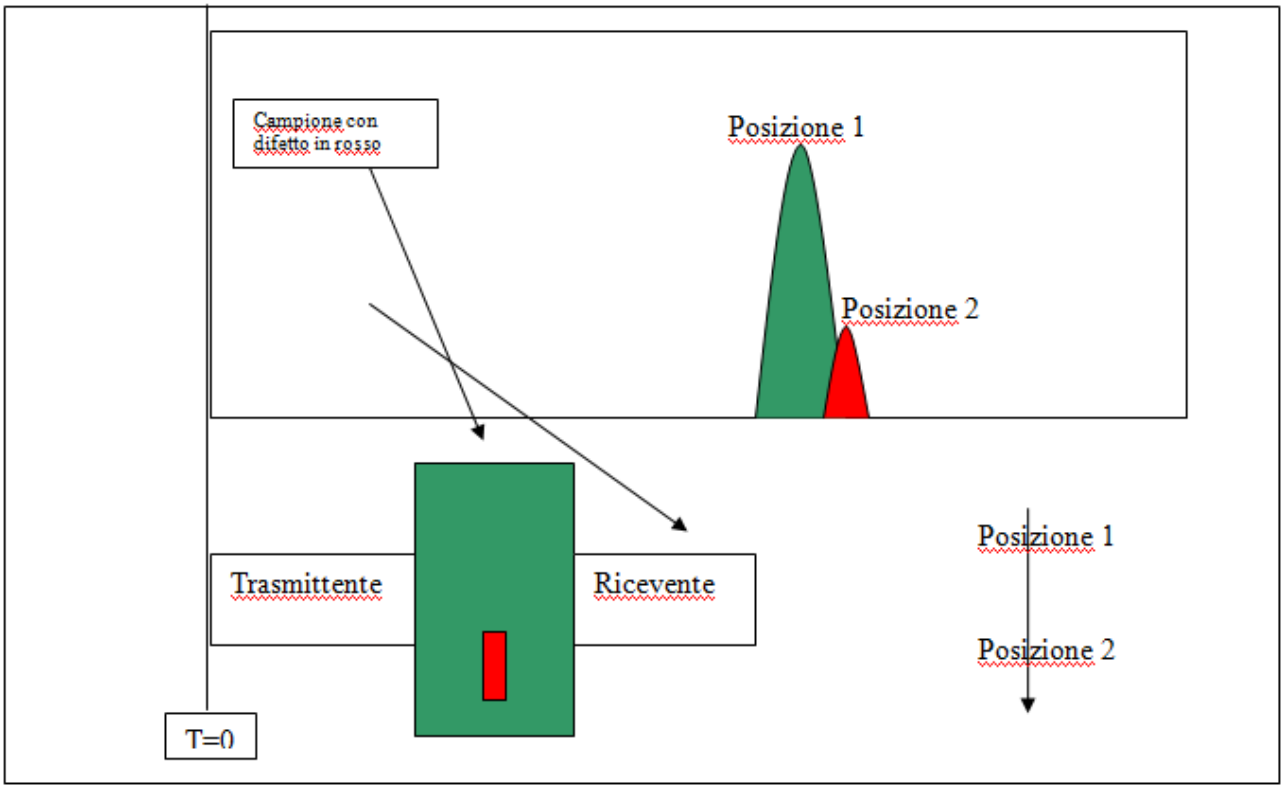


Figura 2-3: schema TT

Per ogni campione (Figura 2-4) di pannello AFS è stata eseguita una campionatura di 4 x 16 misure UT per stimare la velocità del suono nel materiale. Lo strumento ultrasonoro utilizzato è a bassa frequenza modello USM 23 Krautkramer portatile con sonde di frequenza 50 KHz e diametro cristallo ½"(Figura 2-5).

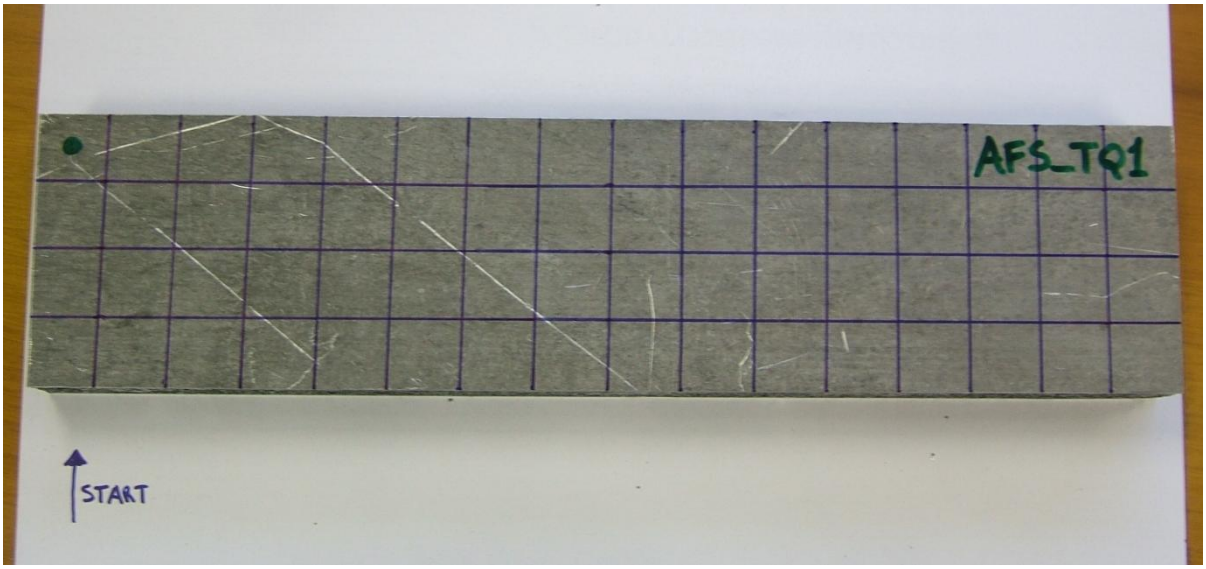


Figura 2-4: griglia di campionatura sul pannello AFS

Figura 2-5: Tecnica TT – Schiuma metallica in alluminio – il componente è tra le due sonde – Strumento a bassa frequenza

E stato utilizzato un software sviluppato da ENEA che mostra i valori di velocità del suono sotto forma di (Figura 2-6):

- valori numerici
- Mappa in falsi colori
- Mappa tridimensionale
- Istogramma di distribuzione delle velocità

Questo ci permette di comparare i campioni tra di loro ed estrarre degli indici di distribuzione e dimensione dei pori nella schiuma all'interno dei pannelli AFS.

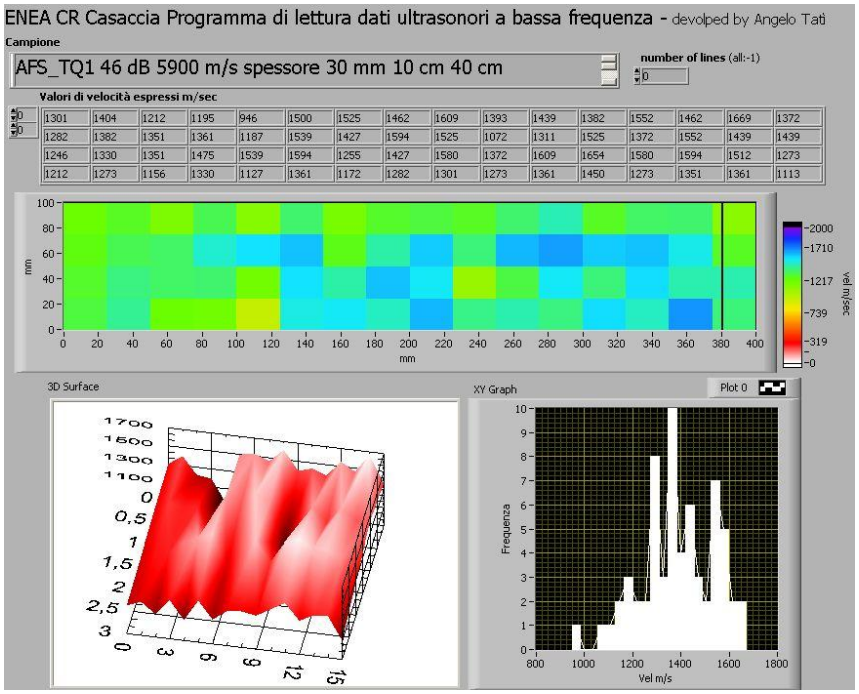


Figura 2-6: Risposte del programma di lettura ed analisi dati UT sviluppato in ENEA - campione TQ1

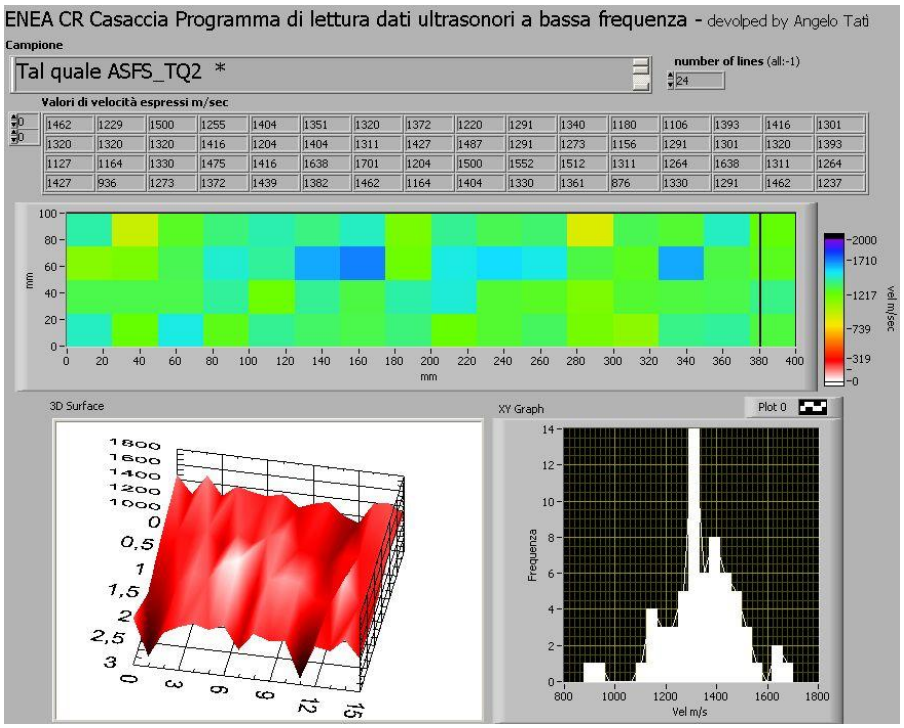


Figura 2-7: Risposte del programma di lettura ed analisi dati UT sviluppato in ENEA - campione TQ2

Da un primo confronto fatto sui campioni di pannello tal quale “TQ1” e “TQ2” (Figura 2-6 e Figura 2-7), si può vedere come la distribuzione della porosità sia molto

disomogenea all'interno di ogni campione creando così delle aree maggiormente porose, e presumibilmente con una resistenza meccanica maggiore, ed altre con pochi pori e più grandi meno resistenti. Quest'ultima affermazione è stata verificata con i successivi test di flessione, attraverso i quali abbiamo individuato le regioni in cui hanno inizio i fenomeni di cedimento (fratture).

2.2.2 Esami con tecnica radiografica (RX)

Nella Tabella 2-1 sono riportate le caratteristiche principali dell'impianto utilizzato (Figura 2-8), e la Tabella 2-2 riporta i parametri utilizzati per radiografare i pannelli AFS. La tecnica radiografica utilizza [***13***] una macchina a potenziale costante, fuoco da 2 mm e un pannello digitale a stato solido. L'immagine radiografica viene convertita in una immagine bitmap di risoluzione 512 x 512.

Equipment	Seifert ISOVOLT TITAN 160 M2 0.4-1.5	**Max. Tube Voltage (kV)**	160
Tube Current (mA)	10	**Focal Spot Size EN 12 543 (mm)**	3.00
Detector	Perkinlmer	XRD 840 BE13	512x512 16 bit

Tabella 2-1: caratteristiche principali dell'impianto utilizzato

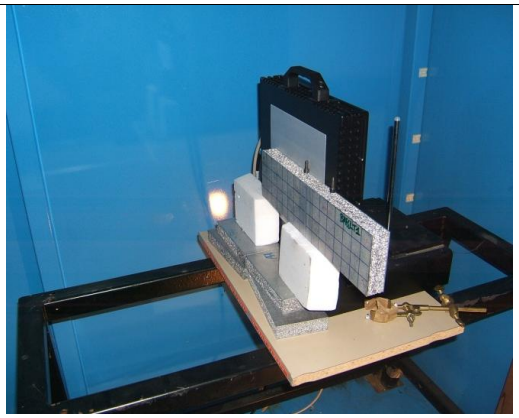
Thickness	**KV**	**mA**	**Avarege**	**Distance mm**
30 mm	73	2	100	960

Tabella 2-2: parametri radiografici per AFS

Bunker

Command

Power Unit



Detector

Figura 2-8: impianto radiografico – ENEA Casaccia

Il campione è diviso in tre zone di esposizione, la sequenza con cui i pannelli AFS sono radiografati è mostrata nella Figura 2-9, ogni radiografia viene digitalizzata ed elaborata con software dedicato per avere l'immagine radiografica dell'intero campione.

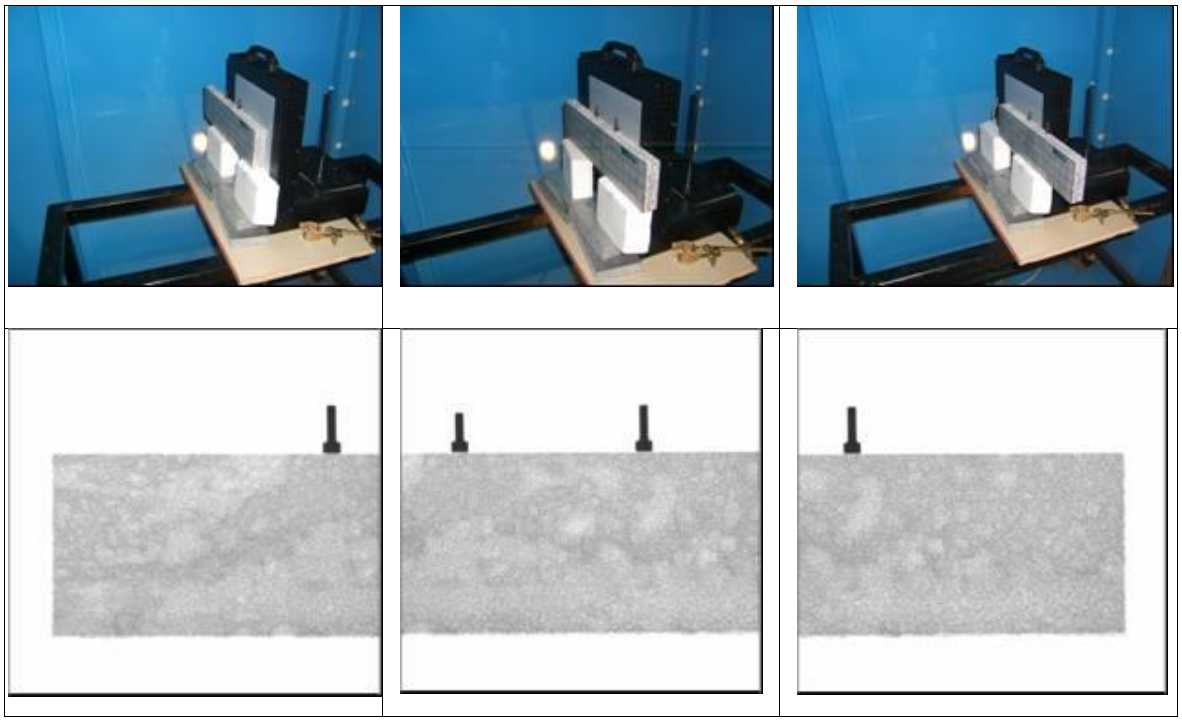


Figura 2-9: sequenza radiografica per i campioni di AFS

Nella tabella seguente son riportate le immagini delle radiografie così ottenute per ogni campione (TQ1 e TQ2) dalle quali si evidenzia, in accordo con la precedente tecnica ultrasonora, una densità di schiuma molto disomogenea su tutti i campioni.

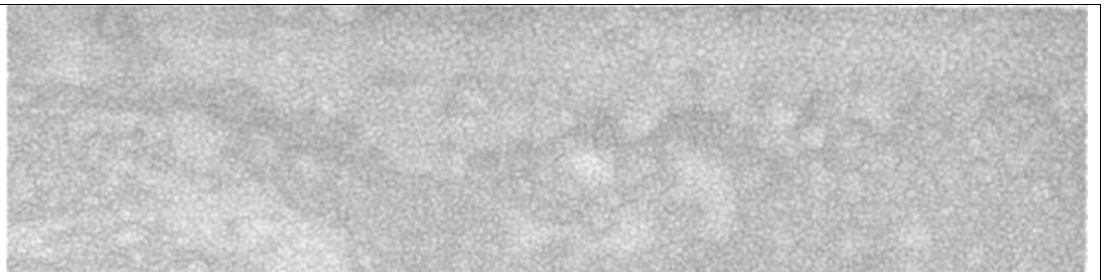
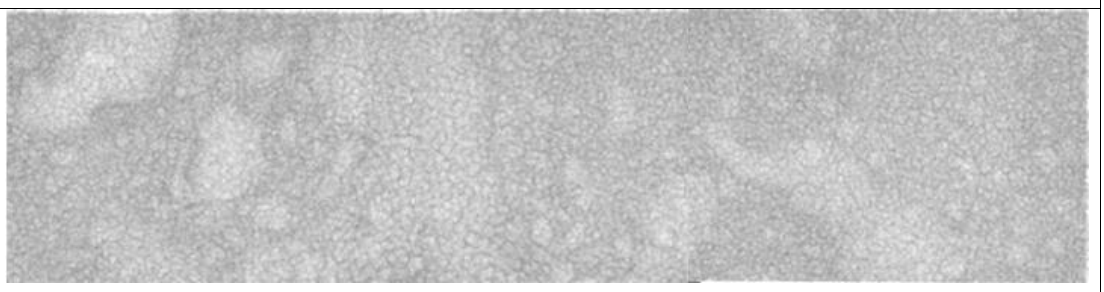
AFS TQ1	
AFS TQ2	

Tabella 2-3: radiografie dei campioni tal quali TQ1 e TQ2

Possiamo quindi affermare che entrambe le tecniche di indagine non distruttiva (NDT) mettono in evidenza uno dei limiti dei pannelli AFS, ossia una distribuzione molto disomogenea dei pori e della loro dimensione. Inoltre dalla Tabella 2-4 si può osservare

come la tecnica radiografica, rispetto a quella ultrasonora, mostra questa disomogeneità in maniera più evidente e chiara

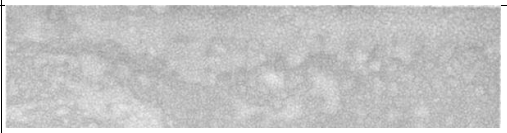
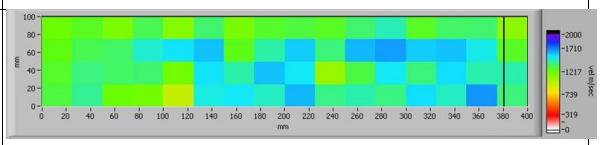
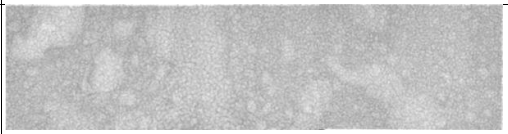
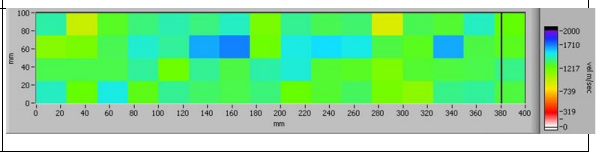
ID	Esame RX	Esame Ultrasuoni
AFS TQ1		
AFS TQ2		

Tabella 2-4: Confronto tra tecniche NDT

2.3 Analisi chimica

Al fine di valutare la presenza di impurezze è stata effettuata la caratterizzazione chimica sia della pelle che del *core* dei pannelli AFS.

Sono stati prelevate da una porzione di pannello AFS, utilizzando una lima diamantata non contaminata, piccole quantità di materiale sotto forma di limatura molto fine, sia dalla pelle che dal *core*, ricavandoci quindi due tipologie di campioni:

- Polvere delle "pelli" dei pannelli AFS
- Polveri del "*core*" dei pannelli AFS (schiuma di alluminio).

Dopo essere stati lavati con acetone, i campioni di pelle e di schiuma sono stati sottoposti ad attacco acido in mineralizzatore a microonde ad alta pressione Milestone 1200 MEGA nelle condizioni riportate in Tabella 2-5, effettuando almeno 2 dissoluzioni in parallelo.

Nel caso dei campioni di Pelle, sono stati sottoposti a dissoluzione ca. 200 mg di campione ed è stata ottenuta una dissoluzione completa; le soluzioni ottenute sono state trasferite quantitativamente in matracci tarati da 25 ml e portate a volume con acqua ultrapura.

Nel caso dei campioni schiuma, sono stati sottoposti a dissoluzione circa 100 mg di campione e per nessun campione è stata ottenuta la solubilizzazione completa. Il residuo insolubile (presumibilmente carburo di silicio) è stato separato mediante filtrazione (porosità: 0.45 µm) e pesato, mentre le soluzioni limpide ottenute sono state portate al peso finale di ca. 15 g con acqua ultrapura.[***14***]

Condizioni per l'attacco acido in microonde ad alta pressione (Milestone 1200-MEGA)		
Quantità di campione		ca. 200 mg per il campione di Pelle, ca. 100 mg per i campioni AFS
Reattivi aggiunti		4 ml HCl 37% + 1 ml H_2O_2 30%
Reattore		HPR 1000/6
Pressione		a salita libera
Condizioni operative		
Fase	**Tempo (min)**	**Potenza (Watt)**
1	5	250
2	10	400
3	10	600
4	5	250

Tabella 2-5: Condizioni per l'attacco

In tutti i casi sono stati preparati bianchi di processo, sottoponendo i reattivi alla stessa procedura. Tutte le soluzioni ottenute sono state sottoposte ad analisi qualitativa (Figura 2-10) e quantitativa (Tabella 2-6) mediante Spettroscopia di Emissione a Plasma Indotto (*Inductively Coupled Plasma Atomic Emission Spectrometry* - ICP-AES) dopo opportuna diluizione, utilizzando un Varian VISTA MPX (configurazione assiale; 1.2 kW; Ar 15 l/min; rivelatore simultaneo CCD 1.12 Mpixel). La tecnica ICP-AES consente la determinazione simultanea di più elementi chimici presenti sia a livello di macro- e micro-costituenti che di tracce. Per quanto riguarda l'analisi qualitativa, sono stati ricercati gli elementi evidenziati in Figura 2-10. L'analisi quantitativa ha riguardato gli elementi elencati in Tabella 2-6, che riporta anche le rispettive lunghezze d'onda analitiche. Per la taratura sono state impiegate soluzioni standard multielementari preparate a partire da Fluka *standard solutions* (1.000 mg/ml)[***15***].

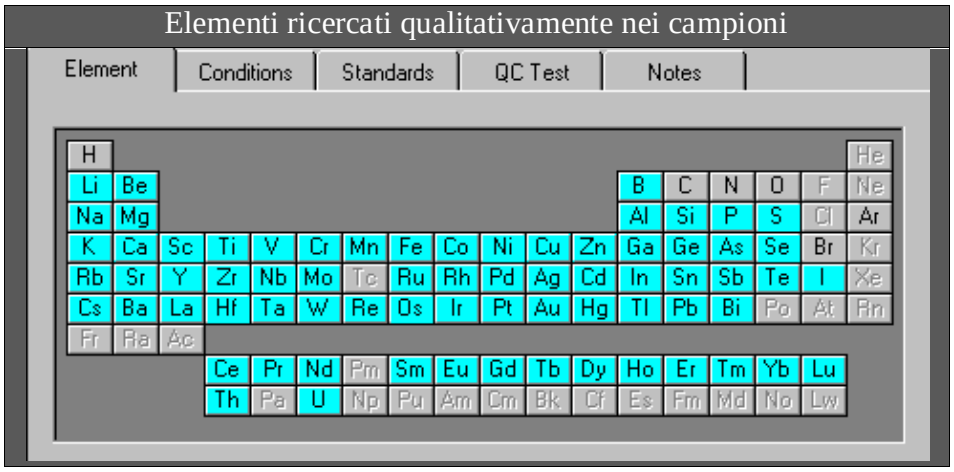


Figura 2-10: Elementi ricercati qualitativamente nei campioni

In Tabella 2-7 si riportano le concentrazioni (µg/g) di elementi nella pelle, mentre in Tabella 2-8 si riportano il contenuto (%) di macrocostituenti nella schiuma e la percentuale di residuo insolubile.

Analisi quantitativa mediante ICP-AES	
Elemento	**Lunghezza d'onda (nm)**
Al	396.152
B	249.772
Ba	455.403
Ca	396.847
Cr	206.158
Cr	267.716
Cu	324.754
Cu	327.395
Fe	238.204
Mg	279.553
Mn	257.610
Na	589.592
Ni	221.648
Ni	231.604
Pd	340.458
Pd	360.955
S	181.972
Si	251.611
Sr	407.771
Ti	334.941
Ti	336.122
V	292.401
V	311.837
Zn	206.200
Zn	213.857
Zr	343.823

Tabella 2-6: Analisi quantitativa mediante ICP - AES

Concentrazione (µg/g) di elementi nella *pelle* *	
Mg	2.4E+03
Fe	1.5E+03
Si	1.0E+03
Zn	1.9E+02
Mn	1.2E+02
S	75
Ti	73
Cu	27
Cr	24
Ca	20
V	19
B	18
Ni	14
Zr	3
Ba	0.5
Na	0.3

Tabella 2-7: Concentrazione di elementi nelle pelli. *gli elementi non qualificati sono risultati < D.L. (limite di rilevabilità)

Contenuto (%) di macrocostituenti nella *schiuma* e percentuale di residuo insolubile	
Cu	4.2 %
Fe	1.0 %
Si	0.8 %
Ti	0.3 %
residuo insolubile	6%

Tabella 2-8: Contenuto di macrocostituenti nella schiuma e percentuale di residuo insolubile

2.4 Analisi SEM – EDS

Per l'analisi della morfologia e microstruttura interna dei campioni è stato impiegato il microscopio elettronico a scansione analitico (SEM, modello FEI XL30, LaB_6). L'ottimizzazione dei parametri di analisi del microscopio ha portato a preferire una tensione di accelerazione degli elettroni di 13KV.

L' imaging è stato ottenuto tramite elettroni secondari; tramite elettroni retroddifusi è stato possibile evidenziare differenze nella composizione dei materiali. Le mappe compositive sono state infine eseguite tramite sonda EDS (parametri di acquisizione leggermente diversi nel caso di analisi EDS, in particolare: tensione 20kV dimensione dello spot maggiore rispetto alle analisi SEM convenzionali).

2.4.1 **Preparazione del campione esaminato al SEM**

Una porzione di pannello AFS è stato sezionato con una troncatrice a disco diamantato, ricavando quindi un campione delle dimensioni 30x30x30 mm (Figura 2-11)

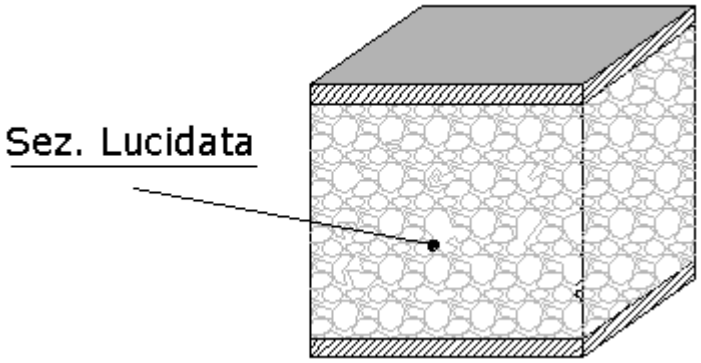


Figura 2-11: porzione di campione per esame SEM - EDS

Utilizzando una Politrice elettomeccanica Abramin della Struers è stata eseguita l'operazione di spianatura e levigatura di una sezione della porzione di pannello precedentemente ricavata.

In questa operazione sono state utilizzati tre tipi di carta abrasive nel seguente ordine:

Carta abrasiva 220 grid (FEPA) a 300 giri/min per 3 minuti

Carta abrasiva 500 grid (FEPA) a 300 giri/min per 3 minuti

Carta abrasiva 1200 grid (FEPA) a 300 giri/min per 3 minuti

Successivamente è stata effettuata la lucidatura. Tale operazione è suddivisa in due fasi:

Nella prima fase si utilizza un panno di nylon sul quale viene spalmata una pasta diamantata da 6 μm. La procedura di "polishing" viene effettuata a 150 giri/min per una durata di 2 minuti.

Nella seconda fase (lucidatura finale) si utilizza un panno di seta sul quale è stata spalmata una pasta diamantata da 1 μm e la lucidatura eseguita a 150 giri/min (2 minuti).

Tra le due fasi di lucidatura il campione è stato prima sciacquato con alcole etilico anidro e poi pulito agli ultrasuoni per circa 10 minuti. In questo modo si evita di contaminare i panni da 1 μm con i detriti che si sono accumulati all'interno delle porosità durante la prima fase di lisciatura con il panno da 6 μm. I panni utilizzati per la procedura di lucidatura sono stati selezionati tra tutti i tipi possibili, al fine di conservare le eventuali inclusioni e le grosse precipitazioni presenti nelle "pelli" e nella "schiuma" del pannello sandwich. Dall'esperienza è noto infatti, che i panni "senza pelo", minimizzando l'attrito, non rimuovono le inclusioni, mentre i panni "con pelo" possono danneggiare il campione durante la fase di lucidatura, estraendo le inclusioni per effetto del maggior attrito esercitato sulla superficie.

2.4.2 Risultati delle analisi SEM - EDS

Il campione (Figura 2-12) ottenuto secondo la descrizione del paragrafo precedente non e' stato inglobato durante la lucidatura per non contaminarlo ed osservare le porosita'.

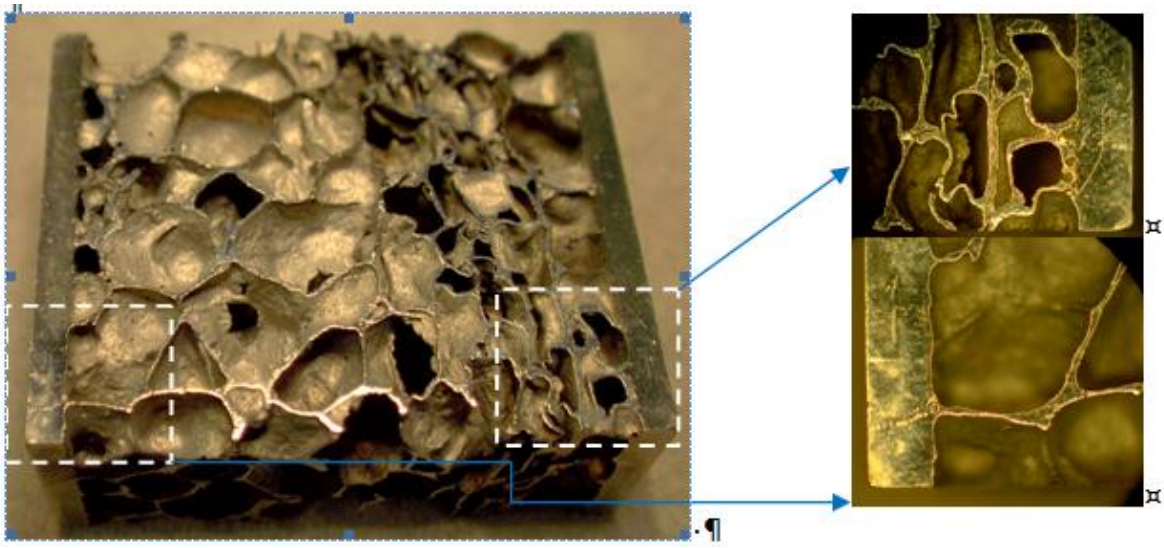


Figura 2-12: campione per esame SEM - EDS

Le immagini mostrano chiaramente (Figura 2-13) che la pelle e la schiuma hanno diversa microstruttura in termini di distribuzione e dimensione delle seconde fasi nella matrice di

alluminio. Da queste immagini non emerge alcuna indicazione circa la differenza composizionale tra le matrici di alluminio della pelle e della schiuma. Tuttavia, ad un esame dettagliato, i diversi toni di grigio nelle micrografie consentono di distinguere per lo meno 3 fasi differenti, la matrice di alluminio e 2 diverse seconde fasi.

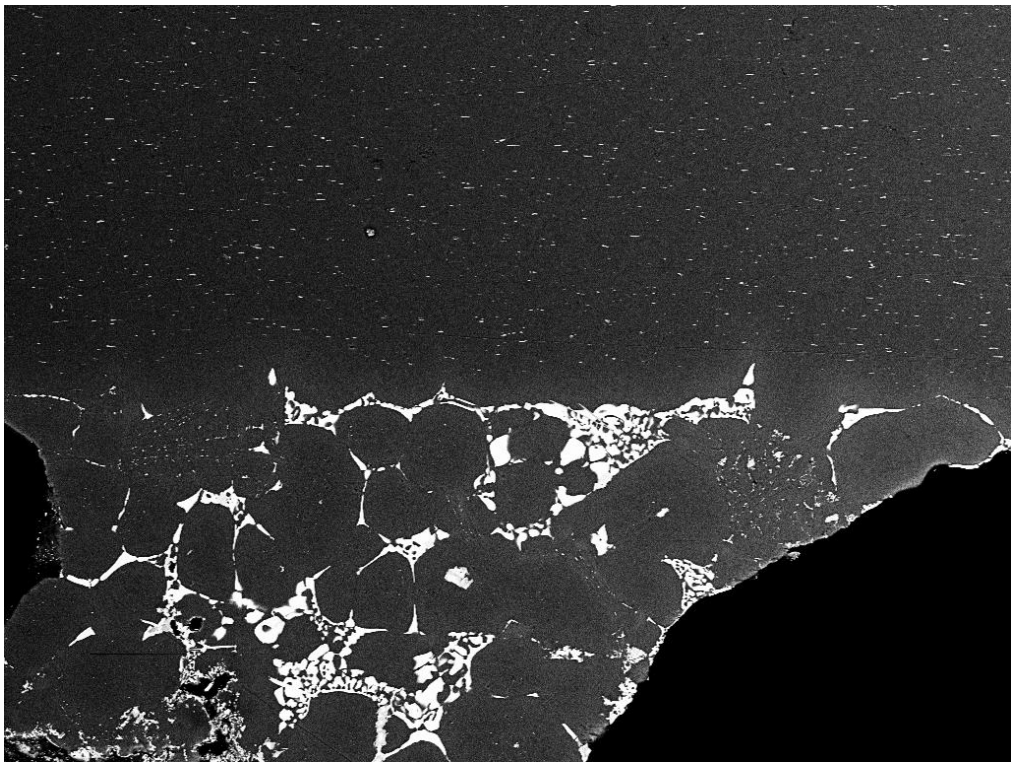


Figura 2-13: Micrografia SEM della sezione trasversale lucidata ottenute con EBSD nella zona di interfaccia pelle/schiuma - ingrandimento.

In particolare, la Figura 2-16 mostra il dettaglio della pelle, evidenziando che le seconde fasi, contrariamente alla schiuma, sono molto fini, non percolanti e allungate nel verso della laminazione. La Figura 2-15 mostra che nella schiuma le seconde fasi sono appunto organizzate in forma di reticolo che pervade l'intera matrice alluminosa e rappresentano una quota parte percentuale della microstruttura sostanzialmente maggiore (quantificabile con analisi di immagine se necessario). Il dettaglio ingrandito in Figura 2-17 (in evidenza anche nelle Figura 2-18 e Figura 2-19) mostra chiaramente la presenza di almeno due seconde fasi distinte (EDS 03; EDS 04 della Tabella 2-9).

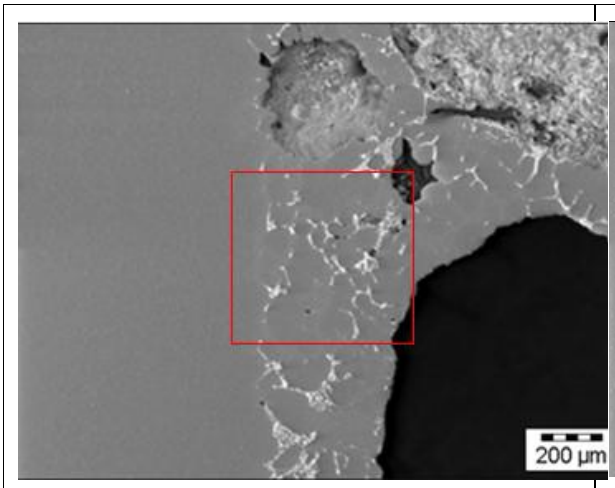


Figura 2-14: interfaccia pelle schiuma pannello AFS-SEM- BSE – 20 kV- 63X

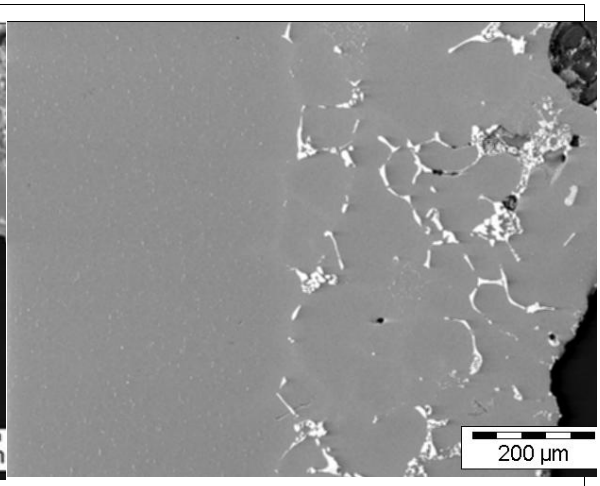


Figura 2-15: interfaccia pelle schiuma pannello AFS-SEM- BSE – 20 kV- 125X (zoom immag.16)

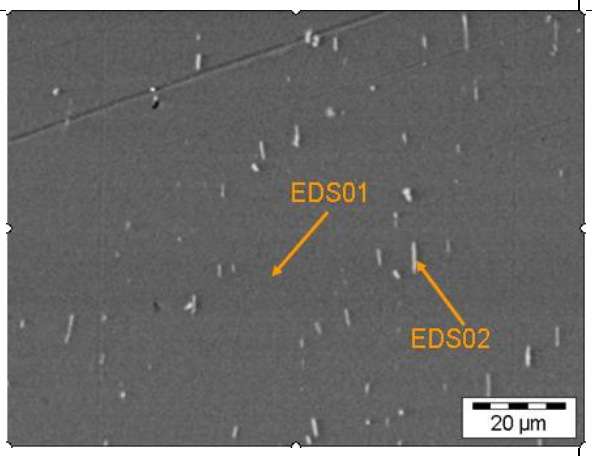


Figura 2-16: pelle pannello AFS - SEM- BSE – 20 kV- 1000X

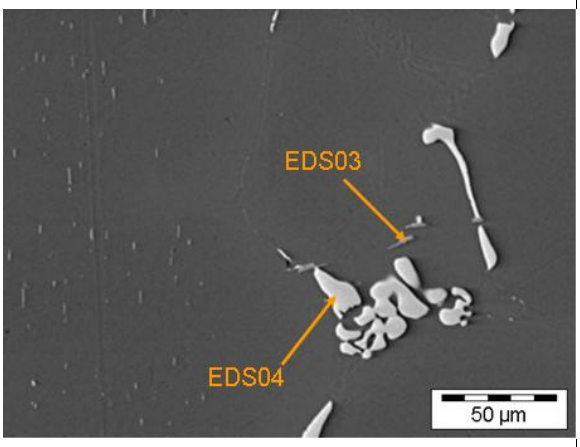
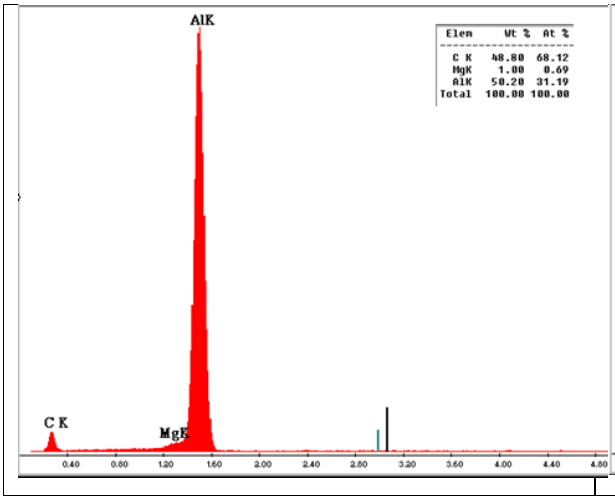
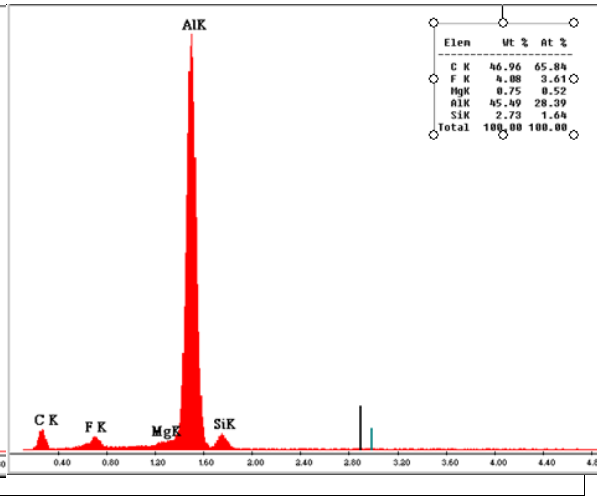


Figura 2-17: interfaccia pelle schiuma pannello AFS - SEM- BSE – 20 kV- 500X





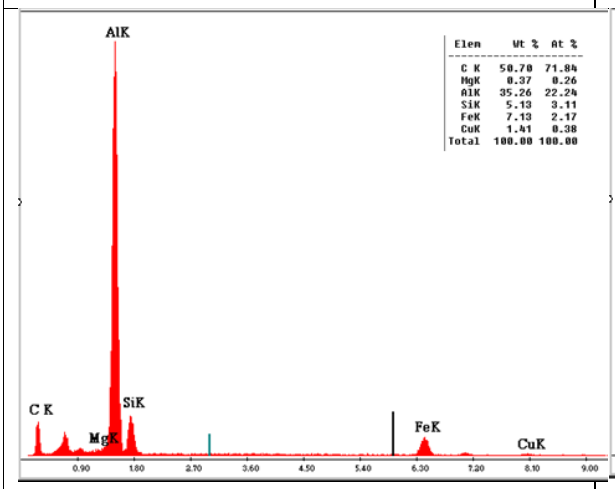
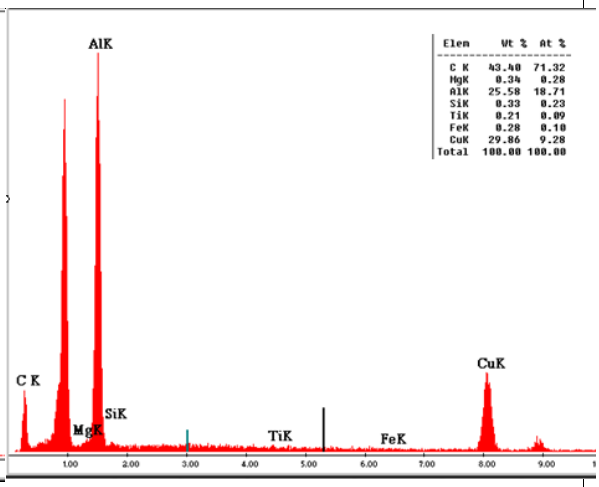
EDS 01 – SEM – 20kV – count 1900 – sec= 60	EDS 02 – SEM – 20kV – count 1900 – sec= 60
	
EDS 03 – SEM – 20kV – count 1900 – sec= 60	**EDS 04 – SEM – 20kV – count 1900 – sec= 60**

Tabella 2-9: EDS 01 – EDS 02 – EDS 03 – EDS 04

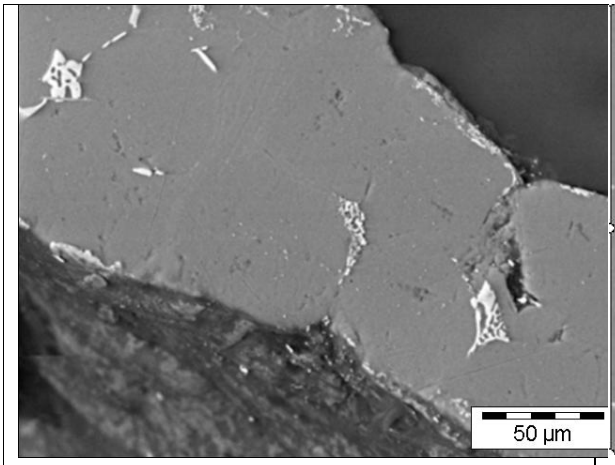
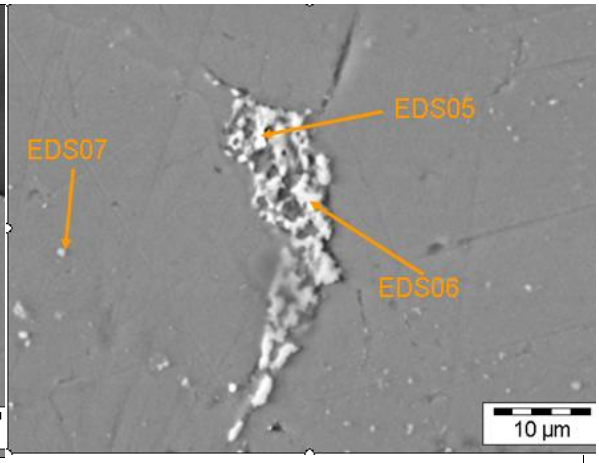
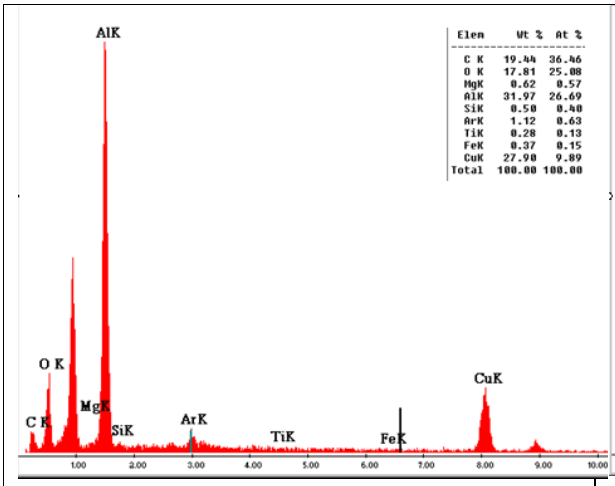
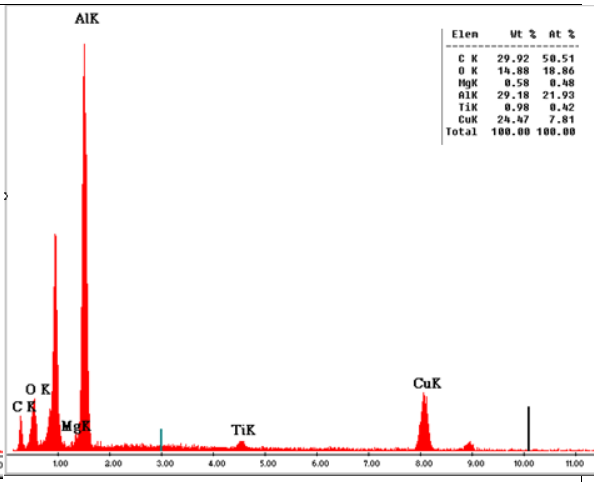
	

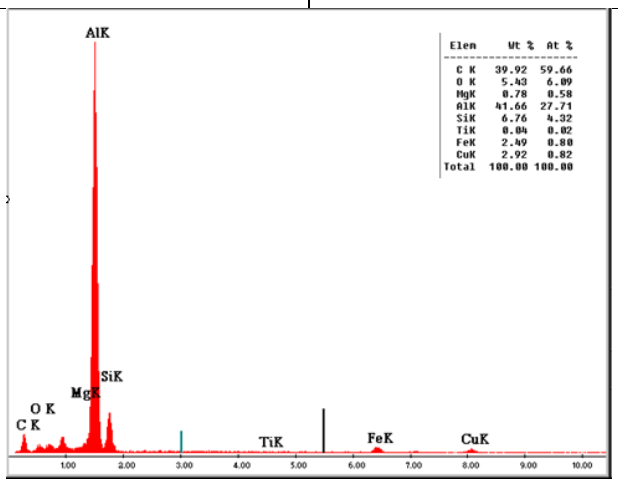
Figura 2-18: schiuma pannello AFS - SEM- BSE – 20 kV- 500X	**Figura 2-19: schiuma pannello AFS - SEM- BSE – 20 kV- 2000X**



EDS 05 – SEM – 20kV – count 1900 – sec= 60



EDS 06 – SEM – 20kV – count 1900 – sec= 60



EDS 07 – SEM – 20kV – count 1900 – sec= 60

Tabella 2-10: EDS 05 – EDS 06 – EDS 07

Le l'analisi SEM dell'interfaccia pelle/schiuma hanno mostrato una buona integrità microstrutturale, con una limitata presenza di porosità e/o difettosità interfacciali.

La microanalisi EDS ha permesso di approfondire la caratterizzazione della microstruttura con informazioni composizionali. In particolare l'analisi microstrutturale delle pareti delle celle mostra chiaramente la presenza di due fasi distinte, una matrice ricca in alluminio ed una seconda fase (probabilmente un composto intermetallico, poi confermato tramite prove in-situ di nanodurezza) ricca in Rame e Alluminio.

La microstruttura osservata risulta comparabile con quelle usualmente osservate in letteratura [***16***] per leghe da fonderia, ovvero con quella di una fase eutettico Al-Cu.

2.5 Microdurezza e valutazione della curva ISE (ASTM E384)

La durezza di un materiale è definita come la sua attitudine a resistere alla penetrazione da parte di un indentatore rigido di definita geometria che penetra lentamente il campione sotto l'azione di una forza nota ***P***.

Essa si esprime analiticamente come la pressione di contatto caratteristica della prova di indentazione:

$$H = \frac{P}{A} = \beta \frac{P}{d^2} \qquad (1)$$

Dove ***A*** è la superficie di riferimento e ***d*** è la dimensione caratteristica dell'impronta risultante.

Il valore della superficie di riferimento ***A*** e della costante ***β*** variano al variare del tipo di indentatore e delle convenzioni adottate.

In particolare, nel caso delle prove di durezza Vickers il penetratore è costituito da un indentatore in diamante di forma piramidale a base quadrata, mentre la pressione di contatto è calcolata utilizzando l'area reale di contatto (ovvero la superficie laterale della piramide equivalente) come superficie di riferimento; l'espressione per il calcolo della durezza Vickers è quindi:

$$HV = \frac{P}{A_{TAC}} = \frac{P}{d^2/2 \cdot \sin(\psi)} \left(= 1.8544 \frac{P}{d^2} \right) \left[\frac{gf}{\mu m^2} \right] \qquad (2)$$

In cui ***ψ*** rappresenta l'angolo caratteristico dell'indentatore, come riportato nella figura sottostante.

In base alla norma ASTM E384, l'intervallo di carichi caratteristico delle misure di micro-indentazione è 1gf – 1000 gf.

Da notare come l'applicazione di tali tecniche di misure per valori di carico applicato inferiori ai 1000gf (range della microdurezza) richieda sempre e necessariamente una trattazione statistica rigorosa dei risultati: il numero di indentazioni necessario e sufficiente ad ottenere un risultato affidabile è sensibilmente superiore rispetto ad una prova di macro-durezza; allo stesso modo una scarsa ripetibilità del valore misurato è spesso indice di artefatti determinanti, come il cedimento fragile del materiale durante l'indentazione o una cattiva rugosità superficiale dello stesso (criteri a riguardo sono riportati nella normativa ASTM E384).

I pannelli AFS in esame sono stati eseguiti profili di micro indentazione che atraversano l'interfaccia pelle-matrice al fine di investigare la presenza di gradienti di proprietà attraverso l'interfaccia.

Le serie parallele di indentazioni sono state eseguite partendo dal centro della pelle (ad una distanza dalla superficie esterna di circa 1,2 mm) e scendono (una indentazione ogni 40 μm) fino ad entrare nel core (schiuma) del pannello stesso.

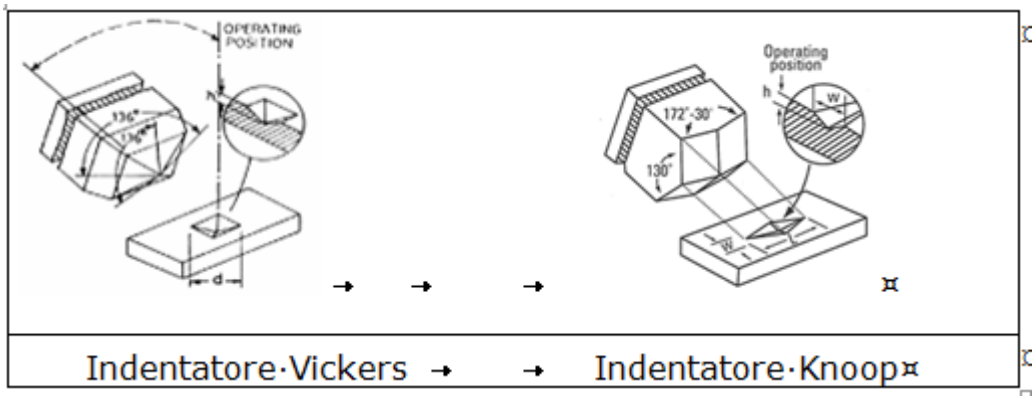


Figura 2-20: Tipi di indentatore

2.5.1 Indentation Size Effect (ISE)

L'ipotesi fondamentale alla base delle prove di durezza è quella che il materiale abbia un comportamento perfettamente plastico.

Quando il carico applicato scende nel range della microdurezza questa ipotesi viene confutata da due evidenze sperimentali:

- Il valore di durezza diventa fortemente dipendente dal carico applicato in conseguenza dell'incrudimento localizzato del materiale;
- Il recupero elastico del materiale comincia ad essere una componente apprezzabile.

Un andamento tipico della durezza in funzione del carico applicato è rappresentato nella sottostante Figura 2-21:

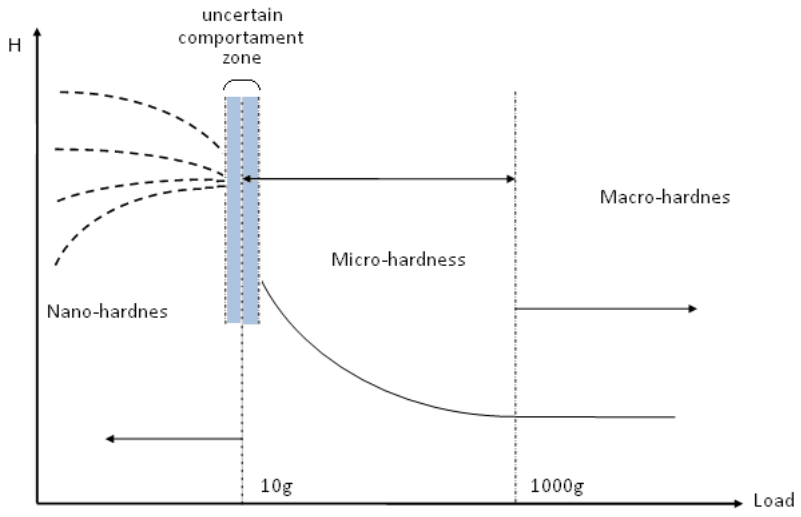


Figura 2-21: Influenza del carico applicato (indentation size effect) sul valore di durezza nei range di macro-micro- e nano-durezza.

Questa osservazione sperimentale impone che un valore di microdurezza debba sempre essere accompagnato dal carico a cui è stato ottenuto, e come la realizzazione dell'intera curva ISE sia estremamente più rappresentativa delle proprietà del materiale rispetto ad una misura singola, fornendo informazioni anche sulla possibilità di incrudimento dello stesso.

L'influenza del carico applicato sulla microdurezza di un materiale può essere descritto analiticamente secondo una vasta serie di modelli, sviluppati a partire dai primi anni del secolo scorso, che si basano essenzialmente sull'ipotesi che al diminuire della forza imposta, ovvero della dimensione dell'impronta, aumenti la densità di dislocazioni nella zona di contatto, conducendo ad un incrudimento localizzato, e quindi un aumento del valore di durezza misurato.

Tale fenomeno è conosciuto come "*Indentation Size Effect*" (ISE).

La prima rappresentazione analitica dell' ISE è quella data da Meyer nei primi anni del secolo scorso per indentatori sferici, descritta dalle seguenti relazioni:

$$P = a_m \cdot d^n \qquad (3)$$

Che può essere riscritta utilizzando l'equazione (3):

$$H = H_0 \cdot d^{n-2} \qquad (4)$$

In cui H_0 rappresenta il numero di durezza per carichi tendenti a zero, mentre n è chiamato "coefficiente di Meyer" e può essere correlato al coefficiente di incrudimento del materiale.

È evidente dalla espressione (4) come per ***n=2*** il modello non preveda alcuna relazione tra carico applicato e dimensione dell'impronta.

Esistono diverse altre descrizioni analitiche del fenomeno dello "Indentation Size Effect", tra le quali è importante citare il modello di Thomas che impone un andamento di tipo iperbolico della durezza con le dimensioni dell'impronta:

$$H(d) = H_0 + \frac{k}{d} \qquad (5)$$

In cui H_0 rappresenta la durezza per carichi molto alti, (che coincide quindi con il numero di macro-durezza).

Nella presente attività sperimentale i dati ISE sono interpolati con il modello di Meyer, in quanto risulta maggiormente utilizzato nell'ambito dell'ingegneria meccanica.

È importante notare come in molte situazioni (in particolare materiali metallici) il processo di lavorazione meccanica, e in generale di preparativa, effettuato sul campione può generare degli artefatti nello studio della curva ISE e del coefficiente di incrudimento del materiale.

In particolare, il processo di produzione e preparativa metallografica di un provino metallico spesso comporta la formazione di uno strato di "pelle" fortemente incrudito che altera le misure di ISE, facendo apparire una tendenza all'incrudimento del materiale fortemente superiore rispetto a quella reale.

Per questi motivi è sempre opportuno affiancare una analisi micro strutturale in sezione del campione che dia una stima quantitativa dello strato di pelle incrudito conseguente ai processi di produzione e preparativa del campione.

2.5.2 **Risultati dei test di micro durezza Vickers**

Utilizzando un campione uguale a quelli dell'analisi SEM-EDS, ci siamo ricavati un profilo di micro durezza. Il Carico applicato per il campione di pannello AFS è stato di 5

gf e il profilo è stato ottenuto facendo una serie di impronte lungo la sezione trasversale lucidata di un pannello AFS, partendo dalla pelle del pannello e finendo all'interno della schiuma, come indica la freccia nella Figura 2-22.

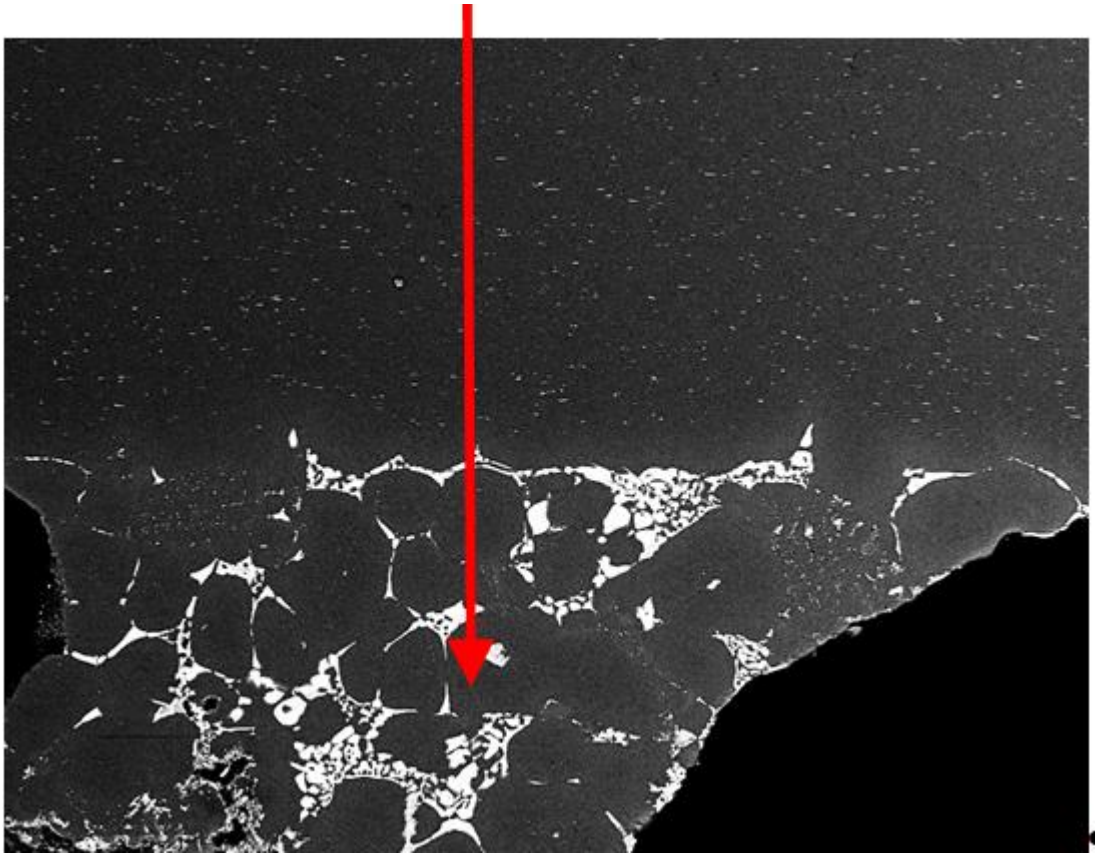


Figura 2-22: direzione della sequenza delle impronte per determinare il profilo di micro durezza

Qui di seguito sono riportati i grafici che indicano:

- Il profilo di microdurezze realizzato lungo la sezione lucidata del pannello (Figura 2-23)
- Si evidenziano le impronte realizzate sulla pelle, sulla matrice della schiuma e sulla seconda fase.(Figura 2-24)

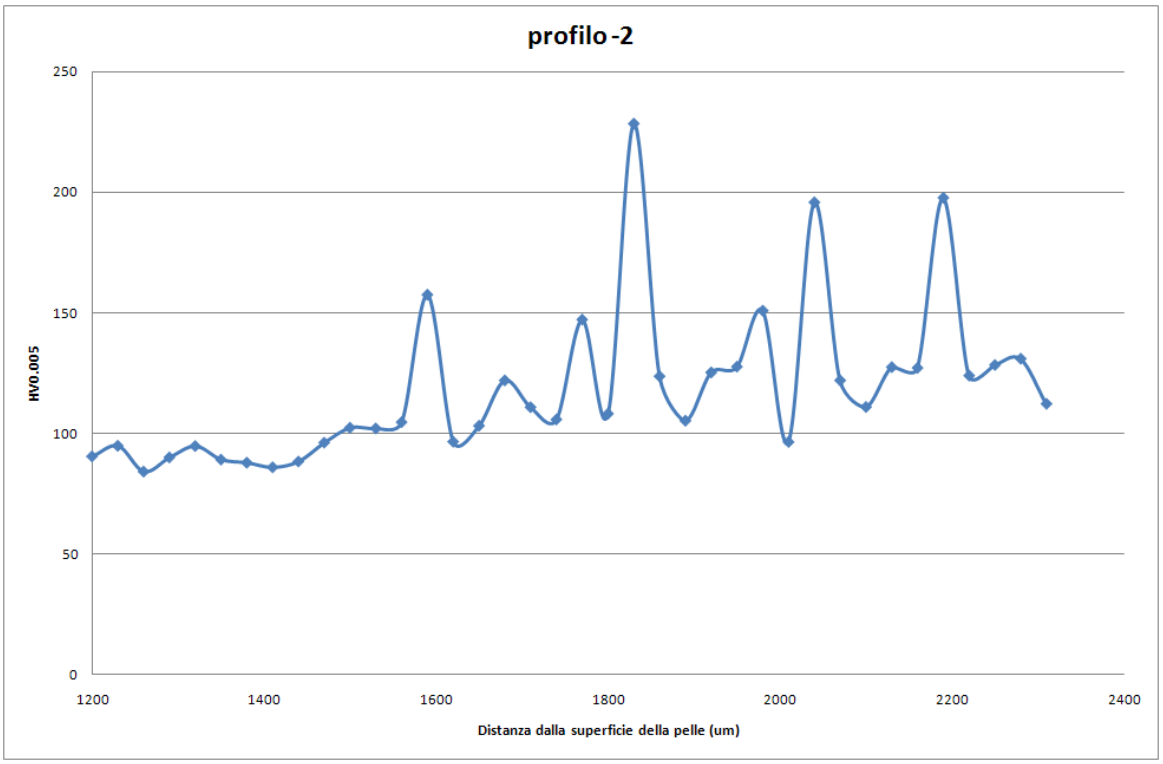


Figura 2-23: Profilo di micro durezza

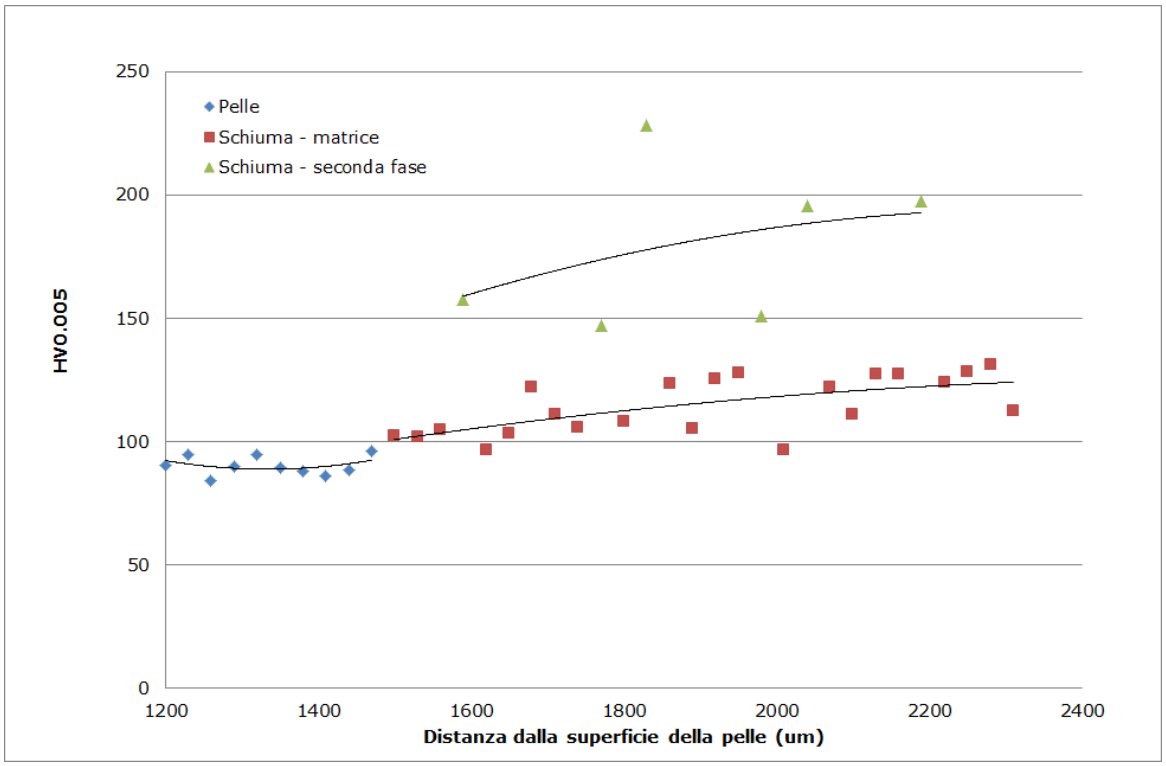


Figura 2-24: Impronte sulla pelle, matrice della schiuma e seconda fase nella schiuma

Osservando il profilo di microdurezza, le misure mostrano una differenza significativa di proprietà tra la pelle e la schiuma. Si nota chiaramente la transizione tra le due zone.
In aggiunta, si osserva come la schiuma sia caratterizzata da una estrema variabilità del valore di durezza. Tale variabilità dei dati è probabilmente dovuta alla natura bifasica della schiuma, precedentemente evidenziata tramite le analisi SEM.
Infatti, da una semplice analisi statistica dei dati di microdurezza realizzati all'interno della schiuma, si nota una distribuzione bimodale dei dati di durezza Vickers, a indice della presenza di due fasi distinte: una prima fase (matrice) dalla durezza bassa e una seconda fase (probabilmente un composto intermetallico) dalla durezza significativamente superiore.
Tale osservazione è chiara nel secondo grafico (Figura 2-24), in cui si mostrano con colori diversi le impronte fatte sulla pelle, sulla matrice della schiuma e sulla seconda fase.
Da questo secondo grafico si osserva anche un trend per quanto riguarda la durezza della matrice nella schiuma, che sembra diminuire in corrispondenza dell'interfaccia.
Le prove di microdurezza hanno quindi permesso di ottenere indirettamente delle informazioni molto dettagliate sulla microstruttura e sulle proprietà meccaniche dei costituenti. Questo risultato è rilevante, in quanto le prove di microdurezza risultano molto meno costose e molto più accessibili delle tecniche di microscopia elettronica.

2.6 Nanodurezza

Analisi della durezza e del modulo elastico su scala micro e nanometrica.
Una prova di indentazione strumentata prevede la penetrazione lenta di un indentatore di definita geometria (in genere indentatore piramidale Berkovich nel caso di prove di nanoindentazione) tramite l'applicazione controllata (e misura in controreazione) del carico normale ***P*** e la misura continua dell'affondamento ***h***.
Il risultato tipico di una prova di indentazione è quindi rappresentato dalla curva ***P/h***, di cui si riporta un esempio nel caso di indentatore piramidale (Figura 2-25):

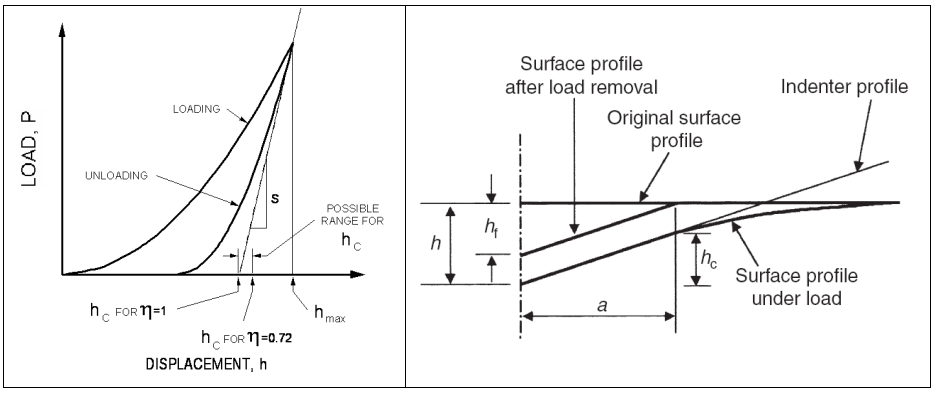


Figura 2-25: Depht-sensing indentation: curva P-h

Tale curva è composta da:

- tratto di carico (loading), in cui si hanno deformazioni di tipo elasto-plastico, il cui ammontare relativo varia al variare del carico massimo applicato;
- tratto di scarico (unloading), in cui si ha il recupero elastico del materiale a seguito della rimozione controllata dell'indentatore.

Il modulo elastico ridotto (reduced modulus, che descrive il contatto elastico tra il campione e l'indentatore) è semplicemente ricavato dalla misura della rigidezza di contatto e dell'area di contatto, effettuate al momento dell'inizio della fase di scarico (cfr grafico sopra), tramite la seguente relazione derivante dalla soluzione di Sneddon per il contatto elastico tra un cono ed una superficie piana :

$$E_r = \frac{1}{\beta}\frac{\sqrt{\pi}}{2}\frac{S}{\sqrt{A_{proj}}} \qquad (6)$$

Dove $\boldsymbol{\beta}$ e' un fattore correttivo (relativo alla geometria dell'indentatore) pari a 1.034 nel caso di indentatore Berkovich.

L'area di contatto $\boldsymbol{A_{proj}}$ può essere calcolata in modo continuo a partire dalla profondità di indentazione $\boldsymbol{h_c}$:

$$A_{proj} = f(h_c) \qquad (7)$$

In cui la funzione ***f(h$_c$)***, nota come funzione d'area è correlata all'area in sezione caratteristica dell'indentatore; tale funzione viene calcolata tramite calibrazione su campione standard in Silica amorfa (SiO_2).

Dalla misura del modulo ridotto, e conoscendo il rapporto di Poisson e le proprietà dell'indentatore, si può ricavare il **modulo elastico del materiale**

$$\frac{1}{E_r} = \frac{\left(1-\nu_s^2\right)}{E_s} + \frac{\left(1-\nu_i^2\right)}{E_i} \qquad (8)$$

Dove con il pedice ***s*** si intendono le proprietà del campione e con il pedice ***i*** le proprietà dell'indentatore.

È importante sottolineare come l'estrapolazione del modulo elastico necessiti della conoscenza del rapporto di Poisson del materiale; per questo motivo nel presente documento verranno sempre riportati sia i valori di modulo ridotto che quelli di modulo elastico, per il cui calcolo è stato assunto un valore di letteratura per il rapporto di Poisson.

La **durezza** del materiale è immediatamente calcolabile, una volta nota la funzione d'area:

$$H = \frac{P_{\max}}{A_{proj}\big|_{h\max}} \qquad (9)$$

Nel caso in cui le prove vengano effettuate in **modalità CSM** (Continous Stiffness Measurement - Figura 2-26), si ha la sovrapposizione di una forzante sinusoidale ($F(t) = F_o e^{i\square t}$) al segnale principale del carico applicato e la misura continua della risposta del materiale in termini di ampiezza e fase.

Tale processo permette di misurare in modo continuo la rigidezza ***S*** e il coefficiente di smorzamento ***D*** del materiale in esame (assumendo noti la rigidezza e il coefficiente di smorzamento intrinseci dello strumento).

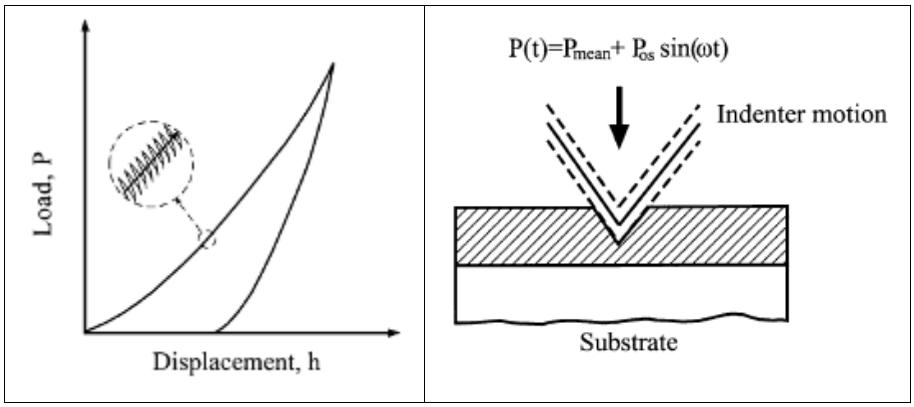


Figura 2-26: principio di funzionamento delle tecniche di nanoindentazione dinamica (CSM, Continous Stiffness Measurement)

L'utilizzo di tale tecnica (CSM) permette innanzitutto di ottenere le **curve continue** di durezza e modulo elastico in funzione dell'affondamento, con una maggiore possibilità di discriminare in errori di misura dovute alla rugosità superficiale o a difetti geometrici dell'indentatore, o ancora di estrapolare le proprietà intrinseche di film sottili.

Nel caso dei materiali in esame sono stati adottati i seguenti **parametri di prova:** (indentatore Berkovich, Nano Indenter MTS G200): modalità CSM (Continous Stiffness Measurement), constant strain rate 0,05 s^{-1}, frequenza di oscillazione CSM 45 Hz, ampiezza di oscillazione 2 nm, massima profondità di indentazione 1000nm, rapporto di Poisson del campione 0,35 (tipico delle leghe di alluminio).

La possibilità di avere delle curve continue che descrivono la variazione delle proprietà meccaniche in funzione dell'affondamento permette di poter estrapolare le proprietà intrinseche degli strati superficiali, indipendentemente dalle proprietà degli strati sottostanti o valutare artefatti dovuti al processo di inglobamento o lucidatura, e quindi valutare la qualità del processo di lucidatura.

Sono state effettuate un minimo di 10 prove per ogni campione, distribuite in maniera randomica sull'intera superficie dello stesso.

La calibrazione dello strumento è stata effettuata prima di ogni serie di test tramite indentazioni su campione standard in Fused Silica.

Deve essere comunque considerato che il materiale in esame può avere un comportamento meccanico diverso rispetto al campione standard in Silica; in particolare, alcuni metalli duttili e polimeri termoplastici mostrano Piling-up nel corso della indentazione (Figura 2-27), con un conseguente errore nel calcolo dell'area di contatto (in

grigio nellaFigura 2-27), che risulta in genere significativo nei primi 20-30 nm della prova.

Figura 2-27: SX Sinking-in: tipico dei materiali ad elevato rapporto H/E (i.e. Fused Silica o i campioni di marmo); DX Piling-up:tipico dei materali a basso rapporto H/E (i.e. metalli duttili o polimeri)

Nel caso della lega metallica, una leggera modifica dell'area di contatto (rispetto alle geometrie di riferimento) è possibile, il che può comportare un errore (sottostima) dell'area di contatto medesima, dovuto al fenomeno del piling-up (tipico dei metalli duttili, Figura 2-27), e quindi una sovrastima del modulo elastico e durezza.

Il raggio di curvatura reale dell'apice dell'indentatore (in genere 30-50 nm) induce un'ulteriore errore, che e' in genere ben corretto dalle procedure di calibrazione su Silica, ma che comunque lascia una certa incertezza nei primi 10-15 nm della prova di indentazione, in cui non si ha un regime plastico perfettamente sviluppato: in questo tratto della prova si dovrebbe modellare il problema come un contatto elasto-plastico tra una sfera (di raggio 20-30 nm) e un semispazio.

Per tutti questi motivi, i dati presentati sono da considerarsi affidabili per profondità di indentazione $\geq$ 50 nm.

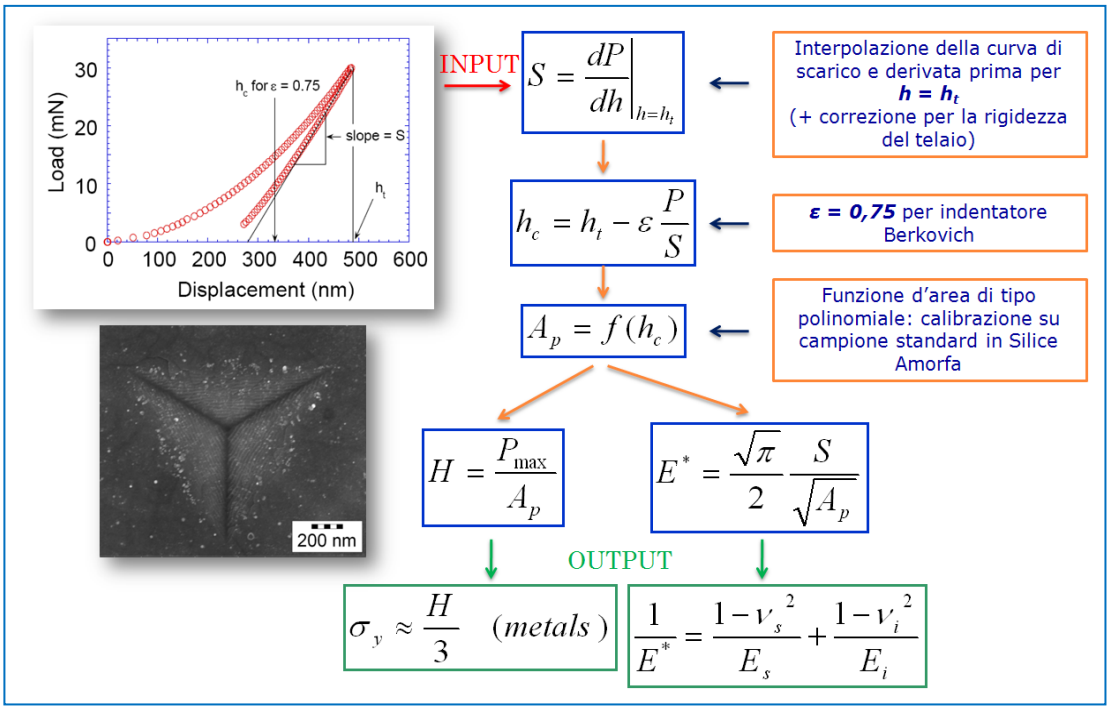


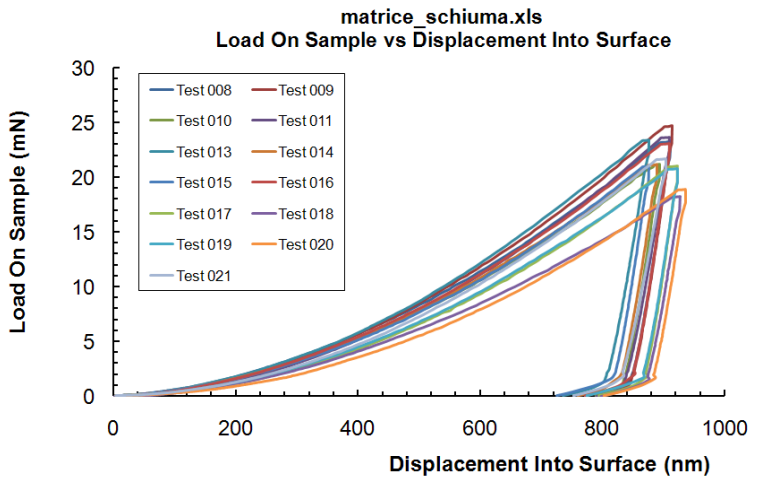
Figura 2-28: Riassunto schematico per la procedura seguita ([*17*], [*18*]) per il calcolo di durezza e modulo elastico per una prova standard di nanoindentazione. INPUT: una generica curva Carico-Affondamento, OUTPUT: la durezza e il modulo elastico calcolati al carico massimo nel momento di inizio della fase di scarico.

2.6.1 Risultati delle prove di nano indentazione

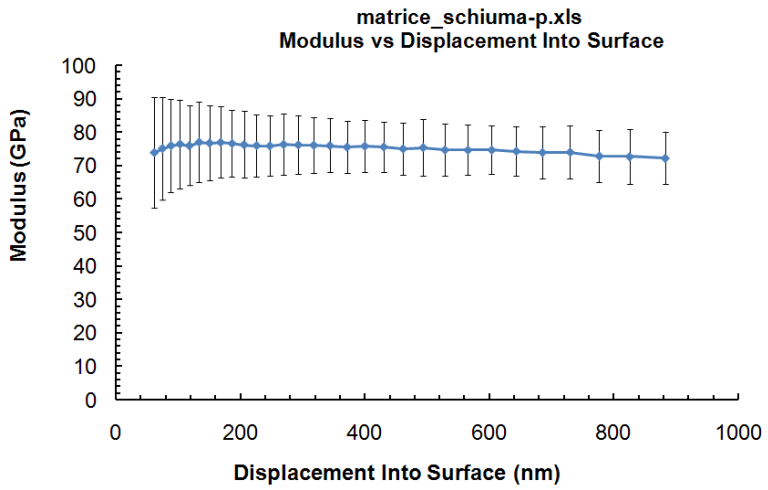
Si riportano di seguito i dati di nanoindentazione del core in schiuma di alluminio dei pannelli AFS, consistenti nelle curve modulo/affondamento e durezza/affondamento realizzate sia in corrispondenza della matrice costituente la microstruttura della schiuma sia in corrispondenza della seconda fase (ricca in Rame dalle analisi EDS).

Le misure di nanoindentazione effettuate hanno permesso di ragiungere un grado di dettaglio ulteriore rispetto alle prove di microdurezza, andando ad analizzare le proprietà specifiche delle due fasi costituenti la schiuma.

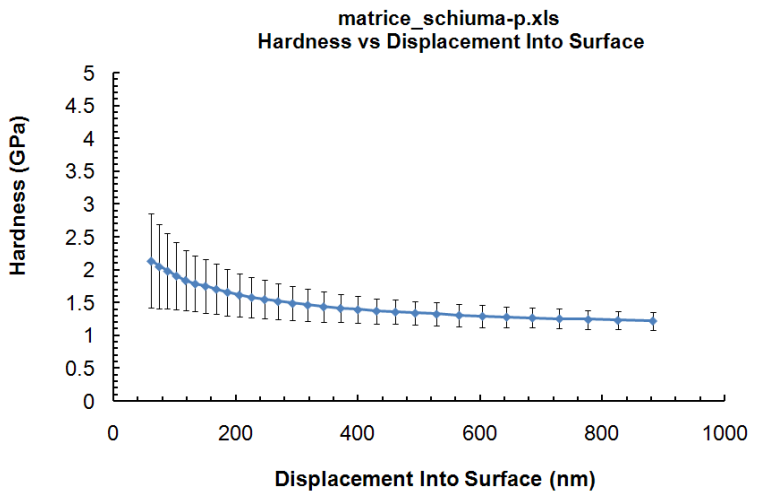
I valori di durezza e modulo elastico misurati all'interno della matrice (vedi Tabella 2-11) mostrano una buona riproducibilità e portano a dei valori che sono perfettamene in accordo con quanto usualmente misurato per l'alluminio metallico.



AFS - matrice della schiuma – Load displacement raw data

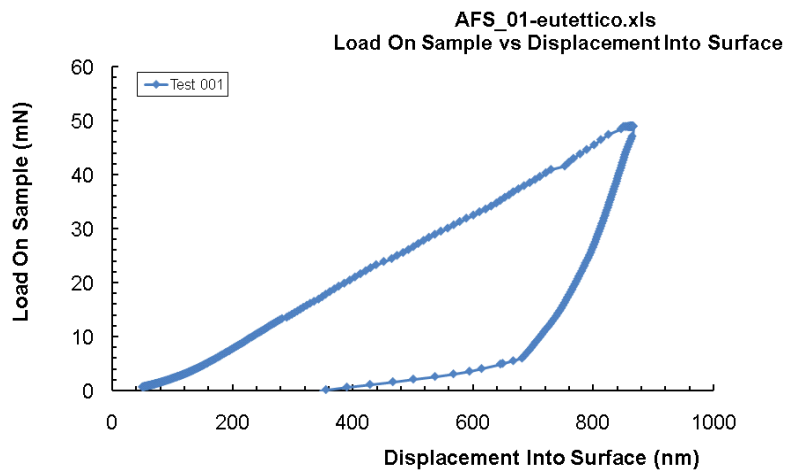


AFS - matrice della schiuma – Modulus vs displacement into surface

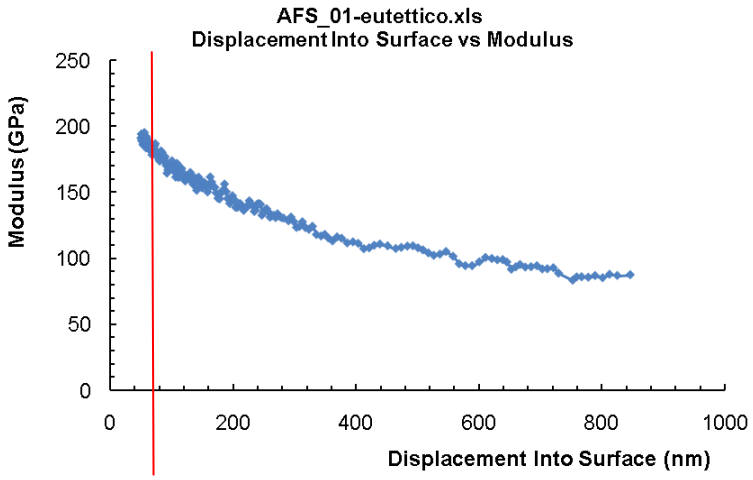


AFS - matrice della schiuma – Hardness vs displacement into surface

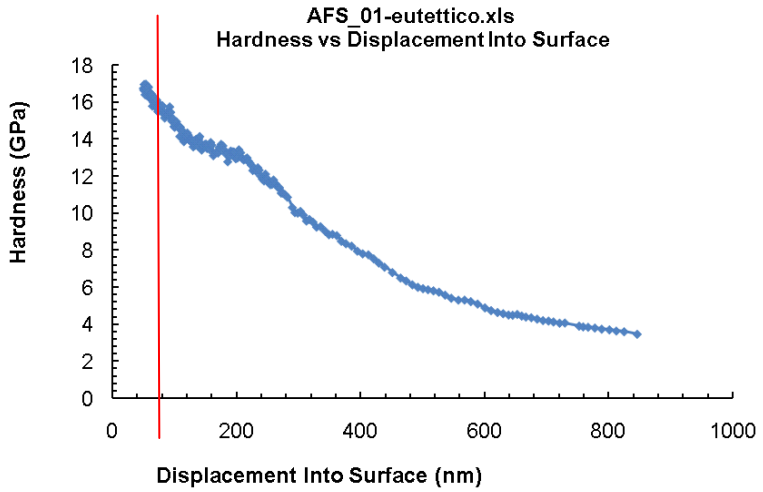
Tabella 2-11: Risultati nella matrice della schiuma



AFS - seconda fase (eutettico) – example of a Load displacement curve



AFS - seconda fase (eutettico) – modulus vs penetration depth data



AFS - seconda fase (eutettico) – modulus vs penetration depth data

Tabella 2-12: Risultati nella seconda fase della schiuma (eutettico)

Interessanti, anche se di più difficile interpretazione, sono le prove realizzate sulla seconda fase. In fatti nel caso delle impronte fatte sulla seconda fase, dalle figure mostrate in Tabella 2-12 si nota chiaramente come il modulo elastico e la durezza diminuiscano rapidamente in funzione dell'affondamento nel campione. Questo comportamento può essere spiegato se si considera che la prova viene effettuato su un grano delle dimensioni di pochi µm, immerso in una matrice più cedevole e più soffice: ciò comporta che per affondamenti crescenti lo strumento "senta" sempre di più le proprietà meccaniche della matrice rispetto a quelle del grano di seconda fase in esame. Risulta quindi chiaro come i valori di durezza e modulo estrapolati per affondamenti molto piccoli (< 100 nm) siano una stima affidabile delle reali proprietà della seconda fase. Il valore 100 nm non è scelto casualmente, in quanto rappresenta un valore sicuramente inferiore a 1/10 della dimensione caratteristica del grano.

La Figura 2-29: prova di nano indentazione su un grano di dimensioni limitate schematizza come una prova di nanoindentazione su un grano di dimensioni limitate possa essere influenzata dalla matrice, sia per problemi di influenza sul campo di deformazione elastica, che per possibili delaminazioni al bordo. Per questi motivi i dati di nanoindetazione su singole fasi devono essere acquisiti per affondamenti sufficientemente bassi, in modo tale da evitare gli effetti di bordo.

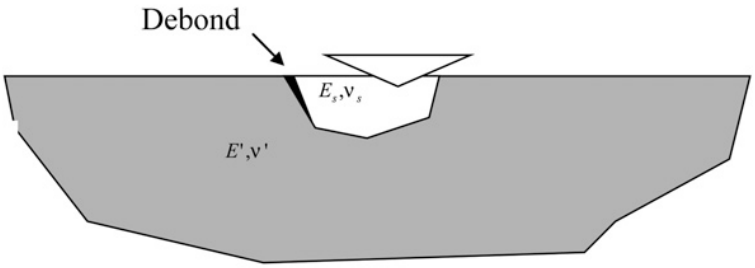


Figura 2-29: prova di nano indentazione su un grano di dimensioni limitate

Da notare infine come le prove realizzate sulla seconda fase siano state molteplici, dalle quali sono state estratte quelle più significative in cui si era ottenuto un perfetto posizionamento della punta sul cuore del grano di seconda fase.

Fatte queste precisazioni, la tecnica ha permesso quindi di valutare le proprietà proprie delle due singole fasi costituenti la schiuma (Tabella 2-13).

	Hardness [GPa]	Elastic Modulus [GPa]	Depth range considered for calculation [nm]
AFS-schiuma/matrice	1,55 ± 0,3	76,2 ± 9,2	200-300
AFS-schiuma/seconda fase	16,38 ± 2,2	191,10 ± 20,3	50-55 nm

Tabella 2-13: Proprietà della matrice e della seconda fase costituenti la schiuma

È notevole come i valori delle proprietà della seconda fase siano compatibili con quelle di un intermetallico (in particolare la durezza): ciò conferma quanto ipotizzato a seguito delle analisi SEM-EDS, ovvero che la seconda fase sia un composto intermetallico.

Questa ipotesi è confermata dalla analisi della forma delle curve di indetazione riportate nelle figure precedenti; a parte l'evidenza di una maggiore resistenza alla deformazione plastica da parte della seconda fase (a parità di affondamento, carico applicato molto maggiore nel caso della seconda fase), l'informazione più interessante è data dalla forma della curva di **scarico**, che risulta pressochè verticale nel caso della matrice di alluminio, mentre è più "dolce" (a indicare una maggiore elasticità) nel caso della seconda fase. Il parametro numerico che descrive questo comportamento è il rapporto tra l'affondamento massimo e l'affondamento residuo (h_f/h_{max}).

I materiali metallici duttili che mostrano incrudimento sono in genere caratterizzati da un valore $h_f/h_{max}>0.8$, mentre i materiali duri sono in genere caratterizzati da valori minori. Ampia discussione di questo comportamento è riportata nel riferimento [***18***] citato nella introduzione alla nanoindentazione nel paragrafo precedente.

L'analisi delle curve di scarico per le due fasi conferma quindi la natura di composto intermetallico della seconda fase dispersa (osservazione che deve essere presa in considerazione nel corso di eventuali simulazioni microstrutturali.

I risultati ottenuti dalle prove di nanoidentazione possono essere di fondamentale importanza in vista di una modellazione microstrutturale DIB-FEM (Digital Image Based Finite Element Modelling) del comportamento meccanico della schiuma. La conoscenza delle proprietà delle singole fasi può permettere di realizzare un modello FEM che riproduca fedelmente la microstruttura e che permetta una simulazione affidabile del comportamto della schiuma.

D'altro canto, la conoscenza delle proprietà e delle frazioni delle due fasi, può permettere di ottenere dei valori di proprietà mediati, da inserirsi in eventuali modellazioni FEM

macroscopiche della struttura (i.e. in cui non si vada a realizzare un modello dettagliato della microstruttura).

Un parametro che rimane ancora incognito è la misura deli stress residui presenti nelle due fasi. Tale parametro è stato analizzato tramite una tecnica innovativa basata su microscopia a fascio ionico focalizzato (FIB) descritta nei paragrafi successivi.

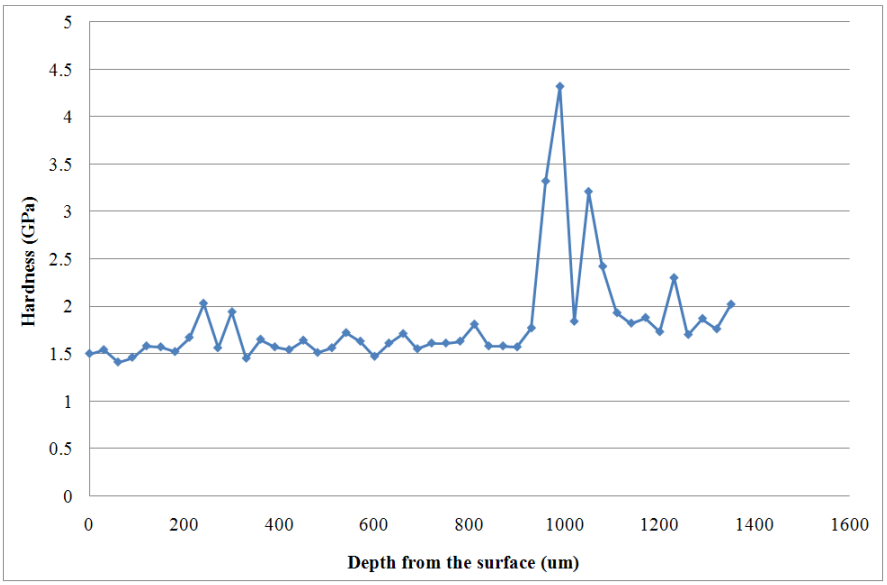


Figura 2-30: AFS – profilo di nanoindentazioni a partire dalla superficie in cui si distingue l'interfaccia

In Figura 2-30 viene riportato il profilo in sezione di nanodurezze (realizzato con una spaziatura di 20 µm tra le impronte) i risultati mostrano una interfaccia molto netta tra la pelle e la schiuma. Non si evidenziano infatti dei gradienti significativi di proprietà, bensì una transizione rapida in corrispondenza dell'interfaccia. La durezza della pelle risulta essere mediamente inferiore a quella della matrice a base alluminio all'interno della schiuma.

Le misure fatte sulle pareti delle celle delle schiume risultano essere fortemente variabili a causa della presenza dell'eutettico di durezza maggiore.

2.7 Analisi degli stress residui nella schiuma dei pannelli AFS

Uno dei parametri di maggiore interesse per la corretta comprensione del comportamento meccanico e dei modi di cedimento di pannelli e delle schiume è sicuramente rappresentato dalla presenza di tensioni residue all'interno della schiuma a seguito del processo di produzione [***19***].

L'analisi di tale proprietà (che ha sicuramente una influenza sui modi di cedimento) risulta essere estremamente difficoltosa dal punto di vista sperimentale, in quanto richiede non solo una elevata risoluzione spaziale della tecnica di misura (dell'ordine di 10 um), ma anche una elevata accuratezza di posizionamento della sonda (dell'ordine dei 10 um).

A tal fine, è stato possibile utilizzare una tecnica innovativa, recentemente sviluppata presso l'unità di Roma Tre [***20***], basata sulla rimozione controllata di materiale di uno scasso di dimensioni micrometriche di forma anulare, realizzata tramite microscopia a fascio ionico focalizzato (FIB). L'analisi delle deformazioni di rilassamento è effettuata tramite correlazione digitale di immagine a seguito della realizzazione di immagini SEM ad alta risoluzione.

Gli stress residui (sia il valor medio che il profilo nello spessore scavato) sono infine calcolati a partire dalle deformazioni di rilassamento misurate tramite modelli costitutivi analitici o tecniche di simulazione agli elementi finiti (secondo lo schema riportato nella Figura 2-31).

La tecnica, garantisce una risoluzione dell'ordine del micron, e quindi ha permesso in questo caso di effettuare singole misure di stress sulle due fasi coastituenti la schiuma.

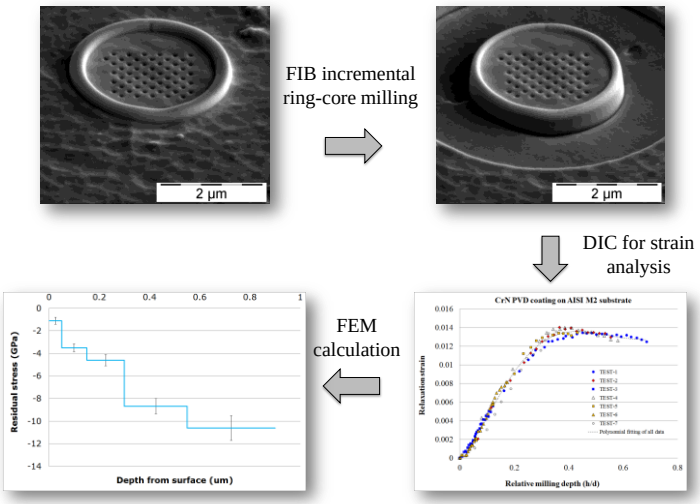


Figura 2-31: Schema del metodo (i dati riportati sono esemplificativi) [*20*]

Di seguito sono riportate alcune micrografie relative alle analisi, nonché i dati di deformazione di rilassamento misurate sulle due fasi costituenti la schiuma:

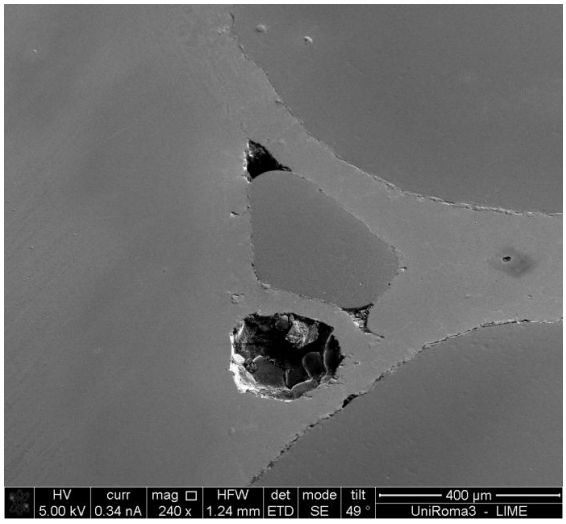
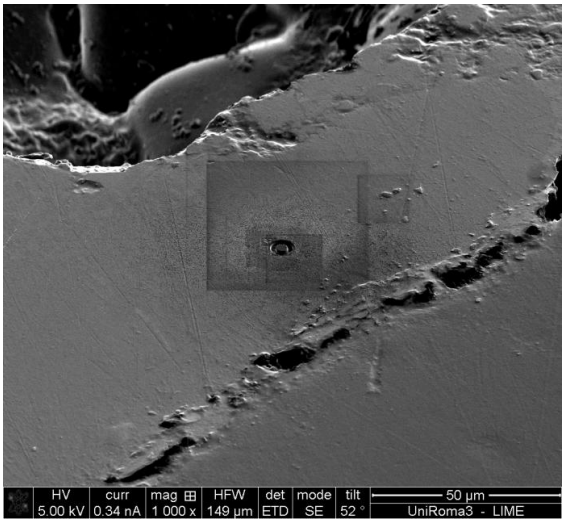
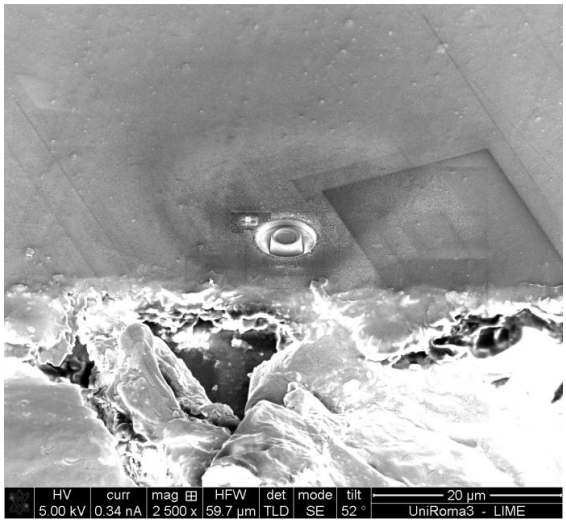
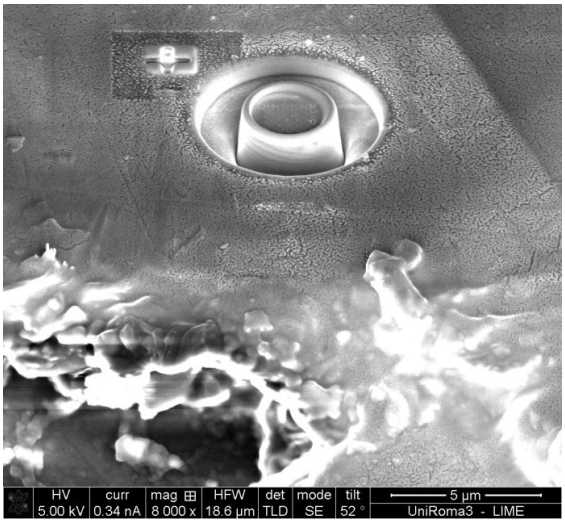
 01 – micrografia ad elevati ingrandimenti della zona di interfaccia pelle/schiuma	 02 – micrografia ad alti ingrandimenti di una delle misure di stress residuo realizzate sulle pareti delle celle
 03 – immagine di dettaglio di una delle prove realizzate	 04 – immagine di dettaglio di una delle prove realizzate

Tabella 2-14: Esempi di micrografie effettuate durante le analisi degli stress residui

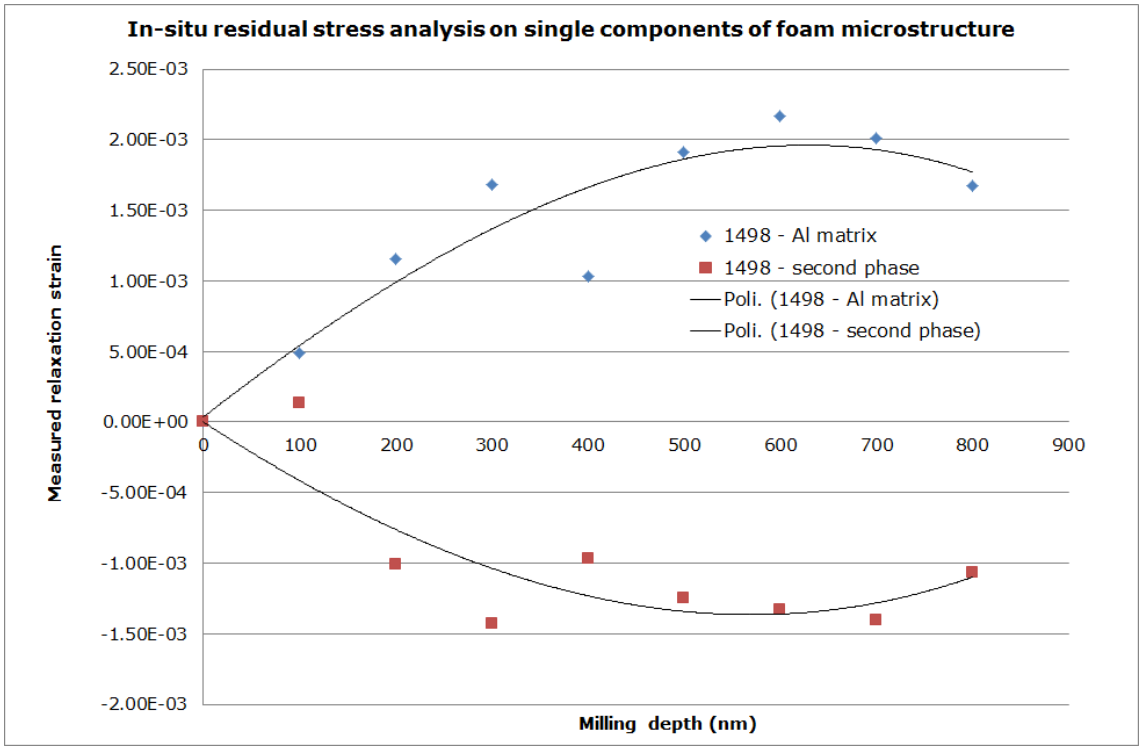


Figura 2-32: Deformazione di rilassamento misurata per le prove di tensione residua effettuate tramite FIB ring-core milling sulle due fasi principali della schiuma

I risultati, mostrati nel grafico Figura 2-32 in termini di deformazione di rilassamento indicano che:

- La matrice a base alluminio si trova in uno stato di tensioni residue di compressione (deformazioni di rilassamento positive);
- La seconda fase (eutettico) si trova in uno stato di tensione residua di trazione (deformazioni di rilassamento negative)
- In entrambi i casi lo stress residuo presente si può stimare nell'ordine dei 150 MPa

Queste misure mostrano quindi che le due fasi costituenti la schiuma si trovano in uno stato di tensione residua opposto a seguito del processo di espansione. Tale informazione, inserita all'interno dei modelli di calcolo e simulazione del comportamento meccanico, può essere rilevante per la corretta comprensione dei meccanismi di cedimento su scala macroscopica.

È comunque da notare che questi risultati, seppur estremamente interessanti, sono ancora del tutto preliminari.

Sono attualmente in corso degli studi mirati alla verifica della influenza del processo di preparativa sullo stress residuo nella matrice di alluminio (è infatti possibile che uno stress ulteriore di compressione venga indotto sulla matrice dal processo di lappatura).

2.8 Caratterizzazione Meccanica dei pannelli AFS

la caratterizzazione meccanica dei pannelli AFS tal quali è stata svolta mediante prove di flessione e di compressione.

Lo scopo della prova di flessione è molteplice in quanto può evidenziare aspetti diversi del comportamento del campione [***21***] [***22***], ovvero:

- resistenza e modo di cedimento;
- rigidezza (in regime elastico lineare).

La metodologia con cui è stata eseguita la prova di compressione è servita essenzialmente alla valutazione del modulo di elasticità del *core*.

2.8.1 **Set up sperimentale della prova di flessione**

La prova di flessione è stata eseguita con una macchina elettro-meccanica DMG, Denison Mayes Group, ad attuatore centrale e movimentazione tramite vite e madrevite a ricircolazione di sfere. La capacità di carico massima è pari a ± 100 kN e le velocità di traslazione della traversa mobile sono comprese tra 5 µm/min e 200 mm/min.

Il carico applicato viene misurato mediante una cella di carico del tipo resistivo (strain gauges) e la corsa dell'attuatore è monitorata da un Trasformatore Differenziale a Variazione Lineare (LVDT) mediante un sistema di controllo e acquisizione dati gestito da PC.

Il telaio può essere controllato imponendo un rateo di caricamento (N/s), un rateo di deformazione, nominale, espresso in mm/s ed infine, se il provino è munito di un adeguato sistema estensimetrico, di un rateo di allungamento (ε/s). Il controllo della grandezza guida è assicurato da un sistema a circuito chiuso (closed loop); il segnale del carico, della corsa dell'attuatore o dell'estensimetro vengono comparati in tempo reale con quello del generatore di funzione ed ogni scostamento immediatamente corretto da una controreazione del sistema di controllo (feedback signal). E' così possibile mantenere la costanza dei parametri operativi entro un margine pari al ± 0,1% del valore selezionato.

In funzione dello spessore dei pannelli AFS e degli standard di riferimento per la caratterizzazione di pannelli sandwich è stata definita la dimensione del campioni tipo ed è stata progettata l'apparecchiatura specifica che consente la caratterizzazione di questo tipo di pannelli con elevata riproducibilità delle condizioni di prova e con una discreta flessibilità ad adattarsi a diversi spessori e quindi lunghezze di campioni di AFS. L'apparecchiatura, progettata in modo da rispettare i requisiti previsti dalla ASTM C393 *"Flexural Proprierties of Sandwich Constructions",* consente di realizzare la prova di flessione sia su 4 punti sia su 3 punti. In Figura 2-33 è mostrata la macchina con la relativa attrezzatura per prove di flessione nella configurazione di test a flessione su 4 punti (L/4).

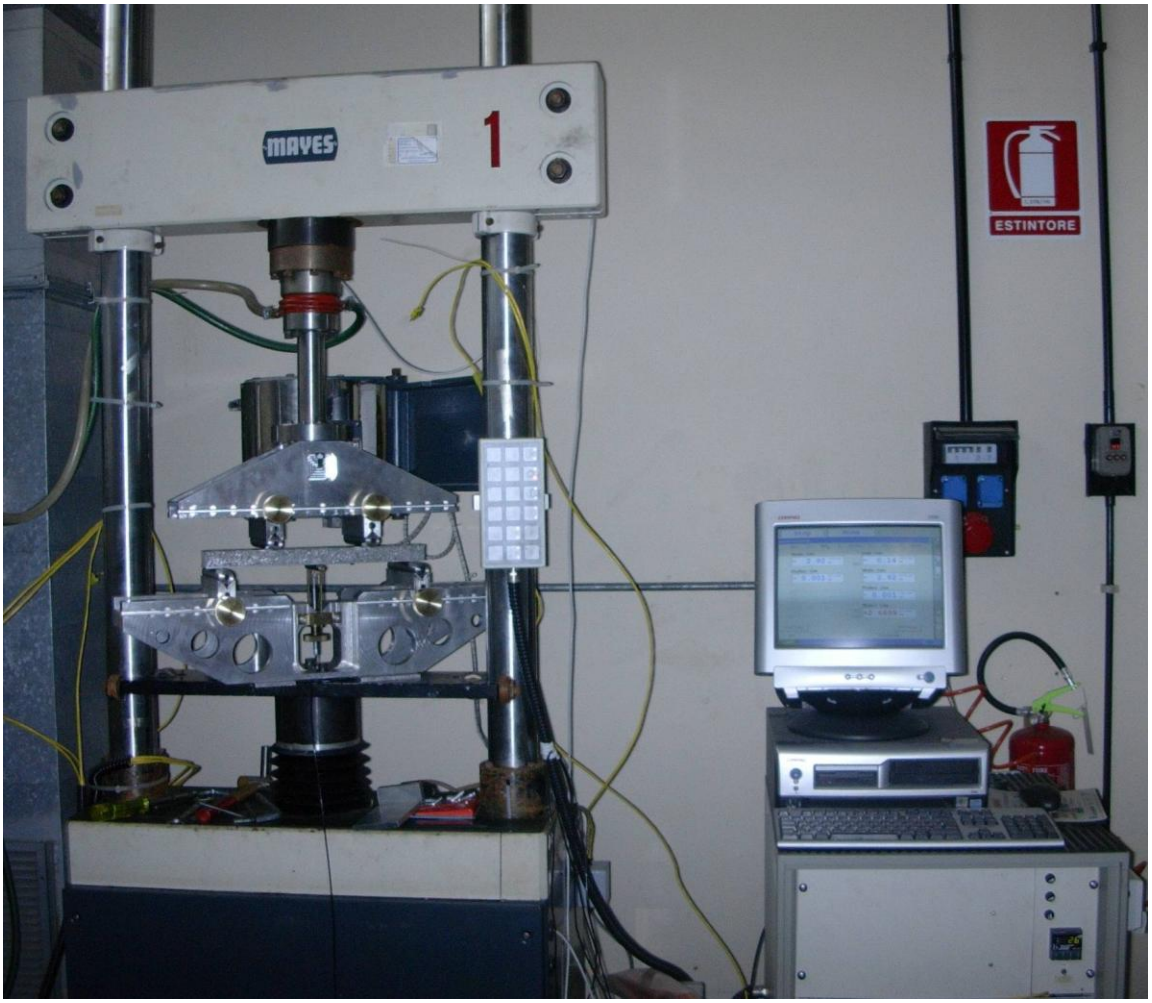


Figura 2-33: Vista di insieme del telaio di prova (capacità ± 100 kN)

L'esecuzione della prova a flessione su 4 punti permette infatti di caratterizzare il campione nelle condizioni di pura flessione nella sua parte centrale ed è di solito preferita per la caratterizzazione di questo tipo di materiale, Tuttavia, la possibilità di eseguire la prova anche su tre punti permette di ricavare immediatamente quelle che sono la rigidezza flessionale del pannello ed il modulo di rigidezza a taglio del core del pannello.

A tutt'oggi, non esiste una normativa a standard ISO per la qualifica dei pannelli sandwich ma la ISO stessa rimanda alla DIN 53293:1982 "Testing of sandwiches; Bending test" ed alla ASTM D7250/D7250M-06 "Standard Practice for Determining Sandwich Beam Flexural and Shear Stiffness" che richiama il metodi standard di prova C 393/C 393M e/o D 7249/D 7249M. La maggior parte dei lavori (per es. [***23***],[***24***]) fa riferimento a Standard ASTM e/o a standard DIN. La normativa di riferimento presa in considerazione per la definizione della dimensione standard del campione di prova è, come anticipato, la ASTM C393 e la figura seguente mostra lo schema di carico e definisce i termini relativi alla geometria del campione.

In particolare, i parametri dimensionali dello schema di Figura 2-34 sono di seguito descritti:

d= spessore complessivo del sandwich;

c= spessore del *core*;

b= larghezza del campione di prova;

t= spessore delle pelli (nel caso generale possono essere definiti t_1 e t_2)

Lt= lunghezza totale del campione di prova

L= lunghezza fra gli appoggi;

L_1 (nella prova a flessione a tre punti)

L_2 (nella prova a flessione a 4 punti).

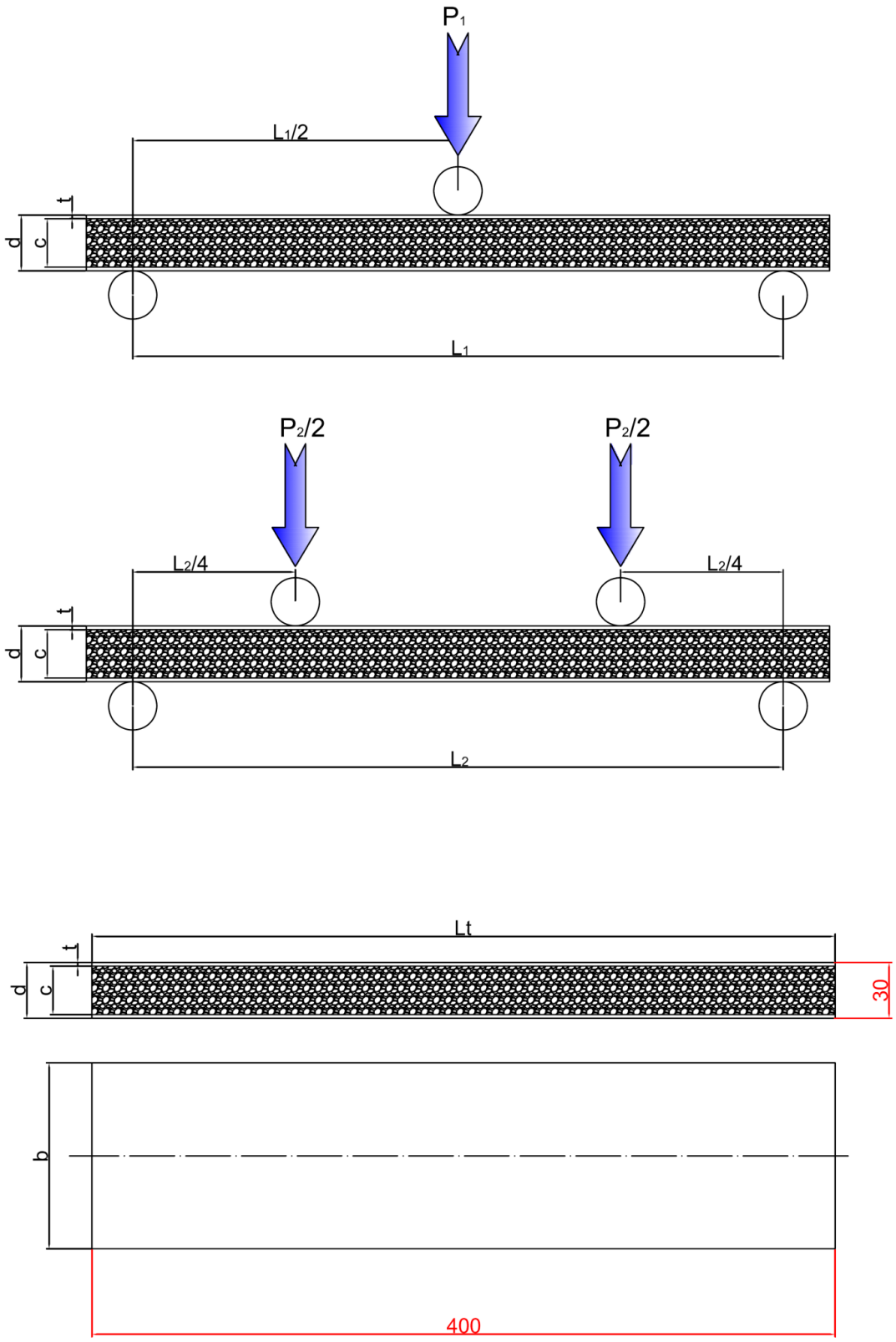


Figura 2-34: Schematizzazione del campione di prova nella condizione di flessione a tre punti e flessione a 4 punti con carico ad ¼.

Le indicazioni della normativa per la definizione della dimensione del campione di prova possono così essere sintetizzati:

Parametro	Requisiti
b	• ≥ ***2d*** • ***b***≥ ***3*** di dimensione cella (valido per honeycomb) nel materiale AFS la cella può essere assimilata alla dimensione media dei pori (5 mm) • ***b***≤ $\frac{L}{2}$
Lt	Il maggiore fra • ***L+ 50mm*** • $L+\frac{d}{2}$

Tabella 2-15: Standard dimensionali relativi alla dimensione dei campioni di qualifica a flessione ASTM C393 per pannelli "Honeycomb"

I requisiti del campione quindi indicano una larghezza che dovrebbe essere maggiore o uguale a 60 mm mentre posto ***L***=350 mm la ***Lt*** deve essere uguale a 400mm.

La norma non impone particolari vincoli sul valore di ***L*** che però va scelto in funzione della caratteristica ricercata sul sandwich ovvero:

- per la valutazione della resistenza a taglio del *core* (resistenza che permette di trasmettere la sollecitazione da una pelle all'altra del pannello), ***L*** deve essere relativamente piccola;
- per la valutazione della resistenza a trazione/compressione delle pelli, deve potersi sviluppare un momento relativamente elevato con un basso livello di carico per cui sono da prediligere campioni relativamente lunghi anche in considerazione dello spessore delle pelli.

Nel nostro caso, considerando la natura delle pelli realizzate in lega di alluminio, le cui caratteristiche risultano note, le caratteristiche ricercate riguardano principalmente la risposta del *core* in schiuma di alluminio. Inoltre, la norma ASTM C393 considera come materiale di riferimento i pannelli sandwich "honeycomb" mentre considerato l'elevato costo del materiale sulla base anche della DIN 53 293, che permette dimensioni del campione di larghezza inferiore. E' quindi stato definito un campione standard di

lunghezza 400 mm e larghezza 45 mm come compromesso ottimale fra le caratteristiche ricercate, conformità alle normative, dimensioni della macchian di prova e costo. Le dimensioni finali dei campioni di qualifica sono sintetizzati nella tabella seguente.

d [mm]	***b [mm]***	***Lt [mm]***
30	45	400

Tabella 2-16: Dimensioni per qualifica meccanica a flessione.

Per l'esecuzione delle prove di flessione è stata ideata un'attrezzatura che alla base abbia un supporto sufficientemente rigido che permetta di alloggiare, ad intervalli discreti ed univocamente fissati, i supporti di base che sostengono il campione. La misura della deformazione al centro del campione viene effettuata mediante un LVDT posizionato nella piastra di supporto inferiore.

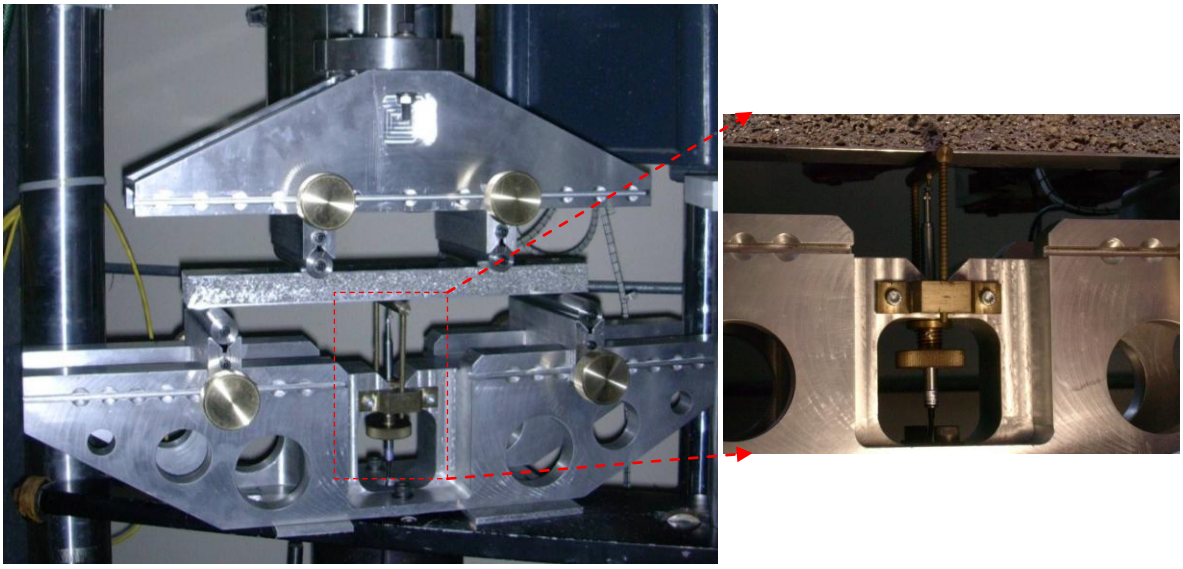


Figura 2-35: Particolare del sistema di misura della freccia mediante LVDT.

Il carico viene fornito mediante una piastra di carico superiore che permette di alloggiare ad intervalli discreti e univocamente fissati i cilindri di carico. Il sistema così realizzato permette di garantire una elevata ripetibilità del set- Up di prova anche grazie alla piastra allineatrice. Infatti, quest'ultima permette di allineare la piastra degli appoggi con la piastra di carico ed allo stesso tempo posiziona in modo univoco il campione sugli appoggi in modo che sia esattamente al centro rispetto agli appoggi.

La figura seguente riporta lo schema dell'apparecchiatura

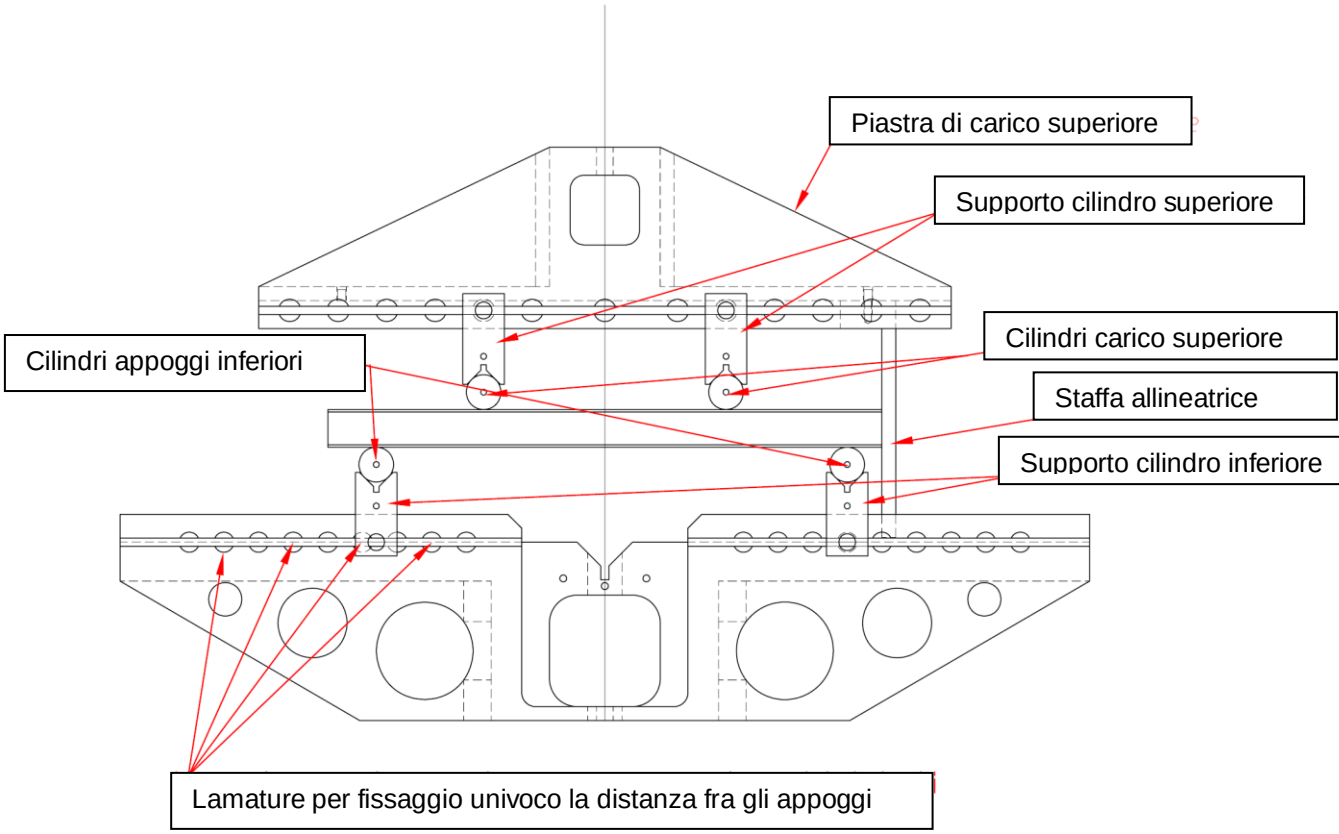


Figura 2-36: Schematizzazione apparecchiatura per prove a flessione.

L'apparecchiatura è realizzata in alluminio ed acciaio Inox AISI 410 per gli elementi di carico la configurazione permette di settare ***L*** variabili con intervalli di 50 mm (L=200-600).

Le prove di flessione sono state essere effettuate nelle condizioni riportate in tabella:

Temperatura	23 +/- 3° C	
Velocità di carico	1 mm/min - 2 mm/min	
Frequenza di acquisizione	>= 10 Hz	
Dimensione campione	b= 45-60 mm, d=30 mm, Lt=400 mm	
	4 PBT*	3 PBT
Distanza fra gli appoggi	L_2= 350 mm	L_1= 350 mm
Distanza fra i punti di carico	$L_2/2$= 175 mm	$L_1/2$= 175 mm
Campo misura deflessione (LVDT)	20 mm	
Interruzione della prova	Quando sono visibili danneggiamenti comunque entro il range di 12-20 mm	

Tabella 2-17:Principali condizioni di prova (* PBT "Points Bending Test")

I parametri di misura rilevati sono:

- ***P*** = curva di carico con registrazione del carico massimo;
- Δ = deflessione in mezzeria (freccia) del campione;
- Curva carico/deflessione.
- Descrizione del tipo di rottura (rottura per taglio nel core, per delaminazione, delle pelli etc).

A partire dai dati rilevati è possibile determinare in accordo con la ASTM C393 lo stato tensionale ultimo (a rottura) e determinare anche lo stato tensionale al limite elastico del *core* e delle pelli che sono dati sensibili per la progettazione di componenti in AFS.
La tabella seguente riepiloga le equazioni da utilizzare per la determinazione dello stato tensionale su un campione di qualifica AFS sia con prova su 3 punti (3PBT) sia per la prova presa in considerazione di flessione su 4 punti (4PBT).

3PBT	4PBT	
$\tau = \dfrac{P}{(d+c)b}$		τ = tensione di taglio nel *core* [MPa] σ = tensione di flessione nelle pelli [MPa] ***P***= carico di rottura [N] ***d***= spessore complessivo del *sandwich* [mm]; ***c***= spessore del *core* [mm]; ***b***= larghezza del campione di prova [mm]; ***L***= distanza fra gli appoggi [mm] ***t*** = spessore delle pelli [mm]
$\sigma = \dfrac{PL}{2t(d+c)b}$	$\sigma = \dfrac{PL}{4t(d+c)b}$	

Tabella 2-18: Tabella di sintesi per il calcolo delle tensioni su pelli e core

La tabella seguente sintetizza le formule per il calcolo della deflessione in mezzeria del pannello. Tali relazioni sono valide essenzialmente nella zona di comportamento elastico del pannello.

3PBT	4PBT	
$D = \frac{E(d^3 - c^3)b}{12}$ $U = \frac{G(d + c)^2 b}{4\,c}$		***P***= carico di rottura [N] ***L***= distanza fra gli appoggi [mm] D= rigidezza a flessione del pannello [N/mm^2] U= rigidezza a taglio del pannello [N]
$\Delta = \frac{PL^3}{48\,D} + \frac{PL}{4\,U}$	$\Delta = \frac{11\,PL^3}{768\,D} + \frac{PL}{8\,U}$	

Tabella 2-19: Tabella di sintesi per il calcolo delle deflessioni del pannelli

Inoltre, la norma ASTM 393 fornisce un metodo diretto per la determinazione delle rigidezze del pannello. Infatti, realizzando sullo stesso campione sia la prova a flessione su 3 punti sia la prova a flessione su 4 punti in campo elastico la norma risolve il sistema relativo ai parametri D e G. Indicando con pedice 1 i dati relativi alla prova su 3 punti e pedice 2 i dati relativi alla prova su 4 punti, avremo in corrispondenza delle frecce Δ_1 e Δ_2 i carichi $\boldsymbol{P}_1$ e $\boldsymbol{P}_2$. Quindi, è possibile ottenere il calcolo del modulo di rigidezza a flessione (D) ed il modulo a taglio del core (G) risolvendo le equazioni 1 e 2.

Equazione 1

$$D = \frac{P_1 L_1^3[1 - (11L_2^2/8L_1^2)]}{48\Delta_1[1 - (2P_1L_1\Delta_2/P_2L_2\Delta_1)]}$$

Equazione 2

$$G = \frac{P_1 L_1 c[8L_1^2/11L_2^2 - 1]}{\Delta_1 b(d + c)^2[(16P_1L_1^3\Delta_2/11P_2L_2^3\Delta_1) - 1]}$$

2.8.2 Confronto tra approccio secondo norma e analisi agli elementi finiti

L'ipotesi implicita nella normativa utilizzata, ASTM C 393, è che il pannello sandwich durante la prova di flessione si comporti come una trave composita. Per verificare, con le caratteristiche nominali del pannello, questa ipotesi, è stata eseguita una analisi agli elementi finiti con il codice Castem. La geometria simulata è la stessa dei campioni nella prova di flessione a 4 punti; il modello sfrutta la simmetria del problema simulando la metà (destra) del campione. Le proprietà dei materiali utilizzate sono:

- pelli: E = 70000 MPa, ν = 0,33;
- schiuma: E = 700 MPa, ν = 0,33.

Applicando una forza complessiva di 1000 N, le sollecitazioni calcolate secondo le relazioni approssimate della tabella sopra sono

$$\sigma = 20{,}2\ MPa$$

$$\tau = 0{,}39\ MPa$$

Gli andamenti della tensione normale e di quella tangenziale sono mostrati nella Figura 2-37: per quanto riguarda τ è necessario escludere dal grafico le pelli a causa della rilevante concentrazione di sforzi che si ha in corrispondenza dei vincoli.

Le ipotesi sopra dette sono quindi, qualitativamente e quantitativamente verificate:

- la σ (SMXX) è costante nello spessore delle pelli, con valori crescenti a distanze maggiori dall'appoggio. Il *core* è invece relativamente scarico;
- la τ (SMXY) è mediamente costante nella zona tra il carico e l'appoggio e decresce rapidamente nelle altre zone.

Per quanto riguarda le deformazioni e in particolare la deflessione in mezzeria (freccia), la ASTM C393 propone la seguente relazione

$$\delta = \frac{11\ P\ L^3}{768\ D} + \frac{P\ L}{8\ U}$$

in cui

$$D = \frac{E(d^3 - c^3)b}{12}, U = \frac{G(d+c)^2 b}{4\ c}$$

Si ottiene quindi δ = 0,42 mm, mentre il modello agli elementi finiti fornisce il valore δ = 0,41 mm, con sensibile accordo.

Si può quindi concludere che il comportamento del pannello sandwich è adeguatamente rappresentato dalla teoria delle travi, come ipotizzato nella norma considerata.

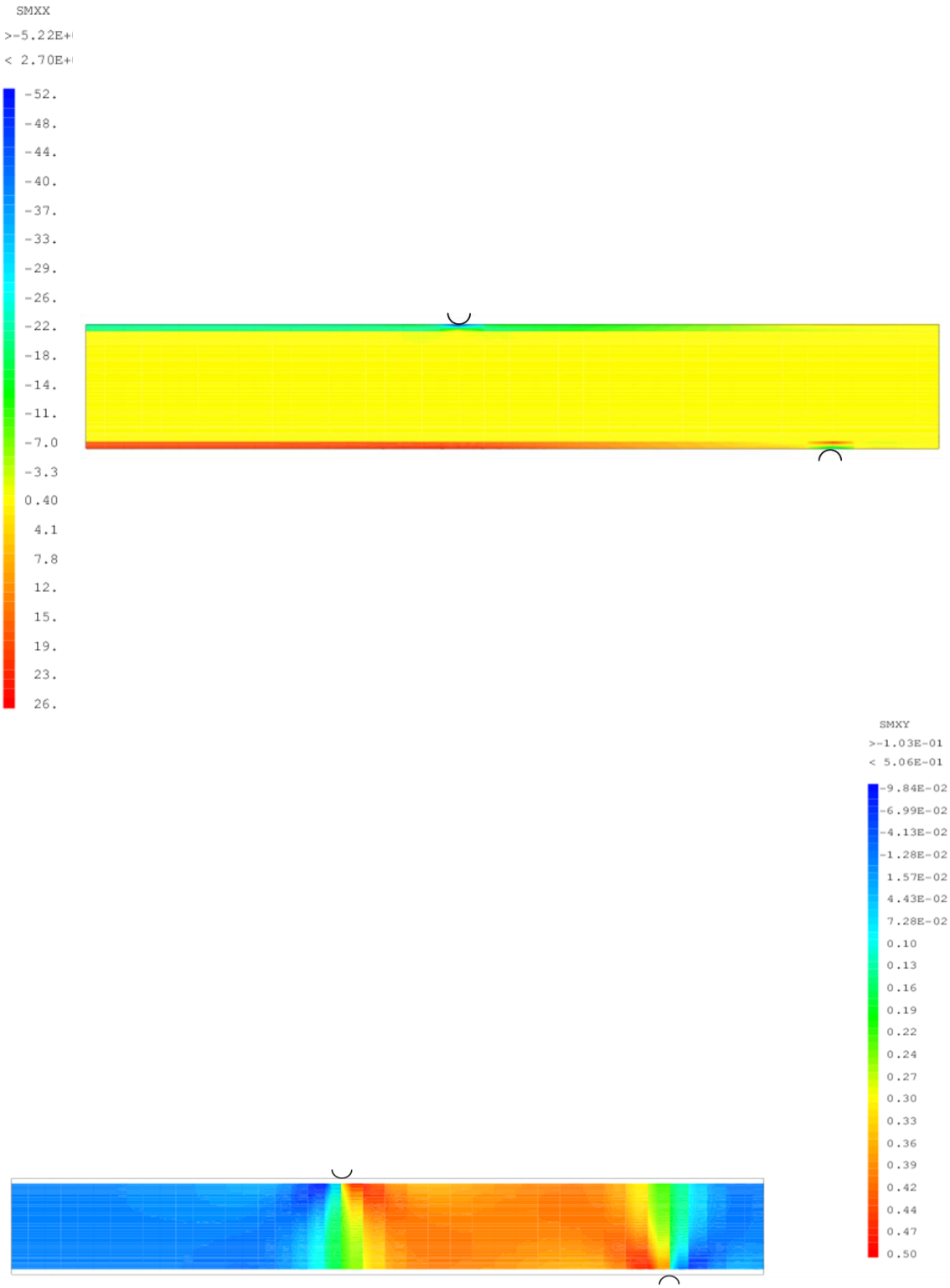


Figura 2-37: analisi agli elementi finiti, sollecitazione normale (SMXX) e tangenziale (SMXY)

2.8.3 Risultati sperimentali delle prove a flessione a 4PBT

I motivi per cui la prova a 4 punti è preferibile a quella a 3 (di più semplice esecuzione) sono i seguenti:

- applicando l'intera forza P in un unico punto al centro del campione, si determina una concentrazione di sforzi doppia rispetto a quella che si ha in corrispondenza degli appoggi;
- il punto di massimo momento è sotto il carico per cui, se il materiale non è omogeneo è meno probabile che si evidenzi la presenza di punti deboli situati in prossimità delle reazioni;
- la determinazione del carico di punta locale delle facce (*wrinkling*) è poco affidabile poiché, proprio laddove la forza di compressione della pelle è massima, essa è schiacciata sul *core* dal carico applicato;
- nella flessione a 4 punti, porzioni più ampie del campione sono sottoposte a sforzi costanti, ed eventuali punti deboli (nel *core* per la sollecitazione di taglio, nelle pelli per il momento) sono più facilmente evidenziabili.

La posizione dei carichi nella prova a 4 punti può essere scelta con relativa libertà ma la configurazione in cui i punzoni distano tra di loro metà della luce, produce momento e taglio massimi pari a quelli di un carico uniformemente distribuito e quindi è più realistica rispetto all'utilizzo effettivo del pannello stesso. Pertanto è la configurazione che è stata utilizzata.

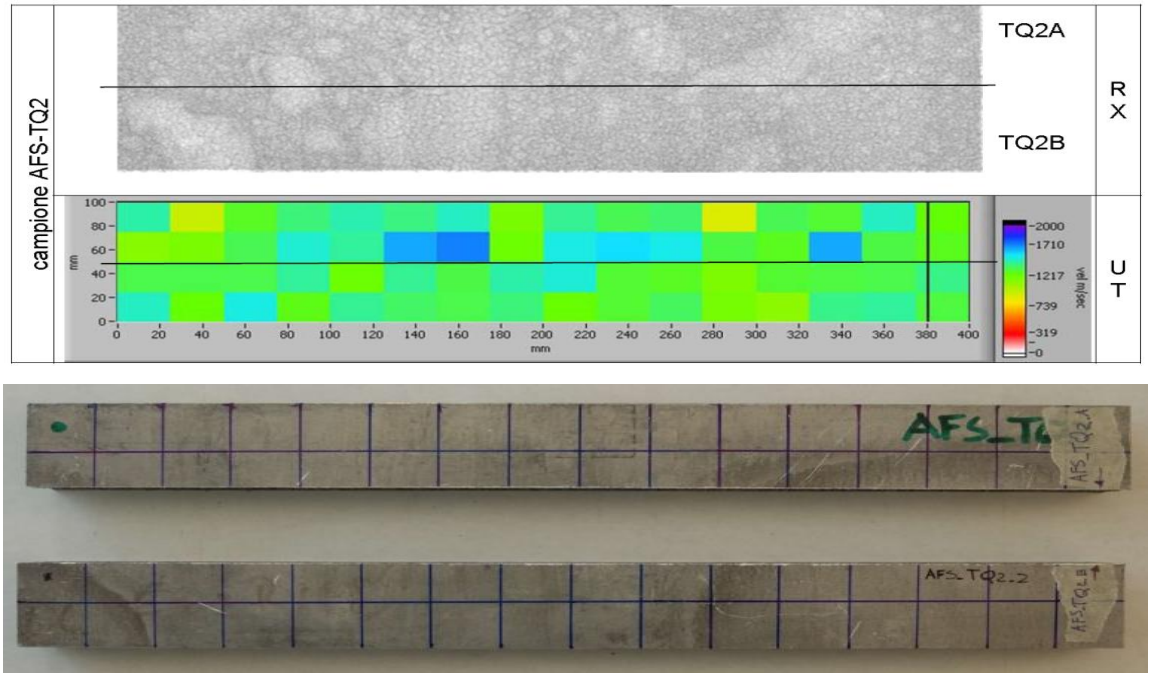


Figura 2-38: Estrazione dei campioni per qualifica meccanica dopo caratterizzazione NDT.

I campioni precedentemente radiografati sono stati suddivisi in due provini e sottoposti a prova a flessione su 4 punti. A titolo di esempio di seguito sono riferite le immagini relative al campione TQ2 (Figura 2-38).

Il campione TQ2 mostra un andamento tipico della resistenza a flessione con un comportamento abbastanza omogeneo (vedi Figura 2-39). In particolare il carico massimo raggiunto è compreso fra 80 ed 85 MPa. Le parti lineari iniziali sono sovrapponibili fino a circa 30 MPa.

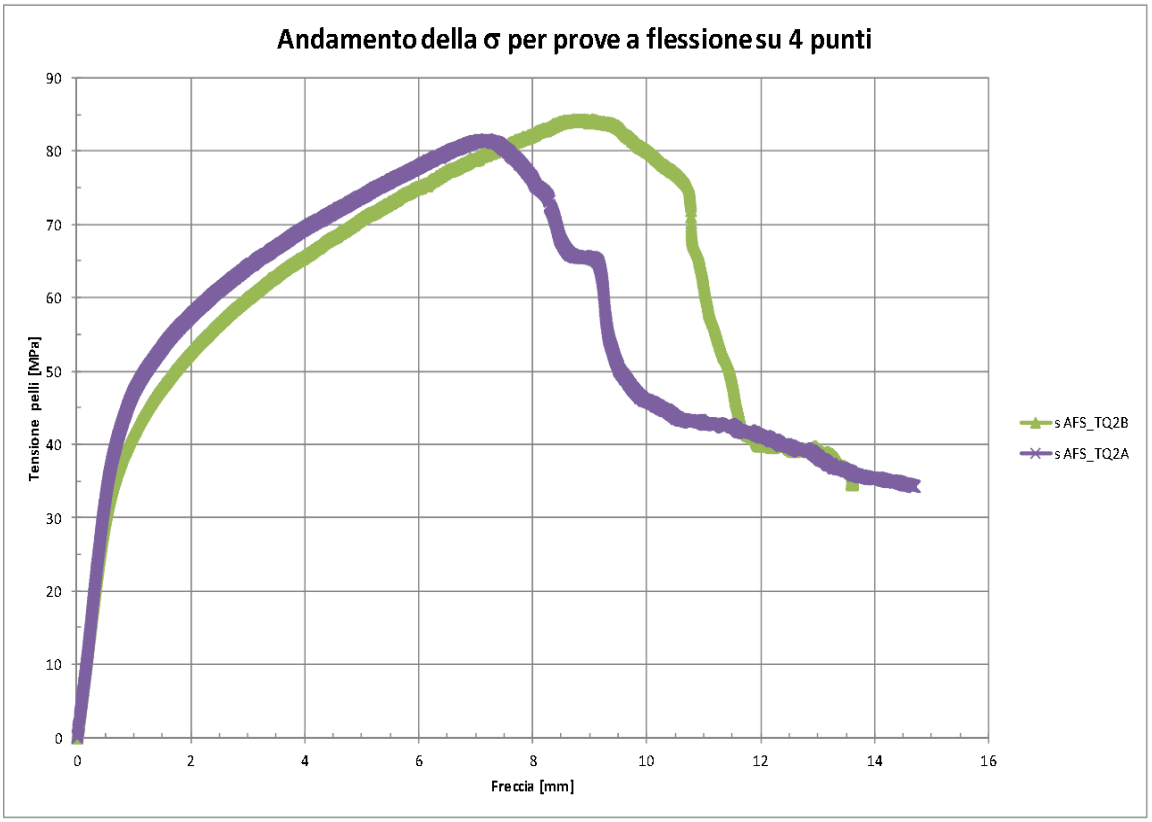


Figura 2-39: grafici della curva di tensione nelle pelli vs. freccia relative al campione TQ2.

In Tabella 2-20 è mostrato il tipico comportamento a flessione dei pannelli AFS (campione TQ2B) la cui curva carico – spostamento mostra quattro zone caratteristiche:

- fase iniziale lineare (elastica) fino al punto (1).
- Prima deviazione dalla proporzionalità: il carico continua a crescere con andamento circa lineare ma con una pendenza minore; l'eventuale scarico procede con pendenza prossima a quella del tratto iniziale.

- Nel punto (2) si registra il massimo valore della forza che decresce poi rapidamente: nella schiuma si evidenzia un'estesa frattura nella zona tra il punzone e l'appoggio di sinistra (zona in cui si ha il taglio).
- Ricordando che la prova si svolge in controllo di deformazione (freccia), nell'intorno del punto (3) il sandwich conserva una rigidezza residua che decresce però rapidamente a seguito dell'apertura della frattura; la deformazione è ora concentrata essenzialmente nella zona danneggiata, mentre la parte centrale in cui la sollecitazione è principalmente di flessione pura recupera parte della deformazione precedentemente impressa.
- La prova si conclude in (4): è evidente la frattura nel *core* che ha causato a sinistra un caratteristico meccanismo di deformazione con la creazione di cerniere plastiche nelle pelli in corrispondenza dell'appoggio e del punzone.

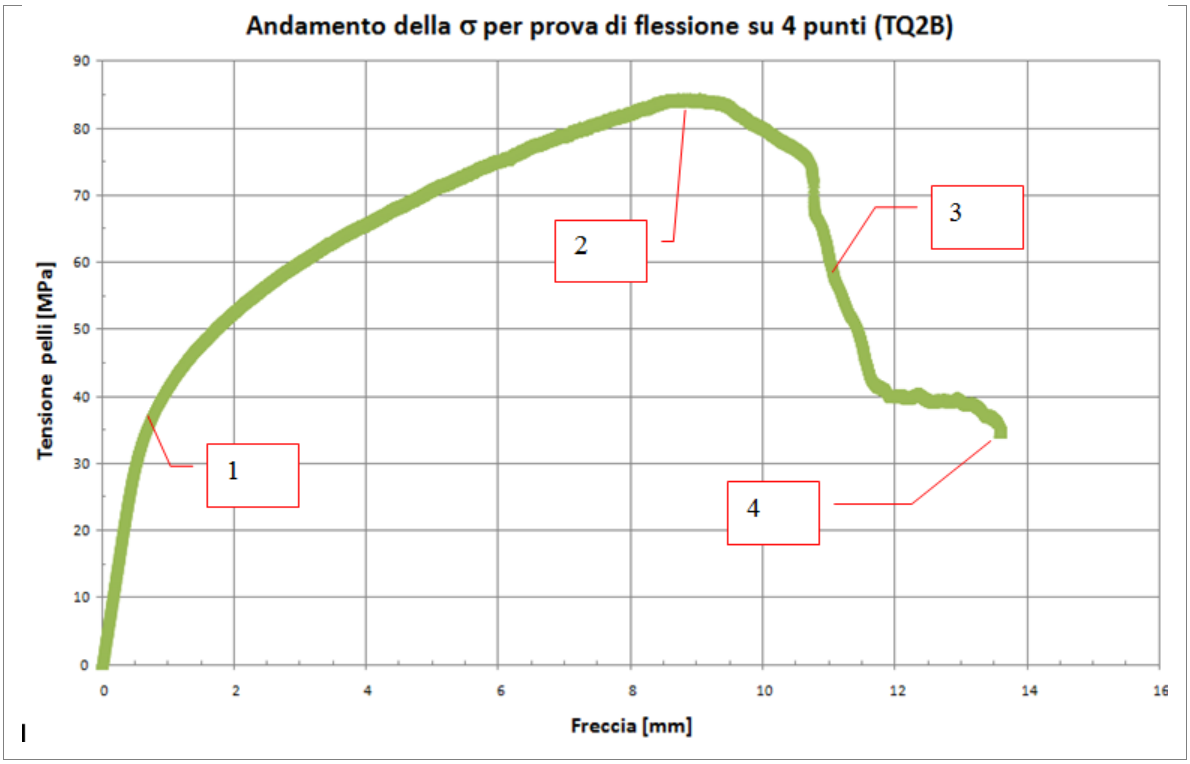


Figura 2-40: grafici della curva di tensione nelle pelli vs. freccia relative al campione TQ2B.

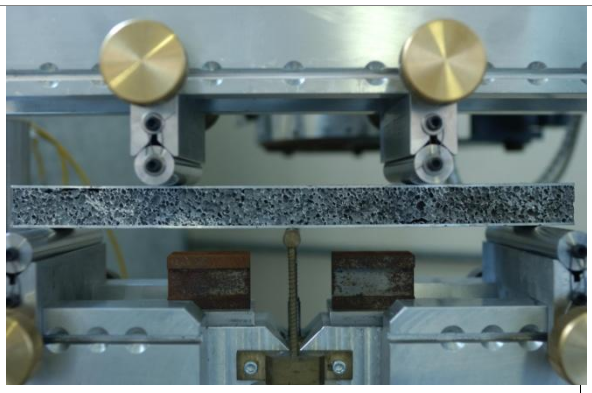
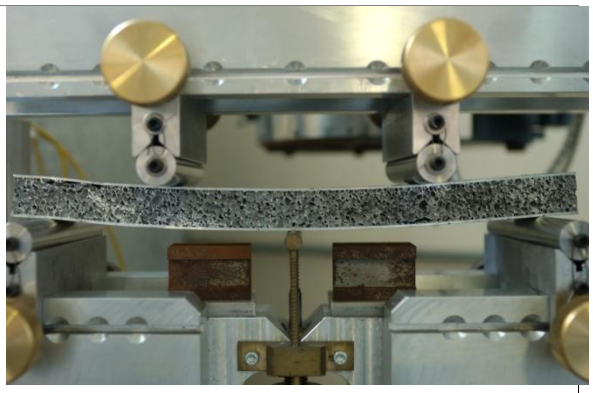
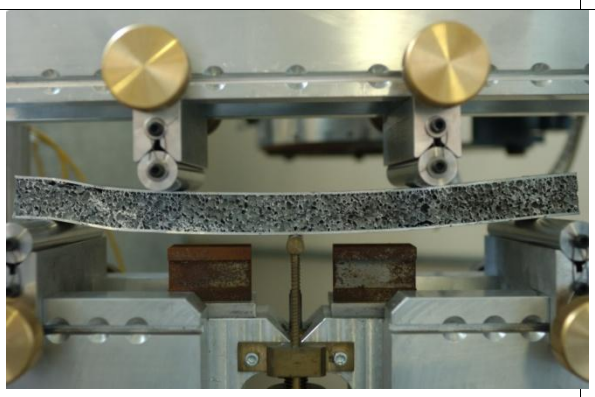
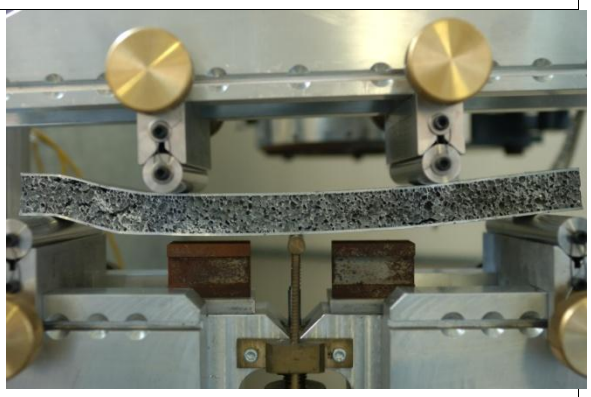
	
(1)	(2)
	
(3)	(4)

Tabella 2-20: immagini del campione durante la prova di flessione relative ai differenti tratti della curva di sollecitazione.

Di seguito viene riportato il grafico complessivo di tutte le prove effettuate su materiale tal quale. Tutti i campioni esaminati si sono rotti a taglio per cedimento della schiuma (core).

Inoltre si osserva che, mentre i test relativi ai campioni TQ2 e TQ3, che hanno il lato maggiore perpendicolare alla direzione di laminazione, presentano andamento similare e valori di tensione massima compresi fra 82-e 92 MPa, il campione TQ1, il cui lato maggiore è parallelo alla direzione di laminazione (vedi schema riportato in Figura 2-41), presenta un andamento della curva tensione - freccia molto differente raggiungendo valori di tensione molto più alti (circa 130 MPa).

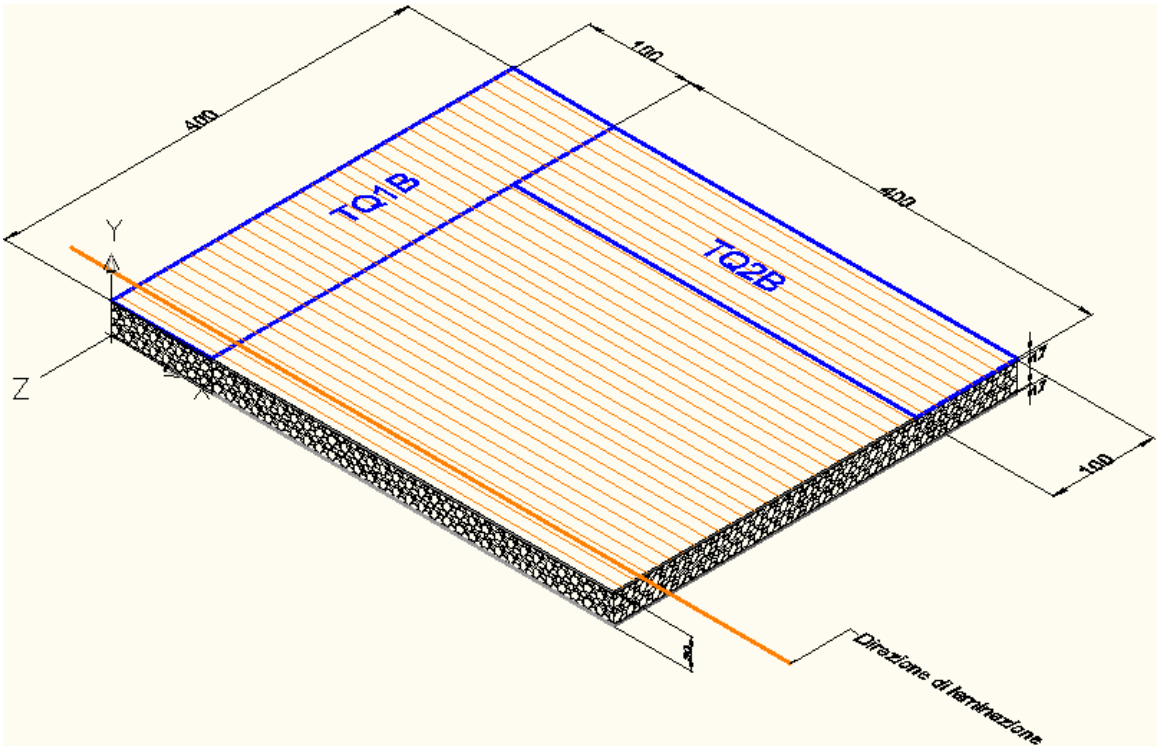


Figura 2-41: Schema di estrazione dei campioni di qualifica TQ1 e TQ2

Questo comportamento concorda con quanto riportato nell'articolo di J. Vogel ed altri (vedi Figura 2-43) in cui però i campioni di pannello hanno dimensioni leggermente differenti (b=40 mm; Lt=300; d=34; t=1 mm) [***23***]

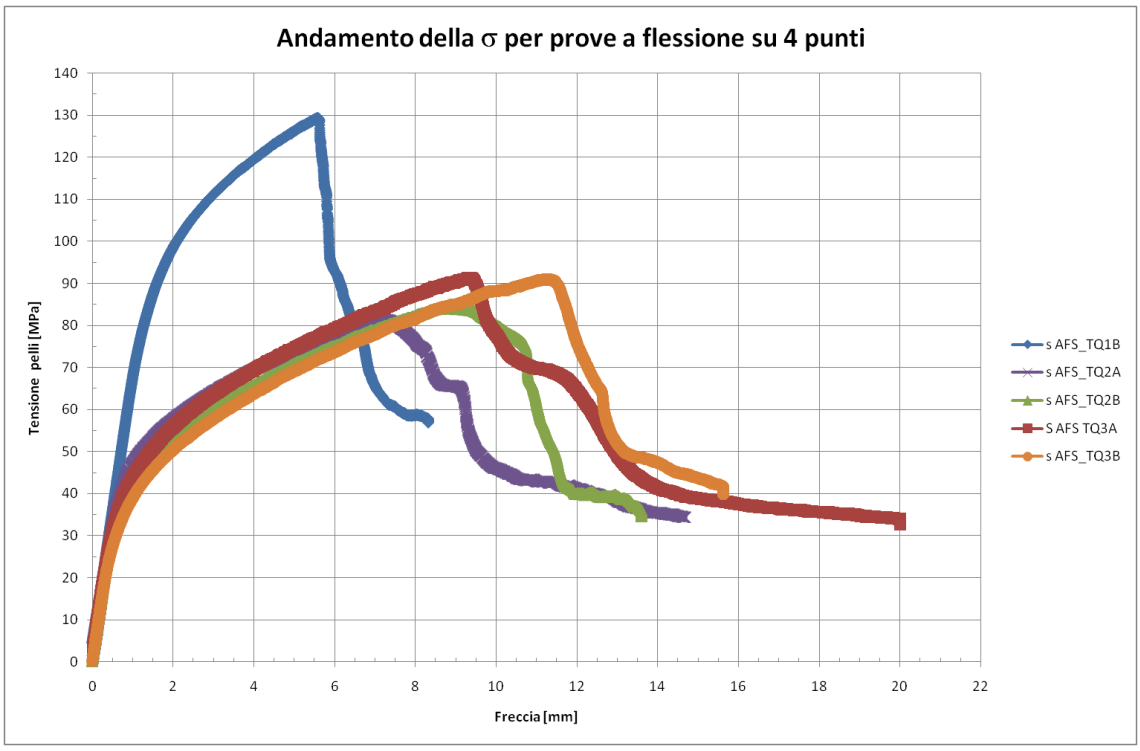


Figura 2-42: prove a flessione su 4 punti di campioni AFS Tal quali: grafico delle tensioni nelle pelli

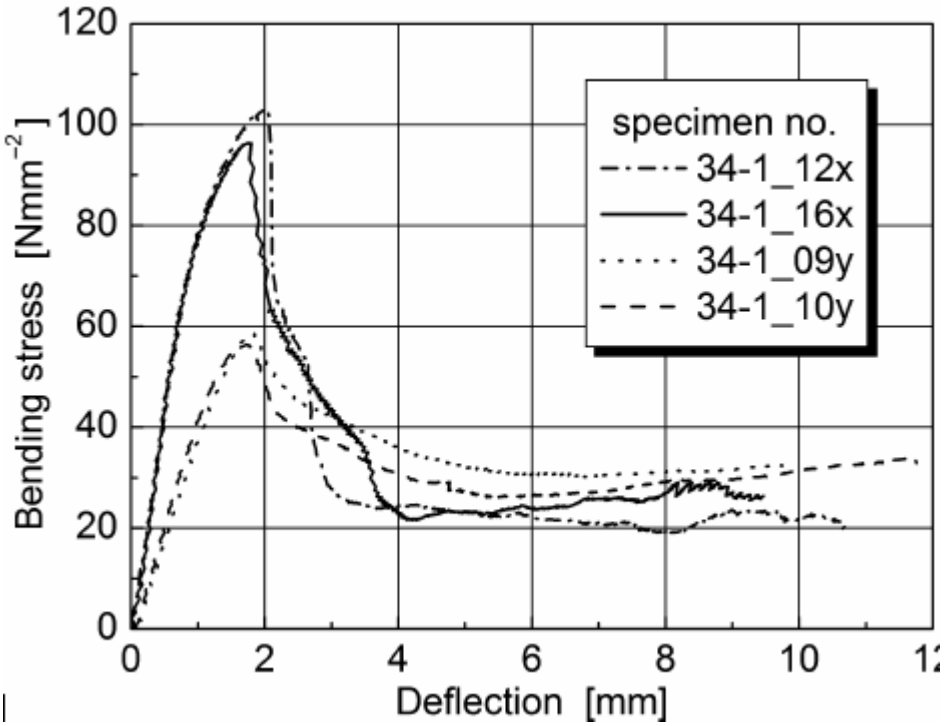


Figura 2-43: Curve di flessione a 4 punti, influenza della direzione di laminazione [*23*]

2.8.4 Determinazione dei parametri di rigidezza dei pannelli.

La determinazione della rigidezza del sandwich è importante sia al fine di controllo di qualità del manufatto nel suo complesso, sia per ricavare i rispettivi moduli di elasticità delle *pelli* e del *core*, utili ai progettisti per il calcolo strutturale.

Come anticipato la norma ASTM C 393 richiede l'esecuzione di due distinte prove di flessione sullo stesso sandwich, una a tre l'altra a quattro punti; la luce tra gli appoggi può essere uguale o diversa. Dalle prove si ricavano due coppie di valori carico – abbassamento in mezzeria nel tratto lineare. Facendo uso delle relazioni riportate nel paragrafo 2.8.1 (equazione 1 e 2) è possibile calcolare D e G, rispettivamente rigidezza flessionale e modulo di elasticità tangenziale della schiuma.

Nel caso presente si sono riscontrate alcune difficoltà nell'applicazione diretta della procedura descritta

L'estrazione della rigidezza complessiva del pannello, dalla curva carico - spostamento (mediante interpolazione), è resa difficoltosa, in quanto il tratto completamente lineare è relativamente piccolo e il valore ricavato è particolarmente sensibile alla "finestra" utilizzata. La procedura dettata dalla norma equivale di fatto a risolvere un sistema di due

equazioni in due incognite che si presenta piuttosto mal condizionato: in pratica l'incertezza nella determinazione di U (o G) è di un ordine di grandezza maggiore a quella di D.

Si è quindi seguito un metodo parzialmente diverso [***25***]: la relazione generale che dà la freccia, negli schemi di carico a 3 e 4 punti è la seguente

$$\frac{\Delta}{P} = \frac{1}{k} = a\frac{L^3}{D} + b\frac{L}{U}$$

Che può essere trasformata, dividendo per b L:

$$\frac{1}{k\,b\,L} = \frac{a}{b}\frac{L^2}{D} + \frac{1}{U}$$

I coefficienti (a; b) valgono rispettivamente (11/768; 1/8) e (1/48; ¼) nelle prove a 4 e 3 punti. Eseguendo un certo numero di test (due o più), sullo stesso tipo di pannello, a 3 e/o 4 punti, anche con luci diverse, è possibile ricavare un insieme di coppie di valori

$$\left(\frac{a\,L^2}{b}; \frac{1}{k\,b\,L}\right)$$

La retta di interpolazione che opera il *fitting* dei punti ottenuti ha la pendenza pari a 1/D e l'intercetta uguale a 1/U: la determinazione così ottenuta è più robusta rispetto alle incertezze sopra menzionate.

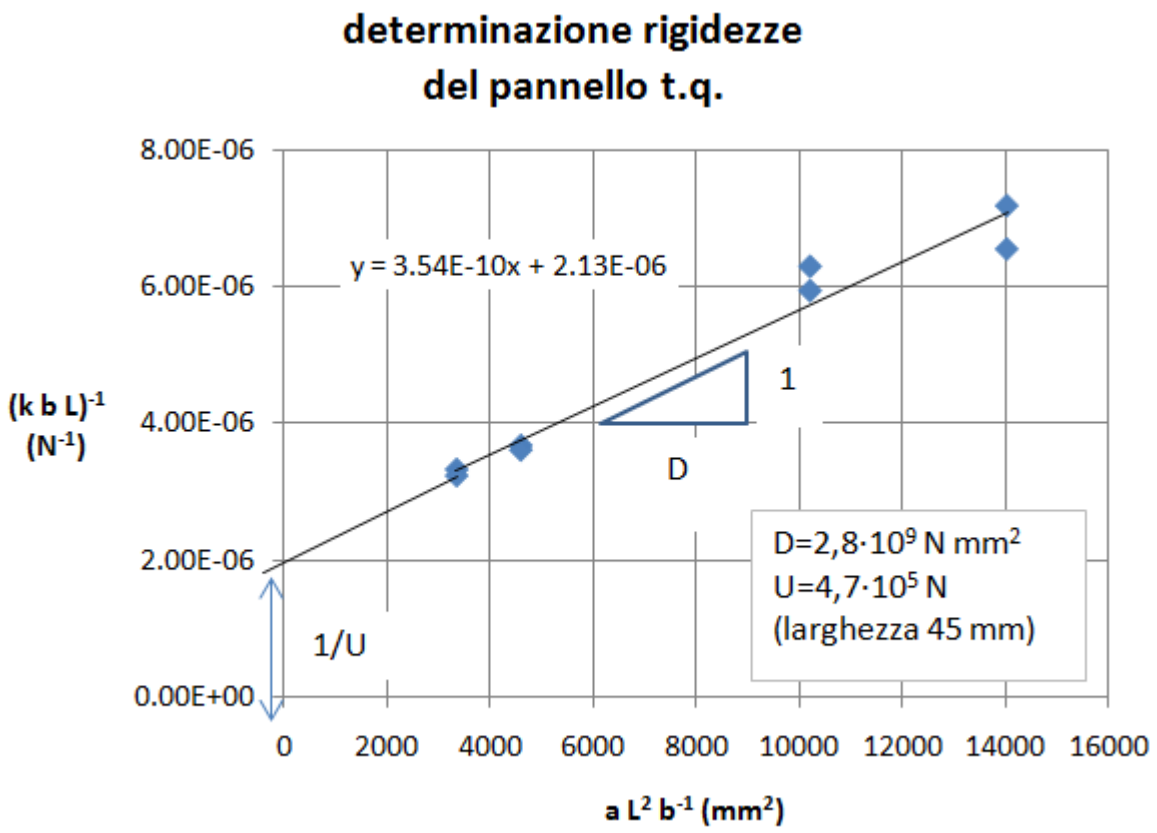


Figura 2-44: fitting delle prove per la determinazione della rigidezza

Il valore di U così ottenuto, inserito nella relazione seguente

$$U = \frac{G(d+c)^2 b}{4\,c}$$

implica un modulo di elasticità tangenziale della schiuma G=350 MPa circa cui a sua volta corrisponde a un modulo elastico E=8/3 G= 925 MPa, valore realistico per questi materiali, per i quali si considera un coefficiente di Poisson pari a 1/3 [***26***].

2.8.5 Errore nella determinazione delle caratteristiche di rigidezza del sandwich

Il procedimento previsto dalla norma ASTM C393 (e complementi) per la determinazione delle rigidezze di un pannello sandwich richiede l'esecuzione di due test di flessione, uno a tre, l'altro a quattro punti, da cui ricavare i valori di cedevolezza complessiva, in campo elastico, dei campioni. I dati delle prove consentono quindi di formare un sistema a due equazioni, nelle incognite D e U.

Tale procedura può in taluni casi riscontrare delle difficoltà di applicazione a causa del modo in cui le incertezze nella determinazione della cedevolezza si ripercuotono sul calcolo delle incognite.

Senza togliere troppa generalità al discorso si consideri il caso in cui le due prove siano condotte con la stessa distanza tra gli appoggi (luce, L); sono quindi valide le seguenti due relazioni

$$\eta_3 = \frac{L^3}{48\,D} + \frac{L}{4\,U}$$

$$\eta_4 = \frac{11\,L^3}{768\,D} + \frac{L}{8\,U}$$

in cui η_3, η_4 indicano le cedevolezze (in campo elastico) cioè i rapporti tra l'abbassamento in mezzeria (freccia) e in carico applicato.

Il sistema da risolvere, nelle incognite 1/D e 1/U, si presenta piuttosto mal condizionato, infatti, sostituendo ad L il valore effettivo utilizzato nelle prove (350 mm), si ottiene la seguente matrice dei coefficienti

$$A = \begin{bmatrix} 893230 & 87{,}5 \\ 614100 & 43.75 \end{bmatrix}$$

L'incertezza nella soluzione di un sistema lineare ($A\,x = b$) dovuta a variazioni del termine noto, è stimabile [***27***] con la relazione

$$\frac{\|\Delta x\|}{\|x\|} \leq \|A\|\,\|A^{-1}\|\,\frac{\|\Delta b\|}{\|b\|}$$

in cui è utilizzata una generica norma $\|\cdot\|$. L'errore relativo della soluzione (x) è proporzionale a quello del termine noto (b) secondo il fattore $\mu(A) = \|A\|\|A^{-1}\|$, indice di condizionamento della matrice A. Una matrice il cui indice è molto maggiore di uno è detta mal condizionata e la soluzione del sistema sarà fortemente perturbata anche da modeste variazioni di b. La scelta della norma è libera in quanto, se A è mal condizionata in una norma lo sarà in tutte.

Nel caso specifico, impiegando la norma $\|A\|_\infty$, che è la massima somma, per righe, dei valori assoluti di A, si calcola $\mu(A) = 92 \cdot 10^3$, valore elevato, che conferma l'affermazione fatta precedentemente.

Passando a esaminare, nello specifico, quale delle due incognite sia maggiormente penalizzata, si consideri la soluzione del sistema sopra introdotto

$$\frac{1}{D} = \frac{128}{L^3}\,(2\,\eta_4 - \eta_3)$$

$$\frac{1}{U} = \frac{4}{3\,L}(11\,\eta_3 - 16\,\eta_4)$$

Le deviazioni standard (delle medie) di 1/Q e 1/U sono[***28***]

$$\sigma_{1/D} = \frac{128}{L^3}\sqrt{4\,\sigma_{\eta_4}^2 + \sigma_{\eta_3}^2}$$

$$\sigma_{1/U} = \frac{4}{3\,L}\sqrt{121\,\sigma_{\eta_3}^2 + 256\,\sigma_{\eta_4}^2}$$

se, per ipotesi, $\sigma_{\eta_4}^2 = \sigma_{\eta_3}^2$, allora il rapporto è

$$\frac{\sigma_{1/D}}{\sigma_{1/U}} = \frac{96\sqrt{5}}{L^2\sqrt{377}} \cong \frac{11}{L^2}$$

che, con L=350 mm, assume il valore $90 \cdot 10^{-6}$, indicando una maggiore incertezza nella determinazione di U rispetto a D. Inoltre $\sigma_{1/D} = \frac{\sigma_D}{D^2}$ e $\sigma_{1/U} = \frac{\sigma_U}{U^2}$ quindi

$$\frac{\sigma_D/D}{\sigma_U/U} \cong 11\,\frac{D}{U\,L^2}$$

valutando in prima approssimazione $D = \frac{1}{2}E_f b\,t\,h^2$ e $U = G_c\,b\,h$ si trova che il rapporto delle incertezze relative è

$$11\,\frac{E_f}{G_c}\frac{t\,h}{2\,L^2}$$

che, con E=70000 MPa, G=400 MPa, t=1,7 mm, h=28,3 mm e L=350 mm, assume il valore 0,38 circa.

Si verifica quindi che l'errore relativo nella determinazione di U è tendenzialmente più che doppio rispetto a quello di D. A parità di altre condizioni è determinante la luce (L), infatti, come è intuitivo, è più difficile discriminare i contributi flessionale e a taglio, della deformazione, quando L è relativamente grande e quindi il primo dei due è predominante sull'altro.

Volendo scegliere L in modo da bilanciare gli errori si dovrebbe imporre che il rapporto sia uguale a uno e quindi ricavare

$$L = \sqrt{\frac{11}{2}\frac{E_f\,t\,h}{G_c}}$$

con i valori dati si ottiene L=215 mm.

Partendo da considerazioni diverse e cioè che la deflessione dovuta al solo taglio sia pari al 40% della freccia [***29***] si ottiene invece

$$L = 3\sqrt{\frac{E_f\ t\ h}{G_c}}$$

che è circa il 30% più grande. Il peso dei singoli parametri è però lo stesso.

2.8.6 Prove a compressione

Sono stati preparati alcuni campioni dai pannelli AFS delle dimensioni riportate in Figura 2-45 (40x40x30 mm). I campioni comprendono anche le pelli e quindi la loro altezza complessiva è di 30 mm mentre l'altezza nominale della porzione di schiuma è 26,6 mm.

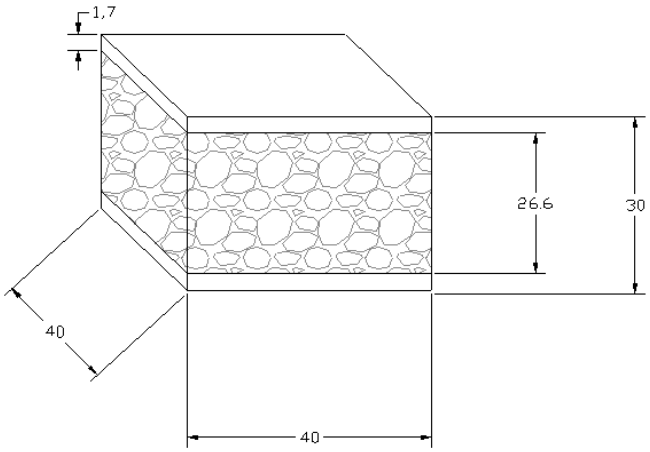


Figura 2-45: campione di AFS per la compressione

I provini sono stati sottoposti a compressione posizionandoli tra due piastre piane, opportunamente fresate, nella macchina di prova elettro-meccanica DMG (Denison Mayes Group) ad attuatore centrale e movimentazione tramite vite e madrevite a ricircolazione di sfere (utilizzata nelle prove di flessione).

Obiettivo della prova è ricavare i valori del modulo di elasticità e della resistenza a compressione.

Rispetto alle indicazioni contenute in [***2***], [***30***] si hanno alcune differenze:

- il rapporto altezza / spessore (26.6 / 40 = 0,7) è minore di 1,5 ma il requisito di contenere almeno 7 celle in ogni direzione è rispettato;
- il campione comprende anche le pelli che verosimilmente esercitano un vincolo alla espansione laterale della schiuma; la situazione è analoga al caso in cui si impieghi un campione di sola schiuma, senza applicare un lubrificante: il vincolo

esercitato dall'attrito con le piastre di carico può determinare [***2***] un decremento del 20% della resistenza a compressione.

La prova è stata divisa in più passi, alternando la compressione, eseguita in controllo di deformazione, e lo scarico, in controllo di forza, secondo un determinato programma come mostra il grafico in Figura 2-46 relativo a tale prova.

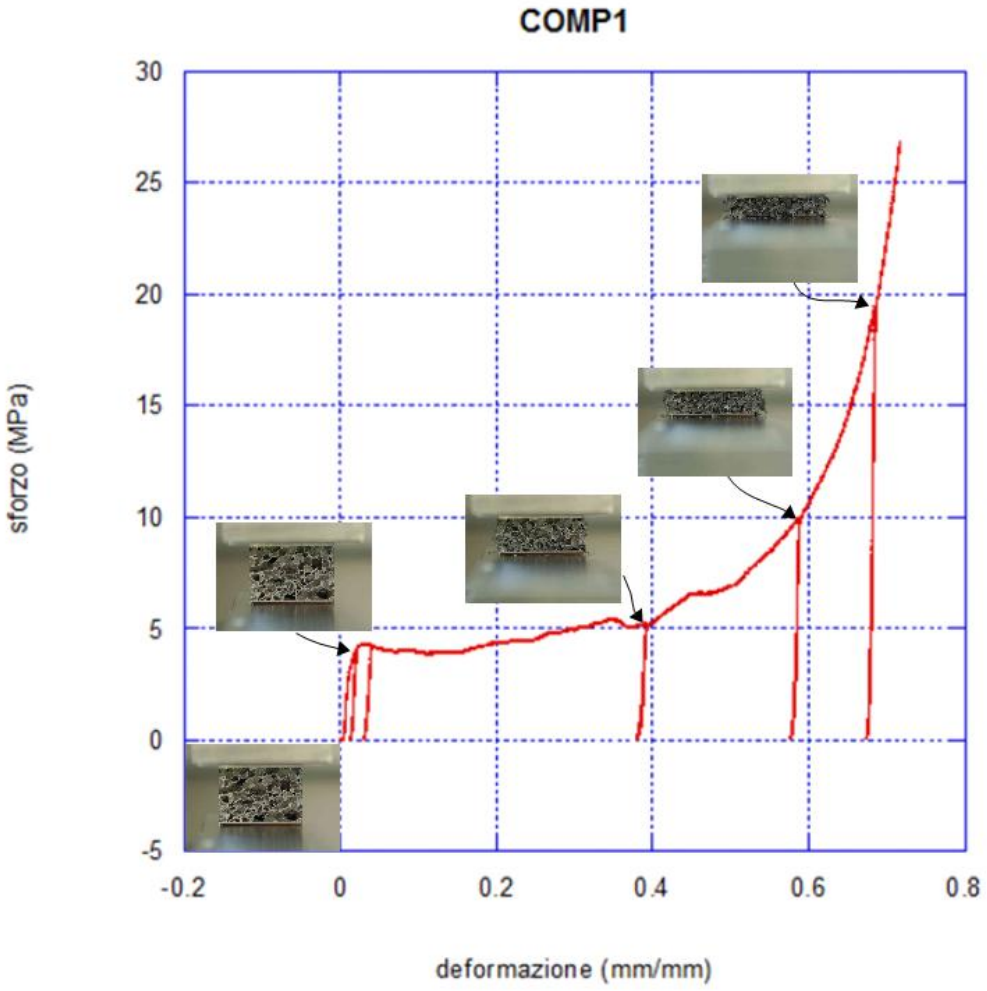


Figura 2-46: prova di compressione di AFS

La deformazione è applicata con velocità di $0{,}4 \cdot 10^{-3}\ s^{-1}$.

Il grafico tensione – deformazione ha l'andamento tipico dei materiali cellulari: si distinguono una prima fase all'incirca lineare, fino al carico massimo, cui segue un leggero decremento dello sforzo e una zona di *plateau* in cui si verifica il progressivo collasso di porzioni sempre più estese di schiuma fino alla fase finale di compattazione, in cui il carico diverge in corrispondenza di uno schiacciamento di circa 20 mm (l'altezza finale del campione è di circa 10 mm).

Il dettaglio (Figura 2-47) della curva σ-ε mostra anche aspetti caratteristici del materiale. La pendenza del tratto iniziale è inferiore a quella dello scarico, il che è ritenuto [***2***] conseguenza di plasticizzazione locale (flessione delle pareti delle celle). Sulla base della pendenza del primo tratto di scarico si ricava la stima del modulo di elasticità E = 770 MPa.

Nel secondo scarico invece il valore di E scende a 650 MPa circa, indicando l'inizio del danneggiamento complessivo del materiale. Nel valutare i successivi passaggi di scarico si deve considerare che il materiale va addensandosi e quindi non è più paragonabile a quello iniziale (si verifica infatti l'aumento della pendenza).

La resistenza a compressione è valutabile in 4 MPa.

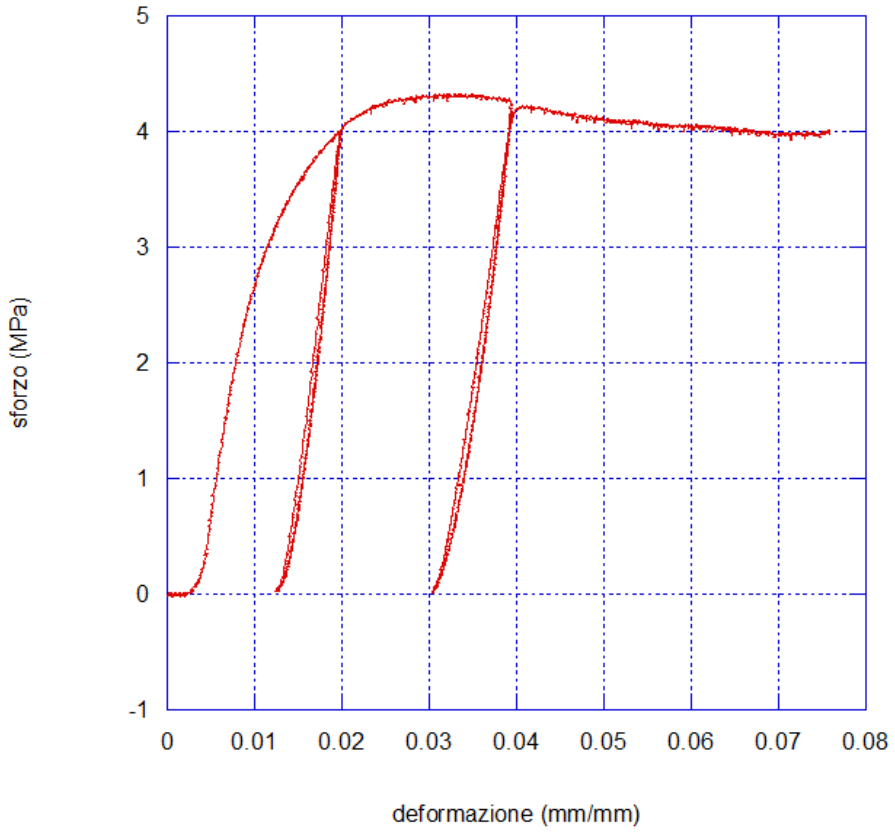


Figura 2-47: dettaglio curva di compressione del pannello AFS

La Figura 2-48 mostra l'aspetto del campione durante la prova a vari livelli di deformazione media (colonna DX della foto) e le relative mappe di deformazione locale (colonna SX della foto) rilevate con tecnica DIC (descritta successivamente); è evidente la disomogeneità delle deformazioni che è certamente correlata con la presenza di difetti nella schiuma stessa (pori di forma e dimensioni irregolari) che danno luogo a bande di deformazione concentrata [***26***].

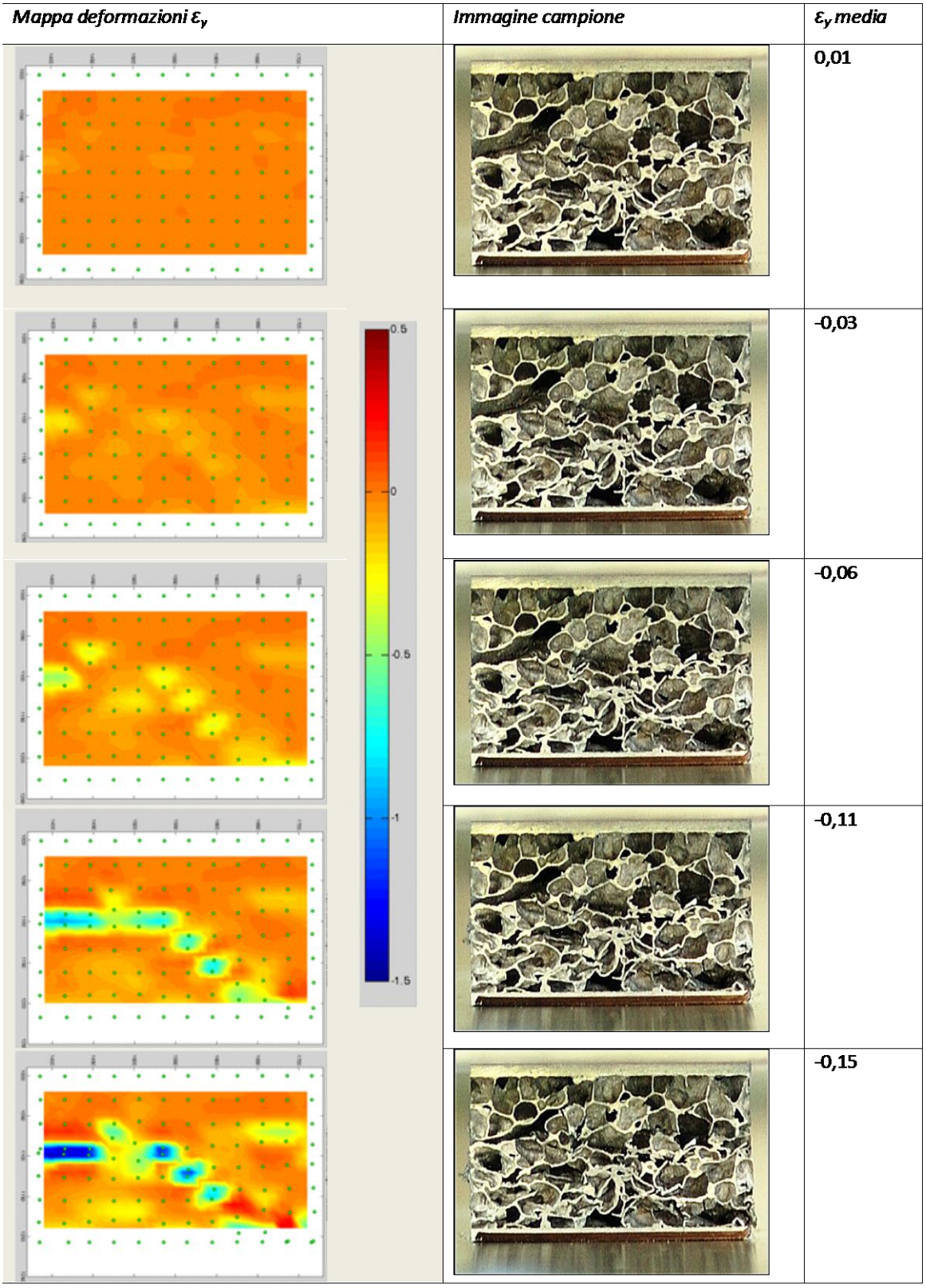


Figura 2-48: deformazione del campione durante la compressione

2.8.7 **Correlazione digitale di immagine (DIC)**

La Correlazione Digitale di Immagini (o DIC, Digital Image Correlation) è una tecnica di rilievo delle deformazioni superficiali di materiali e strutture, soggette a vari tipi di sollecitazione: statica, dinamica, meccanica e termica. Sviluppata negli anni '80 presso l'Università del South Carolina [***31***] ha conosciuto una vasta diffusione con numerose implementazioni, sia in ambienti di ricerca che industriali.

La DIC, a differenza di tecniche puntuali di misura, come l'estensimetria, permette la valutazione simultanea della deformazione su porzioni estese della superficie dei corpi in esame; ciò è ottenuto confrontando, in modo automatico, immagini acquisite a diversi livelli di carico e digitalizzate. La medesima potenzialità la hanno anche altre tecniche come l'interferometria in luce coerente, che richiede però assenza di vibrazioni e quindi l'uso di banchi ottici, e la fotoelasticità, che è applicabile principalmente su modelli (in trasparenza) oppure sui manufatti reali (tecnica in riflessione) ma con limiti alle condizioni operative (temperatura). In generale poi le tecniche interferometriche e fotoelastiche necessitano di un ulteriore passaggio per l'interpretazione delle frange che sono il risultato primario della misura.

La tecnica DIC al contrario, è in grado di rilevare direttamente gli spostamenti superficiali dai quali è poi possibile derivare lo stato di deformazione. Essa esiste in due varianti principali, 2D e 3D, a seconda che siano misurate due o tre componenti dello spostamento. Nel secondo caso è necessario acquisire 2 immagini simultanee da differenti punti di vista, dell'oggetto (visione stereoscopica).

Nelle attività descritte si è fatto uso del DIC 2D per rilevare la deformazione laterale dei campioni, durante le prove di flessione e di compressione monoassiale.

Il sistema di misura è costituito da una fotocamera digitale NIKON, modello D1X (dimensione del sensore 24 x 16 mm) con obiettivo zoom 24 – 120 mm. Durante la prova di flessione l'obiettivo zoom è stato adoperato con 28 mm di focale. La camera è stata montata su idoneo supporto regolando la posizione in modo da far coincidere il centro dell'immagine con quello del provino. Le immagini hanno risoluzione 3008 x 1960 pixel.

Presupposto essenziale per l'applicazione della tecnica DIC 2D è l'esistenza di uno stato di deformazione piano e quindi la presenza di due sole componenti di spostamento, parallele alla superficie del provino. In questo modo è quindi possibile, con una sola immagine, ricostruire completamente lo stato di deformazione senza introdurre artefatti

dovuti a variazioni di distanza del campione. La tecnica si basa sul riconoscimento di determinate regioni del provino, centrate su punti denominati *marker*, mediante correlazione tra le immagini prima e dopo la deformazione [***31***][***32***]. Dal punto di vista strettamente numerico sono possibili diversi approcci: nel caso presente tuttavia si è fatto uso di un pacchetto software, di pubblico dominio, basato sull'ambiente Matlab, che permette di eseguire le elaborazioni senza necessità per l'utente di una conoscenza dettagliata dei dettagli del metodo impiegato. Il software utilizzato è denominato "Digital Image Correlation and Tracking" a cura di Chris Eberl et. al. ed è disponibile all'indirizzo Internet http://www.mathworks.com/matlabcentral/fileexchange/12413-digital-image-correlation-and-tracking.

Un requisito ulteriore per l'applicazione del metodo DIC è la presenza di una adeguata "tessitura" delle immagini che permetta e renda più affidabile l'operazione di correlazione tra gli stati iniziale e successivi del campione durante la prova: nel caso di materiali con superficie liscia è necessario, mediante verniciatura, creare tale tessitura. Nel caso in esame invece i pori stessi della schiuma creavano la variabilità di toni necessaria. La superficie inquadrata cessa però di essere perfettamente piana, a causa della profondità dei pori: questi hanno diametro medio stimato di 3 mm. Tenendo conto della disposizione della fotocamera (circa 500 mm dal campione), l'errore risultante può essere in prima approssimazione trascurato: infatti, lo stesso spostamento, rilevato alla distanza nominale (500 mm) e a una alterata di 3 mm (dimensione media del diametro poro), è letto dal sensore CCD con una variazione relativa minore dell'1%.

Per applicare tale tecnica si sono acquisite immagini del campione durante l'esecuzione della prova, ad intervalli di tempo di 5 secondi. Con la velocità di deformazione imposta (incremento di freccia pari a 2 mm al minuto) le immagini successive differiscono per 0,167 mm di abbassamento del campione; questa risoluzione è sufficiente a documentare le varie fasi della prova, compresa quella iniziale a comportamento elastico che è piuttosto breve. Al termine della prova le immagini possono essere elaborate senza necessità di ulteriori trattamenti: il metodo è infatti relativamente poco sensibile a variazioni complessive di luminosità ambientale. L'unico requisito essenziale che è stato necessario soddisfare è quello di evitare l'illuminazione diretta della superficie in esame del campione. Nella Figura 2-49 si mostra una fase intermedia dell'elaborazione effettuata dal software: i punti in verde rappresentano la disposizione iniziale (griglia) dei

marker (centri delle aree di correlazione) e in rosso sono rappresentate le posizioni degli stessi nell'immagine visibile.

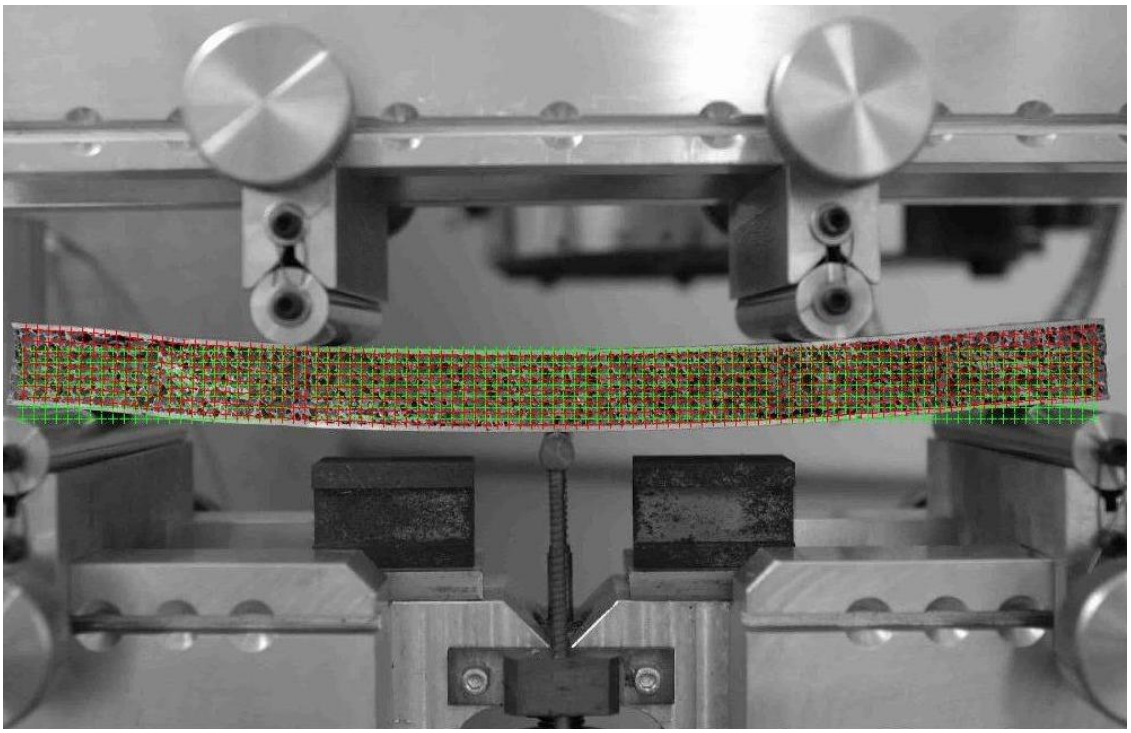


Figura 2-49: Elaborazione DIC in corso di esecuzione

Il software produce per ciascuna immagine della sequenza data la lista delle posizioni dei marker nel sistema di riferimento dell'immagine (x- e y-pixel).

2.8.8 Applicazioni della tecnica DIC

Mediante correlazione digitale di immagine (DIC) sono stati acquisiti gli spostamenti della faccia laterale di alcuni campioni di pannello AFS, tal quale, durante le prove di flessione a quattro punti.

L'analisi DIC è stata eseguita con una griglia di *marker* con passo 30 pixel, nelle due direzioni x e y. La risoluzione delle immagini prodotte dalla foto camera è 3008×1960 pixel e, con l'inquadratura adottata, si hanno 7,3 pixel circa per millimetro. La definizione degli assi coordinati x e y rispecchia la convenzione comunemente adottata nella grafica al computer:

- x orizzontale, positivo verso destra;
- y verticale, positivo in basso;
- origine nel vertice sinistro, alto.

Il software utilizzato, precedentemente presentato, fornisce la posizione dei marker, nelle foto successive alla prima, che fa da riferimento iniziale. E' quindi possibile produrre diagrammi di vario tipo, degli spostamenti e delle deformazioni, lungo gli assi x e y. Le deformazioni sono calcolate effettuando il *fitting* lineare degli spostamenti, rispetto alle coordinate: la pendenza della retta trovata fornisce il valore della deformazione. Ciò equivale a calcolare i valori:

- $\varepsilon_x = \frac{\partial u_x}{\partial x}$
- $\varepsilon_y = \frac{\partial u_y}{\partial y}$.

La procedura è funzionale ai dati nel senso che tende a ridurre l'effetto delle incertezze di misura.

Non è disponibile un comando specifico per estrarre la deformazione di scorrimento

- $\gamma_{xy} = \frac{\partial u_x}{\partial y} + \frac{\partial u_y}{\partial x}$

il software comunque è di tipo *open source* e consente di aggiungere liberamente funzioni nuove o anche di modificare quelle esistenti e quindi eventuali limitazioni possono essere superate con un certo lavoro di programmazione, in ambiente Matlab o altro, a scelta dell'utente (i *file* dati sono facilmente accessibili in formato testo).

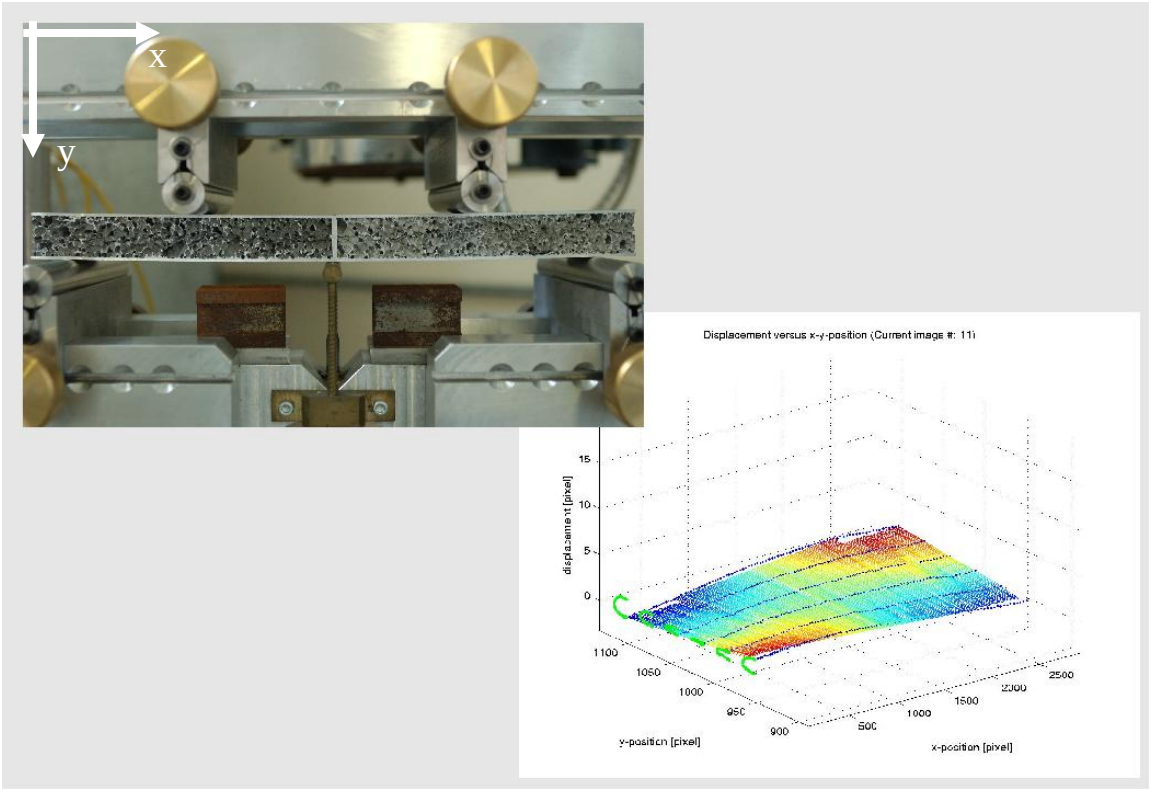


Figura 2-50: spostamenti lungo x, fase iniziale della prova

A titolo di esempio della presentazione dei dati di spostamento ricavati da una prova, si considerino alcuni diagrammi relativi allo spostamento lungo x di un campione (del tipo con saldatura, ma ciò non toglie generalità alle osservazioni). La griglia di calcolo (*marker*) ricopre tutta la parte visibile del campione; i punti sono mostrati nei diagrammi a destra, nelle figure, seppure con un rapporto di forma (x/y) alterato per ragioni di rappresentazione. L'elevazione è proporzionale allo spostamento considerato e i colori utilizzati sono relativi al singolo diagramma per cui non è possibile un confronto diretto in base ad essi solamente. I punti in verde sono le proiezioni dei marker, che facilitano una valutazione d'insieme. Nella Figura 2-50 il provino presenta un andamento antisimmetrico dello spostamento orizzontale, coerente con la deformazione da flessione. Nella Figura 2-51 gli spostamenti sono maggiori ma non si evidenzia ancora un qualche danneggiamento del provino.

Subito dopo (Figura 2-52) si verifica l'apertura di una estesa cricca nella schiuma, nella zona di sinistra (sollecitata a taglio); la frattura non è evidente a un esame superficiale dell'immagine, ma il grafico dello spostamento lungo x ne mostra l'effetto in modo chiaro:

- l'andamento del diagramma comincia a mostrare una evidente irregolarità, legata al fatto che i marker immediatamente sopra e sotto la cricca sono ora liberi di muoversi in maniera (parzialmente) indipendente;
- tutto il diagramma è traslato verso l'alto poiché, per effetto del cedimento locale del provino, l'attrezzo di carico (che è incernierato in alto, per garantire la corretta ripartizione della spinta) ha ruotato in senso antiorario e il campione ha traslato in direzione x positiva.

Nel proseguo della prova l'andamento degli spostamenti mostra in modo via via più "drammatico" gli effetti della frattura che diventa altresì evidente anche nelle foto del campione (Figura 2-53)

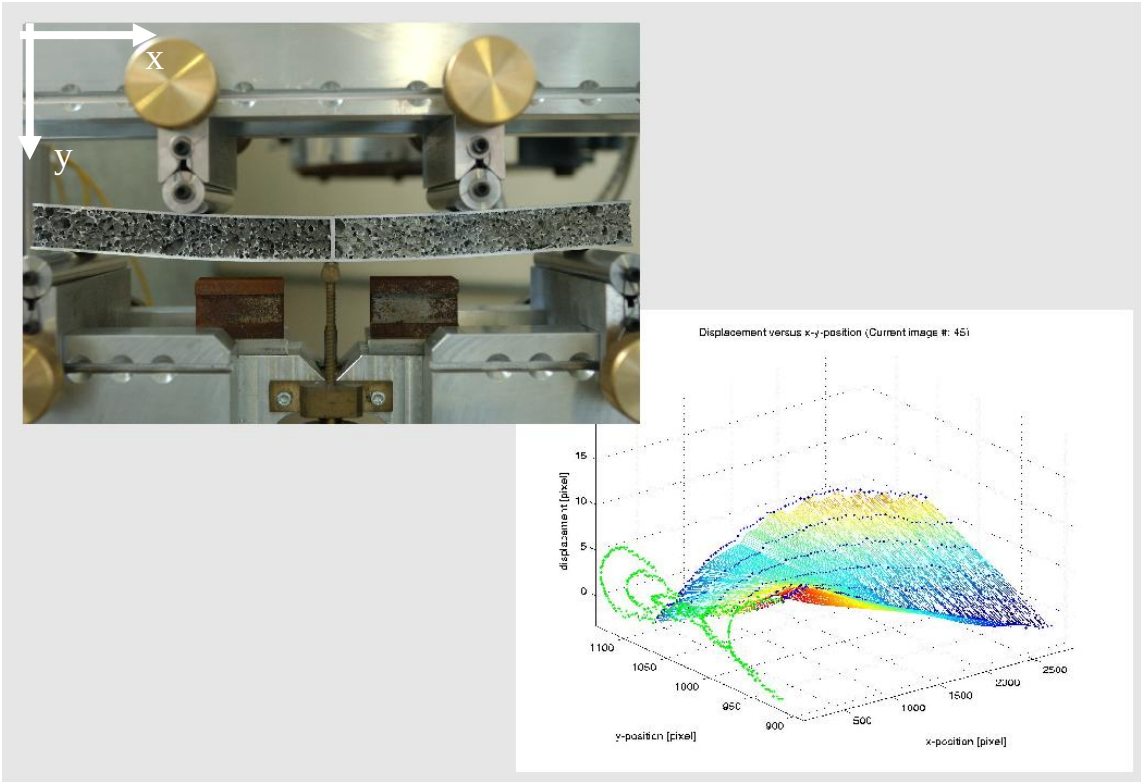


Figura 2-51: immagine immediatamente precedente la frattura

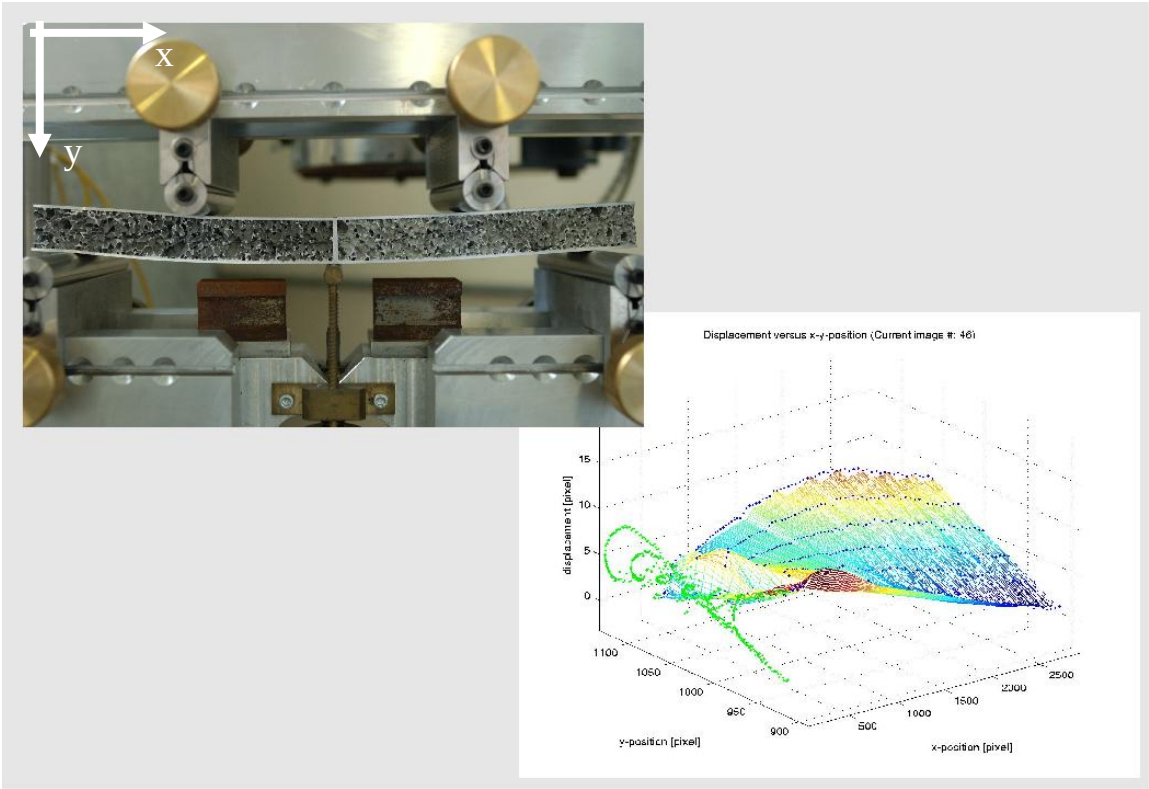


Figura 2-52: spostamenti lungo x subito dopo la frattura nella schiuma

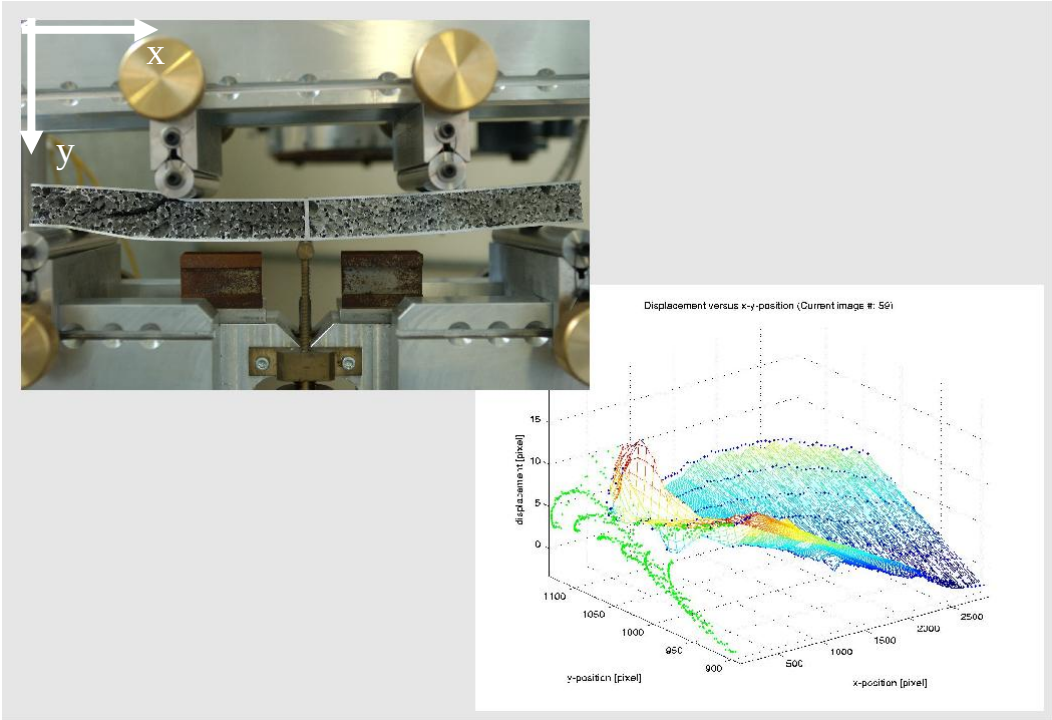


Figura 2-53: stadio più avanzato di danneggiamento del campione

Passando a considerare i diagrammi delle deformazioni, questi sono in genere piuttosto irregolari, come è ragionevole attendersi, considerando il tipo di superficie del campione, che è costituita in massima parte dalla schiuma di alluminio ed è quindi tutt'altro che continua. Per estrarre informazioni di più diretta interpretazione si è proceduto a elaborare in maniera leggermente diversa i dati, con particolare riguardo a:

- deformazione da scorrimento (nelle regioni con taglio diverso da zero);
- deformazione da flessione (nella parte centrale del campione).

Per quanto riguarda lo scorrimento, esso è valutato come differenza tra la deformazione lineare in due direzioni perpendicolari, come giustificato dal cerchio di Mohr delle deformazioni (Figura 2-54).

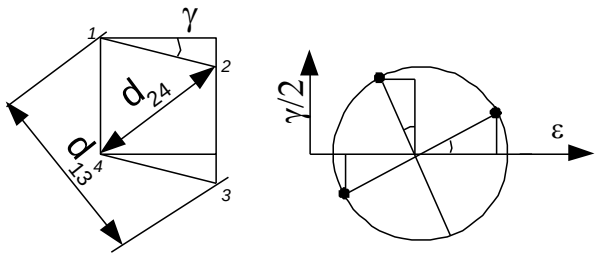


Figura 2-54: rilievo della componente di deformazione di scorrimento

Presa a riferimento una parte del pannello compresa tra un appoggio e il punzone ad esso vicino, si sono definiti quattro insiemi di 4 marker adiacenti (Figura 2-55) posti ai vertici di una regione quadrata.

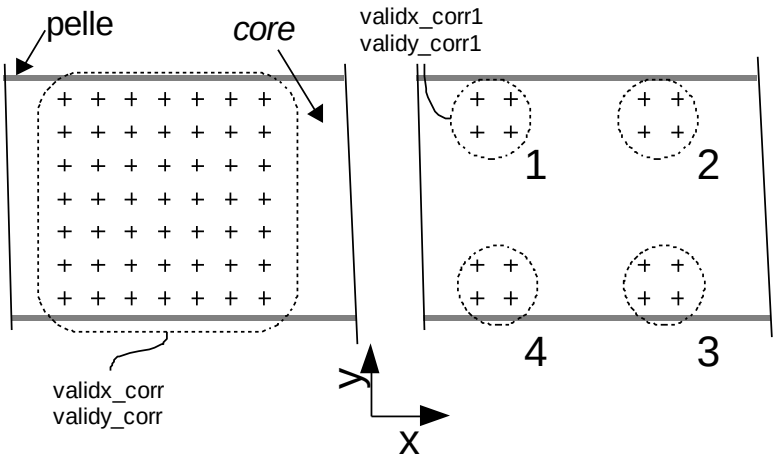


Figura 2-55: gruppi di marker per il calcolo dello scorrimento

Le quantità d_{13} e d_{24} sono rispettivamente le distanze tra i "baricentri" dei gruppi 1, 3 e 2, 4. Lo scorrimento è quindi dato dalla differenza delle diagonali divisa per il suo valore iniziale

$$\gamma_{xy} = \frac{d_{13} - d_{13}^0}{d_{13}^0} - \frac{d_{24} - d_{24}^0}{d_{24}^0} = \frac{d_{13} - d_{24}}{d^0}$$

I calcoli sono svolti in pixel, confidando in un uguale rapporto di conversione, nelle due direzioni, tra dimensioni fisiche e dimensioni immagine, cosa che può comunque essere verificata conoscendo le dimensioni del campione e leggendo quelle dell'immagine. Con le posizioni successivamente assunte dai marker considerati si può quindi risalire alla deformazione di scorrimento (γ) nel corso della prova. Nella Figura 2-56 la γ è messa in relazione (valori assoluti) con lo sforzo di taglio, dato da

$$\tau = \frac{P/2}{b\,(c + t)}$$

Le due curve si riferiscono a parti diverse del provino, a destra e a sinistra della mezzeria (Figura 2-58) in cui è presente lo stesso taglio ma si hanno deformazioni diverse. La zona a sinistra, che è quella in cui si verifica la frattura, appare più cedevole fin dall'inizio (Figura 2-57) e presenta una maggiore duttilità. Le curve sono tracciate fino al momento della frattura, dopo di che risulta più difficile sia seguire gli spostamenti (almeno a sinistra) sia valutare le forze in quanto l'attrezzatura di prova ha una sensibile rotazione.

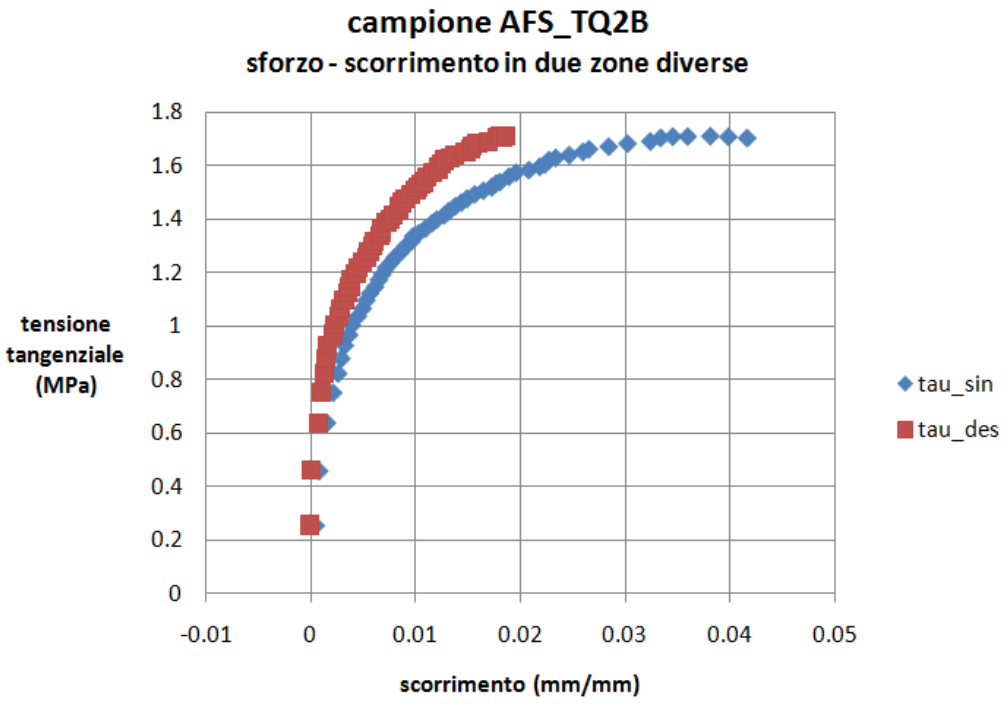


Figura 2-56: andamento dello sforzo di taglio durante la prova

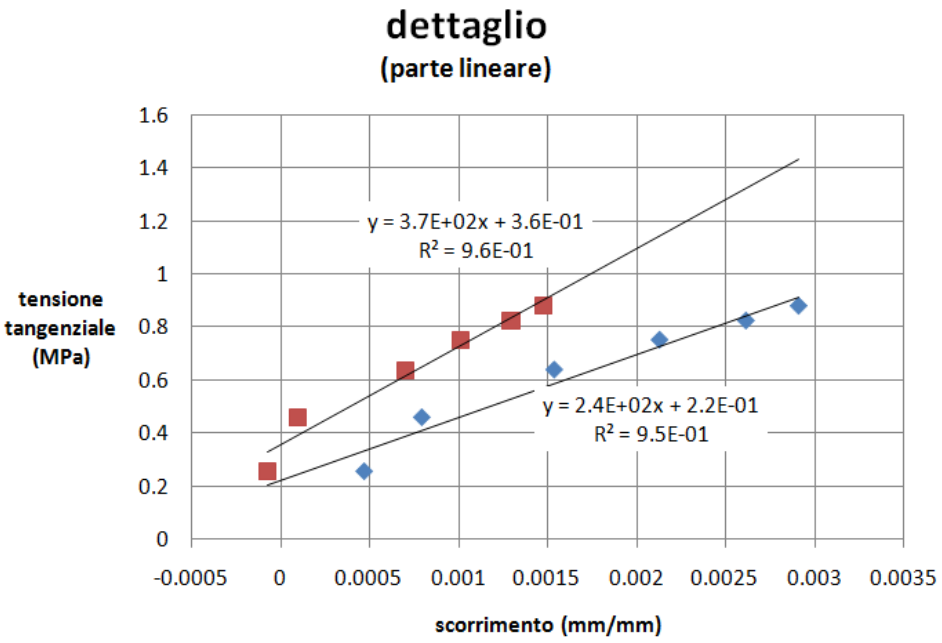


Figura 2-57: dettaglio curva scorrimento

La forma delle curve è simile a quella rilevata in altri lavori come [***33***]. Il valore limite del carico (1,7 MPa circa) equivarrebbe, secondo il criterio indicato in [***26***] a una tensione limite a trazione $\sigma = 1{,}5\ \tau$ cioè 2,5 MPa circa. Il valore medio del modulo di elasticità

tangenziale, 305 MPa, è compatibile (ipotizzando ν=0,3) con un valore del modulo E pari a circa 800 MPa, in linea con quanto rilevato nella prova di compressione.

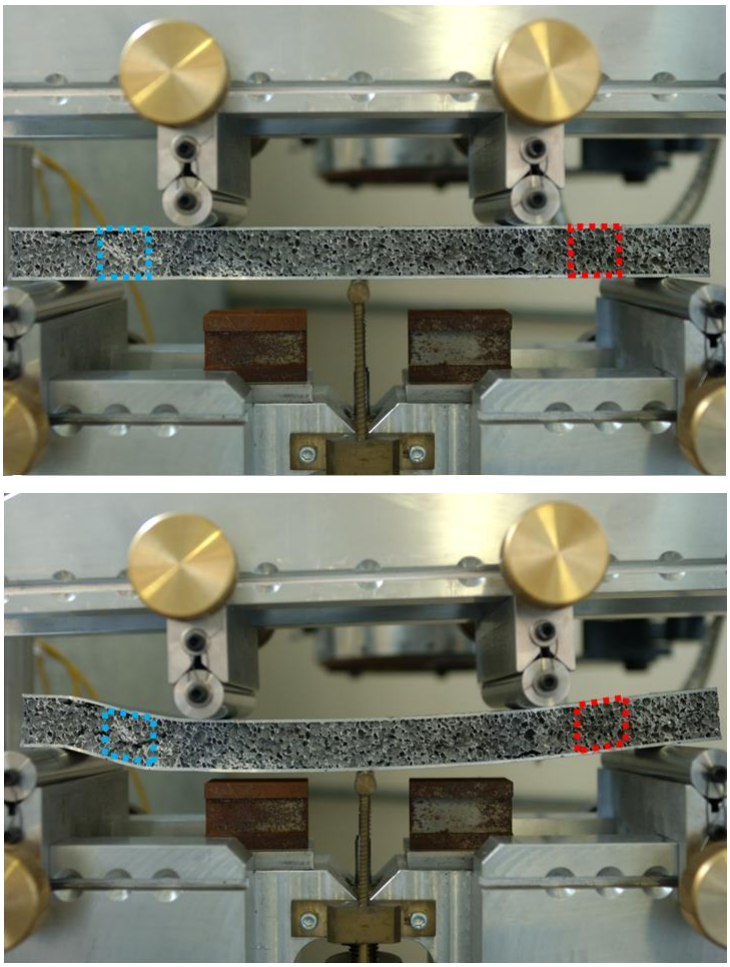


Figura 2-58: regioni utilizzate per il rilievo dello scorrimento

La diversità di comportamento tra zone diverse del pannello è da mettersi probabilmente in relazione con le disomogeneità di densità della schiuma evidenziate dai controlli non distruttivi (RX e ultrasuoni) nonché con la presenza di "difetti" intesi come zone di coalescenza di bolle e bande di collasso delle stesse.

I diagrammi di Figura 2-56 come già detto, sono più che altro indicativi di differenze di comportamento in zone diverse del materiale che costituisce il *core*: essi devono essere quindi valutati criticamente e non sono sostitutivi di un'effettiva prova di taglio sulla schiuma. Il motivo è l'influenza delle pelli, che assorbono un'aliquota variabile dell'azione di taglio. Questo punto richiede un breve approfondimento, nel corso del

quale si esaminerà anche il meccanismo di collasso del pannello sandwich nella prova di flessione.

Inizialmente, e fino a quando il core si comporta linearmente, il diagramma dello sforzo tangenziale, che si ottiene applicando [***34***] la formula di Jourawski, è approssimato abbastanza fedelmente da un andamento lineare nelle pelli e costante nel core: in [***25***] questa condizione è denominata "antiplane core", ed è convenzionalmente riscontrata quando si verifica che

$$\frac{E_f}{E_c}\frac{t}{c}\left(\frac{d}{c}\right) > 25$$

Tale relazione implica che il rapporto tra i valori massimo e minimo di τ nel core sia pari a uno, con un errore minore dell'1%. In realtà nel caso presente la condizione non è verificata rigorosamente ma, andando a valutare il rapporto si trova un errore del 5% circa, che si può considerare accettabile

$$1 + \frac{E_c}{E_f}\frac{1}{4}\frac{c^2}{t\ d} = 1 + \frac{1000}{70000}\frac{1}{4}\frac{26{,}6^2}{1{,}7 \times 28{,}3} = 1{,}05$$

Ammettere che lo sforzo tangenziale nel core sia costante, equivale a trascurare il contributo della schiuma alla rigidezza a flessione.

Il valore (costante) di τ nel core è quindi dato dal quoziente

$$\frac{T}{D}\frac{E_f t\ d}{2} \cong \frac{T}{b\ d}$$

(l'ulteriore approssimazione è giustificata dal relativamente piccolo contributo del momento di inerzia delle pelli rispetto al loro asse medio).

Al crescere del taglio però è evidente che la τ non potrà superare il valore limite della schiuma e quindi sarà necessaria una ridistribuzione dello sforzo tangenziale, con un sovraccarico delle pelli, secondo lo schema qualitativo della Figura 2-59.

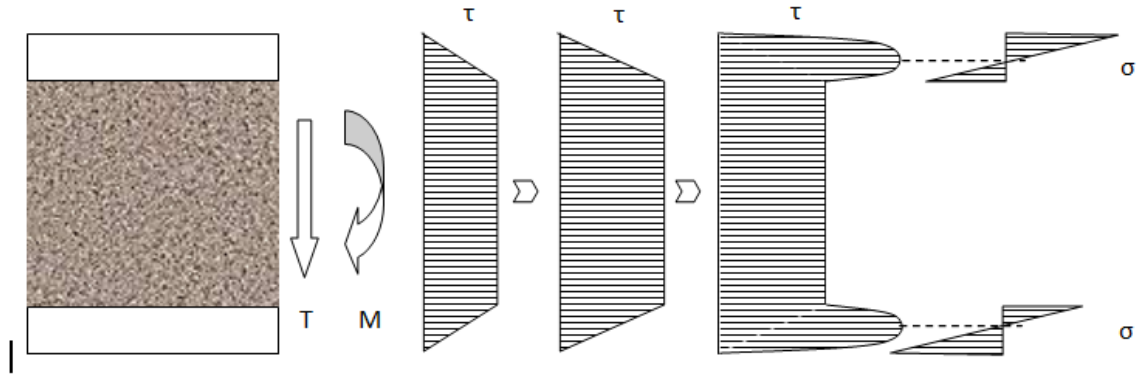


Figura 2-59: andamento tensione tangenziale all'aumentare del carico applicato

Nelle pelli la τ assume un andamento parabolico, con un massimo, in corrispondenza del quale, per l'equilibrio del concio, si ha il cambio di segno dello sforzo normale (legato al momento applicato). Il comportamento del sandwich passa quindi, dalla completa collaborazione iniziale tra le pelli (cui corrisponde la massima rigidezza) a un'azione pressoché indipendente delle stesse: si ha quindi una drastica riduzione della rigidezza e un forte sovraccarico delle lamiere, in cui si sviluppano sforzi normali fuori progetto che determinano, al crescere del carico applicato, la formazione di cerniere plastiche [***33***], come è visibile dalle foto dei panelli a fine prova (cerchiate in rosso nella Figura 2-60).

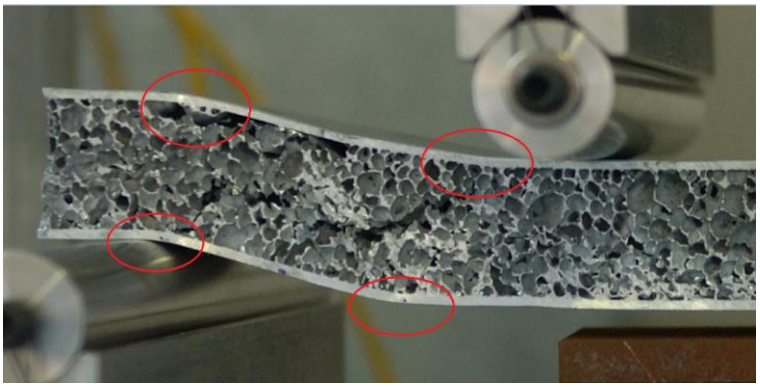


Figura 2-60:formazione di cerniere plastiche

Tra i due comportamenti "limite" sono possibili stadi intermedi, con parziale collaborazione tra le pelli, mediata da un core già danneggiato, ma ancora in grado di trasmettere una parte sostanziale del taglio applicato. Nei diagrammi delle prove di flessione è evidente infatti un andamento bi-lineare, prima dell'effettivo cedimento, che non è spiegabile se si calcola lo forzo normale con le relazioni sopra introdotte (ASTM C393) in quanto la tensione di snervamento delle pelli è nettamente superiore alla σ nominale. Il cambio di pendenza della curva carico-freccia è più probabilmente dovuto

alla minore collaborazione tra le pelli a causa dello snervamento in atto della schiuma, secondo il meccanismo sopra accennato.

Un'elaborazione simile a quella effettuata per lo "scorrimento", è stata fatta per ricavare la curvatura del sandwich, a partire dagli spostamenti dei *marker*.

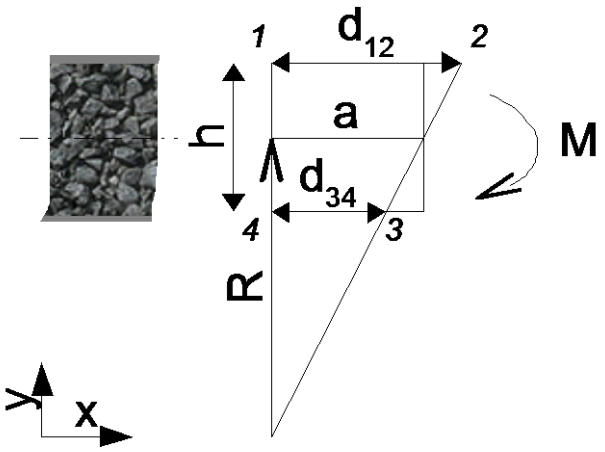


Figura 2-61: geometria nella deformazione da flessione

Selezionando gruppi di punti ai vertici di una regione rettangolare si valuta la curvatura seguendo la deformazione dell'elemento mostrato nella Figura 2-61. La geometria suggerisce la similitudine

$$\frac{d_{12} - d_{34}}{h} = \frac{a}{R}$$

quindi la curvatura è

$$\frac{1}{R} = \frac{d_{12} - d_{34}}{h\,a}$$

in cui h e a sono rispettivamente altezza e base della regione considerata. Il calcolo è condotto in pixel e il valore risultante deve essere riportato in millimetri, moltiplicandolo per il fattore di conversione che è 7,3 pixel al millimetro. Si è quindi ricostruito l'andamento della curvatura nella regione centrale (mezzeria) dei campioni AFS_TQ2B e AFS_TQ1B mettendolo in relazione con il momento flettente che è dato da

$$M = \frac{P}{2}\frac{l - s}{2}$$

(P: carico complessivo, l: luce tra gli appoggi, s: distanza tra i punzoni)

La Figura 2-62 riassume i risultati: è evidente la differenza tra il provino estratto dal sandwich parallelamente alla direzione di laminazione dello stesso (TQ1B) e l'altro. Il comportamento dei due campioni è comunque simile:

- si ha una prima fase lineare, in cui il momento cresce proporzionalmente alla curvatura ($1/R = M/D$); la rigidezza flessionale D, valutata interpolando i primi punti dei grafici, è $2{,}8 \cdot 10^9$ e $2{,}4 \cdot 10^9$ N mm^2 rispettivamente per AFS_TQ1B e AFS_TQ2B;
- arrivati a un livello caratteristico di sollecitazione, diverso nei due casi, si ha la transizione a un comportamento non lineare con "incrudimento";
- arrivati al carico massimo, in cui si ha il cedimento della schiuma (nelle regioni sollecitate a taglio), si assiste sostanzialmente allo scarico della sezione centrale, che procede con pendenza paragonabile a quella iniziale; si ha cioè un recupero elastico e quindi non si registra un danneggiamento sensibile.

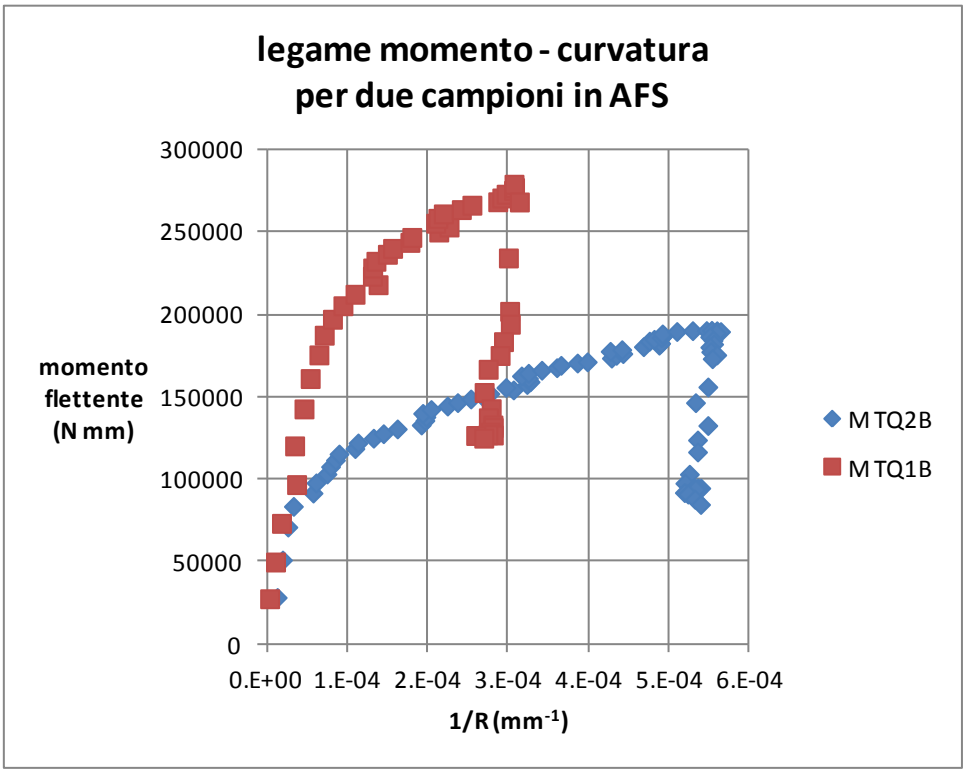


Figura 2-62: legame momento – curvatura per campioni estratti in direzioni diverse dal pannello AFS

Lo spostamento dello stesso gruppo di *marker* utilizzato per ricavare la curvatura del provino (nella zona centrale), fornisce anche indicazioni sulla distribuzione nello spessore della deformazione. Il diagramma seguente infatti è ottenuto valutando ε_x a varie

profondità: le diverse serie di dati si riferiscono ad altrettante file di marker disposti orizzontalmente.

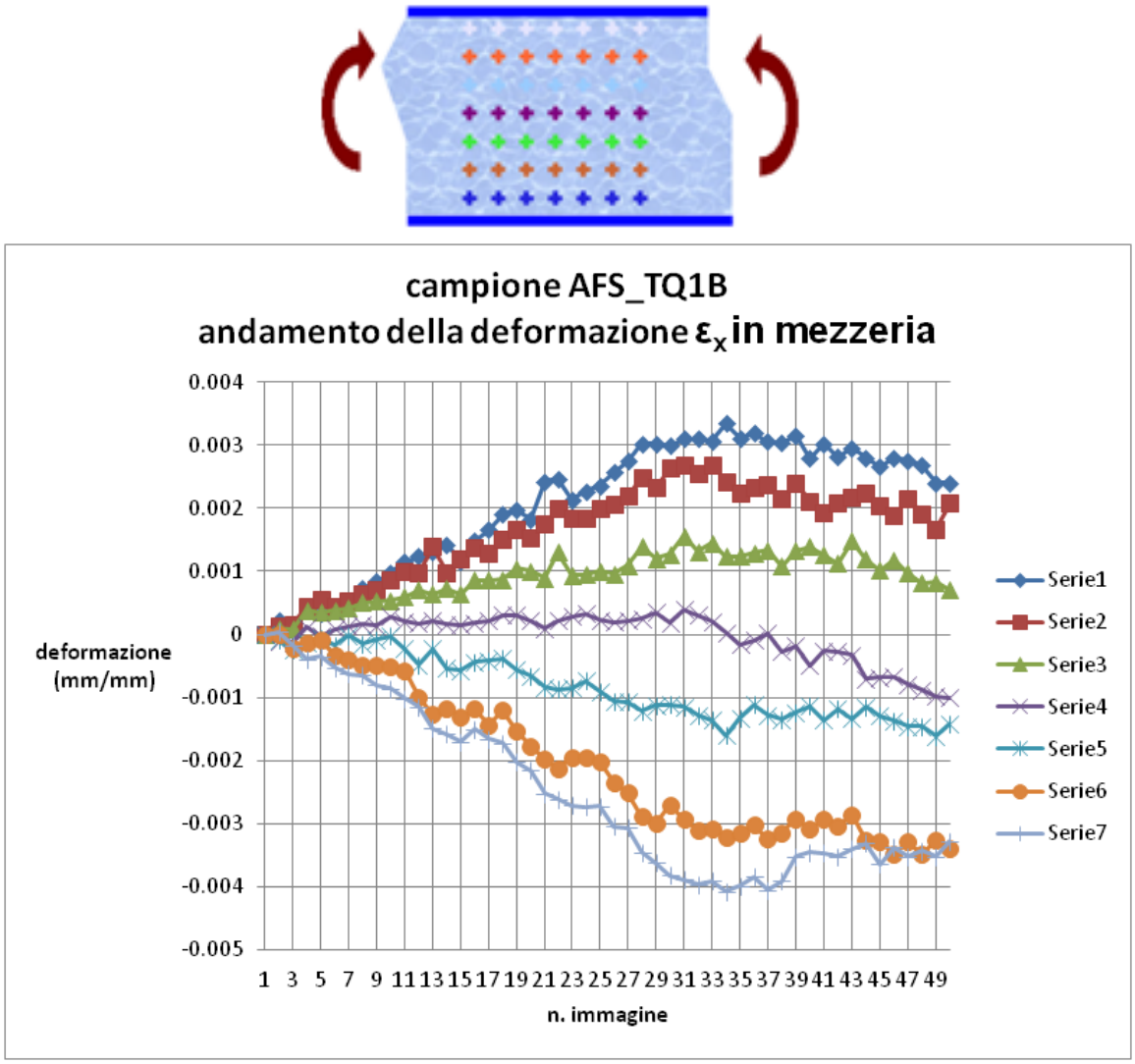


Figura 2-63: deformazione assiale

Si nota un andamento piuttosto regolare della deformazione, che cambia segno nelle vicinanze dell'asse neutro (serie 4) e cresce fino al carico massimo in cui si ha il cedimento del *core*, lateralmente (immagini 33-35): la deformazione, così come la curvatura, è proporzionale alla freccia imposta dal programma di carico, almeno fino al momento della rottura. Andando ad esaminare l'andamento di ε_x nello spessore, a due diversi livelli di carico, si nota un profilo più o meno lineare, con una leggera deviazione agli estremi: questa può essere dovuta ad una non perfetta collaborazione tra facce del pannello e *core* o a un effetto di bordo cioè un irrigidimento locale della schiuma nei pressi delle pelli [***24***].

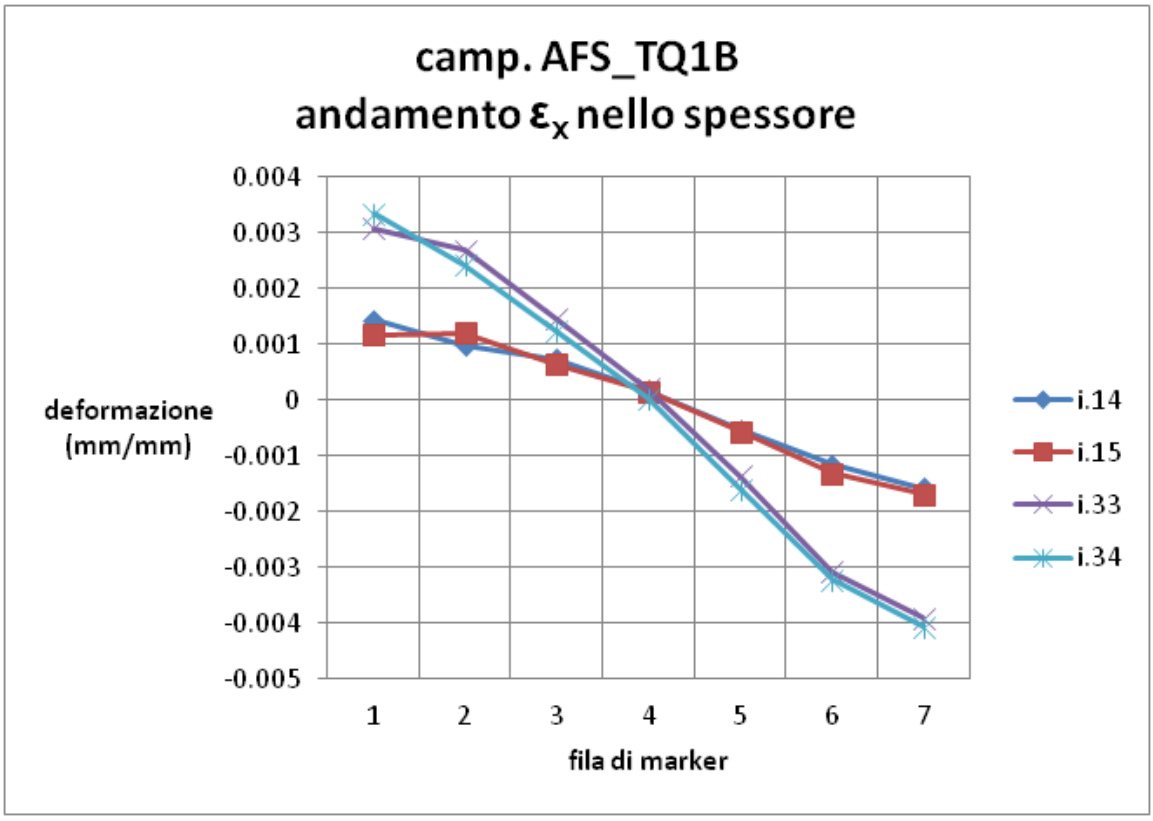


Figura 2-64: Profili di deformazione a due diversi livelli di carico

Per verificare la validità del rilievo di deformazione effettuato mediante l'analisi delle immagini, si è valutata la curvatura della regione centrale del campione AFS_TQ2B sulla base delle deflessioni. Dalla geometria di Figura 2-65

$$f_1 = R - R\cos\alpha$$

$$c = 2\,R\;sen\;\alpha$$

si ricava, per R grande

$$\frac{1}{R} = 8\frac{f_1}{c^2}$$

Il valore f_1 è la differenza tra l'abbassamento al centro e quello sotto i punzoni: il primo è letto dal sensore LVDT mentre l'altro è rilevato direttamente dalla macchina di prova (posizione traversa). La corrispondenza è abbastanza buona, in quanto la curvatura così calcolata è il 90% di quella valutata con DIC (coefficiente di correlazione R^2=1,00) (Figura 2-67). Il diagramma della flessione (Figura 2-66) è naturalmente simile a quello già presentato (Figura 2-62)

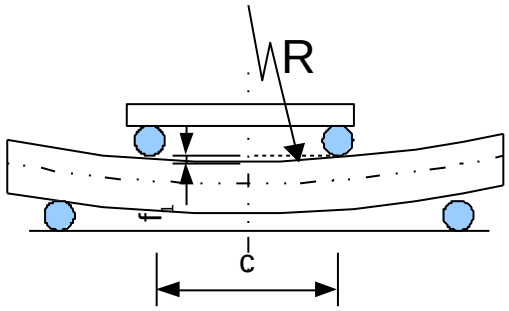


Figura 2-65: curvatura in mezzeria

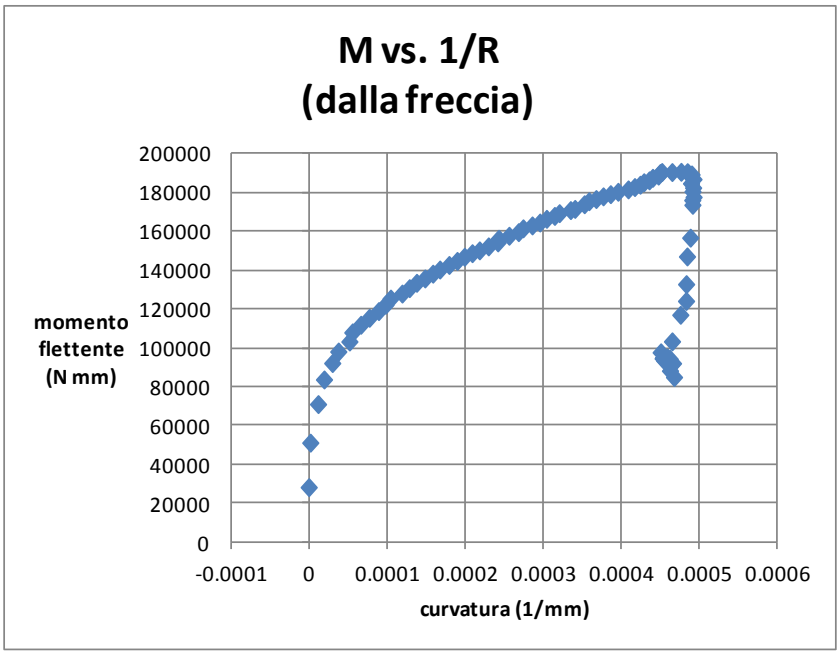


Figura 2-66: momento in funzione della curvatura in mezzeria (valutata dalla freccia) per AFS_TQ2B

Si conclude quindi che la tecnica DIC è efficace nel dare una valutazione media dello stato di deformazione, in una situazione particolare come la presente, in cui cioè si ha uno stato tensionale piuttosto regolare ma solo in media, in quanto il materiale (la schiuma) è estremamente disomogeneo.

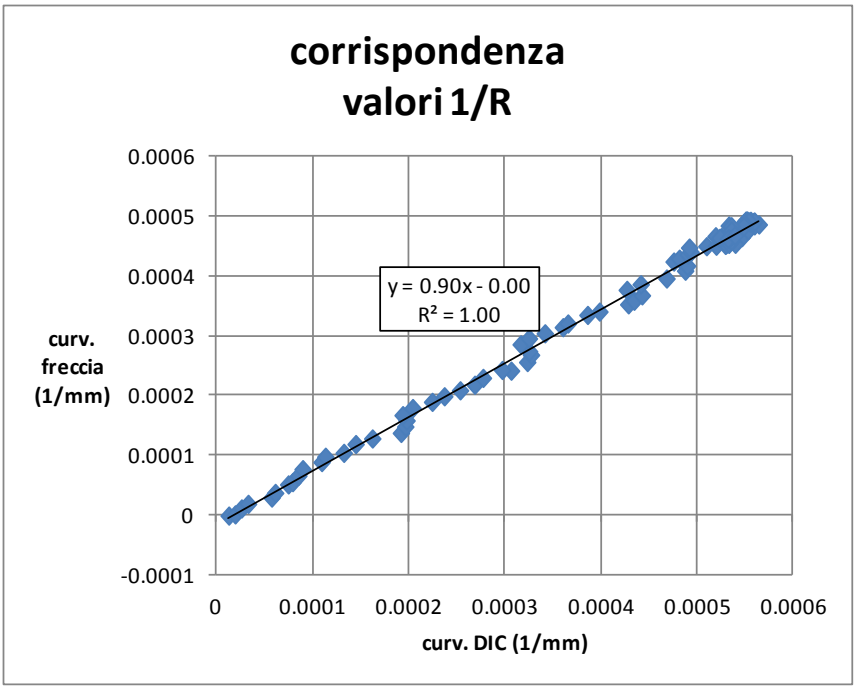


Figura 2-67:confronto tra le curvature calcolate nei due modi.

2.9 Conclusioni

Le analisi fatte in questo capitolo sono servite per conoscere più dettagliatamente le caratteristiche chimico/fisiche di questi materiali, e le loro potenzialità.

Gli esami radiografici sembrano quelli che meglio mostrano una certa disomogeneità [***35***] dei pannelli a dimostrazione che l'aspetto più critico e che deve essere ancora migliorato, è il controllo di tutti i parametri che entrano in gioco durante il processo di schiumatura del core (temperatura del forno [***36***], tempo di permanenza, velocità di raffreddamento, tipo di agente schiumante [***37***] [***38***] [***39***], metodo di raffreddamento, ecc. [***40***][***41***]).

Inoltre, visto che i pannelli AFS vengono utilizzati per applicazioni in cui si richiede essenzialmente una resistenza alla sollecitazione di flessione, possiamo concludere che la prova di flessione a quattro punti, è quella attraverso la quale è possibile ricavare l'indice prestazionale per la qualifica della saldatura dei pannelli AFS.

Facendo la media dei valori delle σ trovate nelle prove fatte (escludendo quella del campione TQ1, il cui lato maggiore è parallelo alla direzione di laminazione), si ottiene:

σ = 83.6 MPa, con una deviazione standard di 4 MPa.

Questo valor medio è il parametro di riferimento per la successiva caratterizzazione dei campioni saldati.

CAPITOLO 3.

Sviluppo del processo di saldatura EBW di pannelli Aluminum Foam Sandwich (AFS)

3.1 Saldabilità dei pannelli AFS

La giunzione tra due pannelli sandwich richiede che sia assicurata la trasmissione dei carichi flessionali, a taglio, a compressione e a trazione.

Il taglio in particolare richiederebbe il collegamento reciproco dell'interno del pannello (core) che è l'elemento atto alla trasmissione delle forze di perpendicolari al pannello (taglio).

Alla luce dello stato dell'arte([***42***] [***43***] [***3***] [***44***] [***45***]) sulla saldabilità dei pannelli sandwich AFS si rileva però che non è possibile realizzare un cordone di saldatura che interessi l'intera sezione del pannello in quanto la schiuma risulta non saldabile per fusione:

1. La presenza dei pori nella schiuma infatti determina un crollo del bagno di fusione e quindi l'impossibilità di realizzare un cordone continuo
2. La schiuma contiene al suo interno composti, come idruro di titanio (TiH_2) e carburo di silicio (SiC) che ostacolano il processo di saldatura.

Tale problematica si riscontra analogamente in altri tipi di sandwich come ad esempio gli "honeycomb" il cui interno è costituto da una struttura metallica a nido d'ape di estrema leggerezza e di fatto non saldabile con i procedimenti per fusione utilizzati per le pelli.

È comunque documentato l'uso della saldatura laser per il collegamento schiuma-lamiera ([***46***] [***11***]) ma con finalità diverse e prestazioni strutturali non adeguate alle necessità del presente lavoro.

Possiamo quindi affermare che la saldatura dei pannelli AFS può avvenire solo tra le "pelli", con una discontinuità nel "core" non eliminabile. Tale discontinuità è particolarmente "insidiosa" nella sollecitazione di taglio come si può riconoscere dallo schema seguente (Figura 3-1), in cui è applicata la sovrapposizione degli effetti (A=B+C)

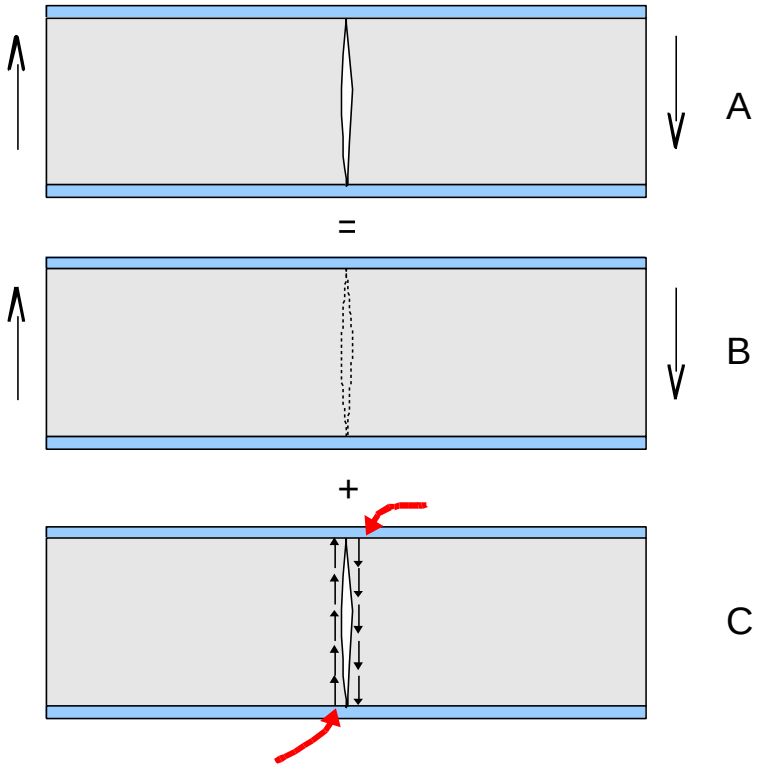


Figura 3-1: effetto della discontinuità del core in una sollecitazione di taglio

Lo stato tensionale elastico in A (pannello con *core* interrotto) è uguale a quello in B (*core* continuo) sommato a quello determinato da una distribuzione di tensioni tangenziali alle superfici libere (C) che danno luogo a concentrazione di sforzi: in particolare la schiuma tende a distaccarsi dalle pelli nelle zone evidenziate dalle frecce. (per garantire l'equilibrio dell'elemento è necessario anche applicare due momenti che non inducono però tensioni nella sezione mediana).

Analoga analisi, nella flessione è indicata dallo schema seguente(Figura 3-2): in questo caso l'effetto principale è il sovraccarico nelle pelli, come del resto è intuitivo, dal momento che viene a mancare il contributo, pur modesto, della schiuma, alla flessione.

Tuttavia, gli effetti negativi indotti dalla discontinuità possono in qualche modo essere ridotti mediante l'inserimento di inserti interni.

Inoltre, lo studio sulla saldatura è stato mirato anche alla definizione delle possibili configurazioni di transizione fra pannelli AFS e profilati estrusi che simulano la struttura principale in lega di alluminio entro cui essi possano essere integrati.

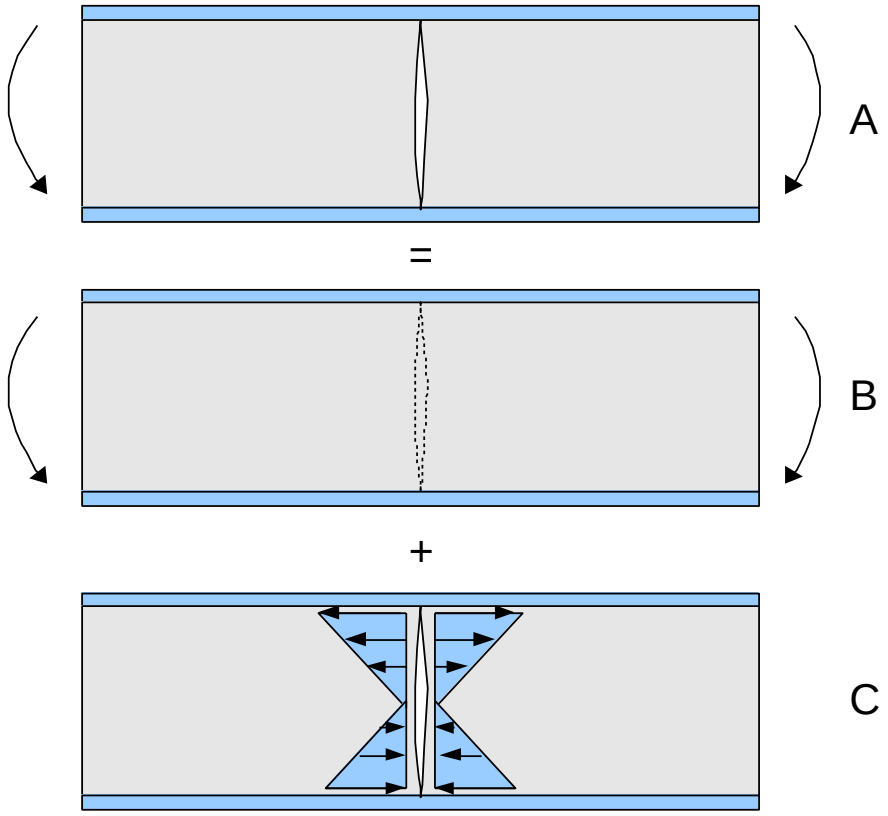


Figura 3-2: effetto della discontinuità del core in una sollecitazione di flessione

3.2 Analisi strutturale FEM delle possibili configurazioni dei giunti

Per valutare la criticità della saldatura dei pannelli sono state eseguite alcune analisi tensionali agli elementi finiti confrontando tra di loro diverse soluzioni costruttive per la realizzazione dei giunti di collegamento tra i pannelli. Le soluzioni previste sono le seguenti (Figura 3-3):

identificativo	Tipo di giunto
A	saldatura diretta delle pelli (2 cordoni testa a testa);
B	saldatura con inserto interno ad I (2 cordoni testa a testa con appoggio);
C	saldatura con pezzo di transizione rettangolare (4 cordoni testa a testa con appoggio);
D	saldatura con pezzo di transizione a X (4 cordoni testa a testa con appoggio);
E	saldatura con inserto esterno a doppia T (4 cordoni d'angolo).

Tabella 33-1: Tipologie di giunzione analizzate

In tutti i modelli si è ipotizzata la presenza di cordoni di saldatura molto stretti, dell'ordine di 2-3 millimetri, tipica delle tecnologie ad alta densità di energia (HDE). Il modello è stato realizzato con elementi piani quadrilateri a 8 nodi con l'opzione di integrazione ridotta. Il tipo di analisi è lineare e pertanto i materiali sono definiti solo dai rispettivi moduli elastici e coefficienti di Poisson.

In questo studio preliminare sono state prese in considerazione geometria, carichi e proprietà del materiale realistici ma non necessariamente coincidenti con i dati effettivi successivamente utilizzati nella sperimentazione, poiché lo scopo è quello di operare un confronto a parità di condizioni al contorno.

Il pannello scelto ha spessore delle pelli 2 mm e del core 28 mm; le dimensioni scelte rientrano tra quelle disponibili commercialmente. I modelli simulano l'unione di due pannelli con dimensione complessiva 100 mm; sfruttando la simmetria il modello è ridotto a metà. Il modello simula convenzionalmente il comportamento di un pannello di profondità unitaria (1 mm)

I materiali sono:

- pelli, inserti: lega di Al, E=70000 MPa, ν=0,3;
- core: schiuma di Al, E=5000 MPa, ν=0,3.

Per ognuno dei dettagli simulati sono state applicate due condizioni di carico:

- flessione (Figura 3-4): le pelli sono caricate ad una estremità con due trazioni di 100 N/mm^2 (momento 6000 Nmm). Nell'altra estremità è applicato un vincolo di simmetria.
- flessione e taglio (Figura 3-5): in aggiunta al carico precedente è applicato uno sforzo tangenziale di 3,75 N/mm^2 che dà luogo, nel vincolo, a un momento opposto; pertanto la zona di saldatura è principalmente interessata da taglio. Il vincolo è di anti-simmetria.

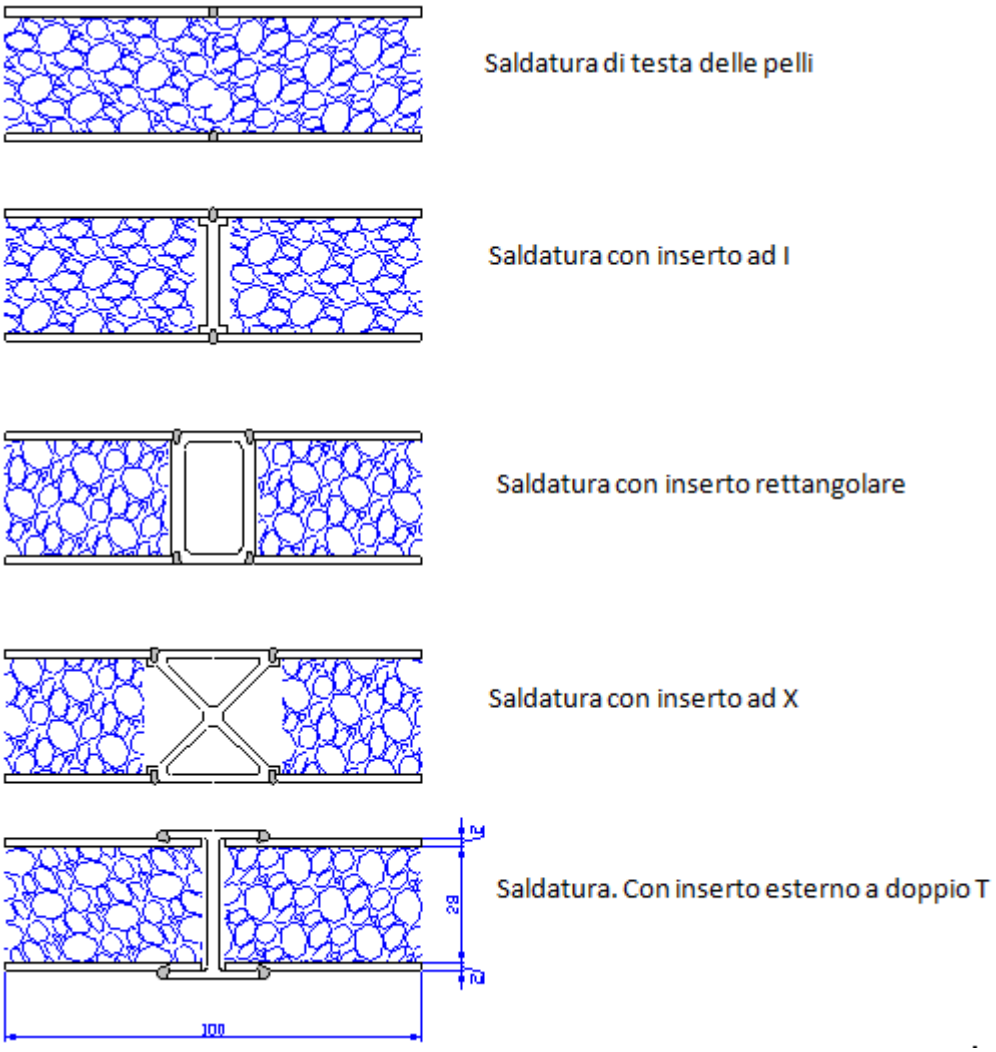


Figura 3-3: tipologie di giunto analizzate

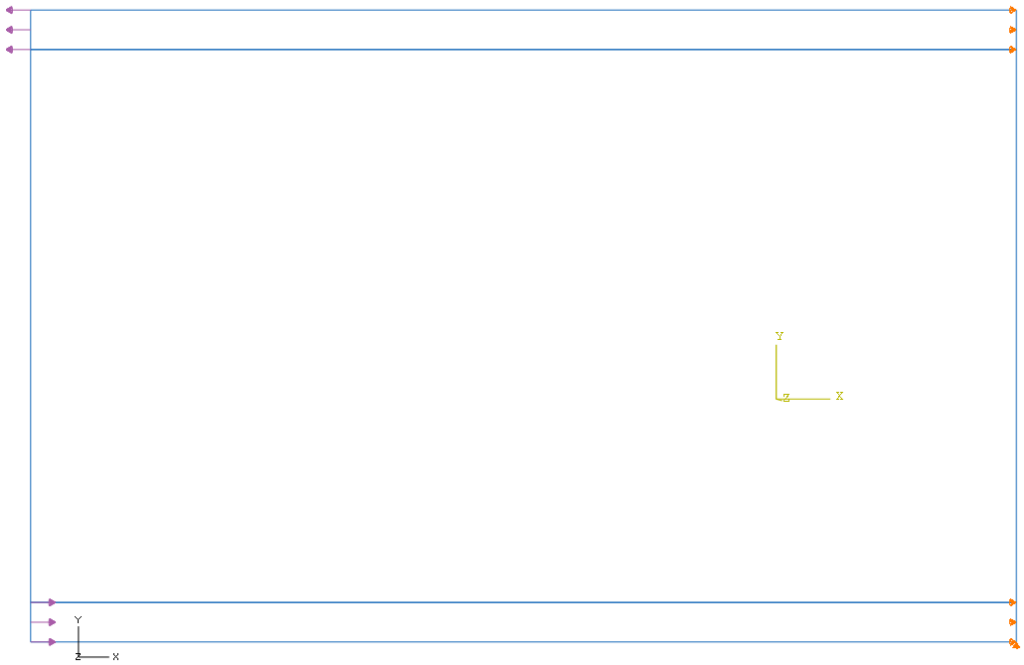


Figura 3-4: schema di carico a flessione

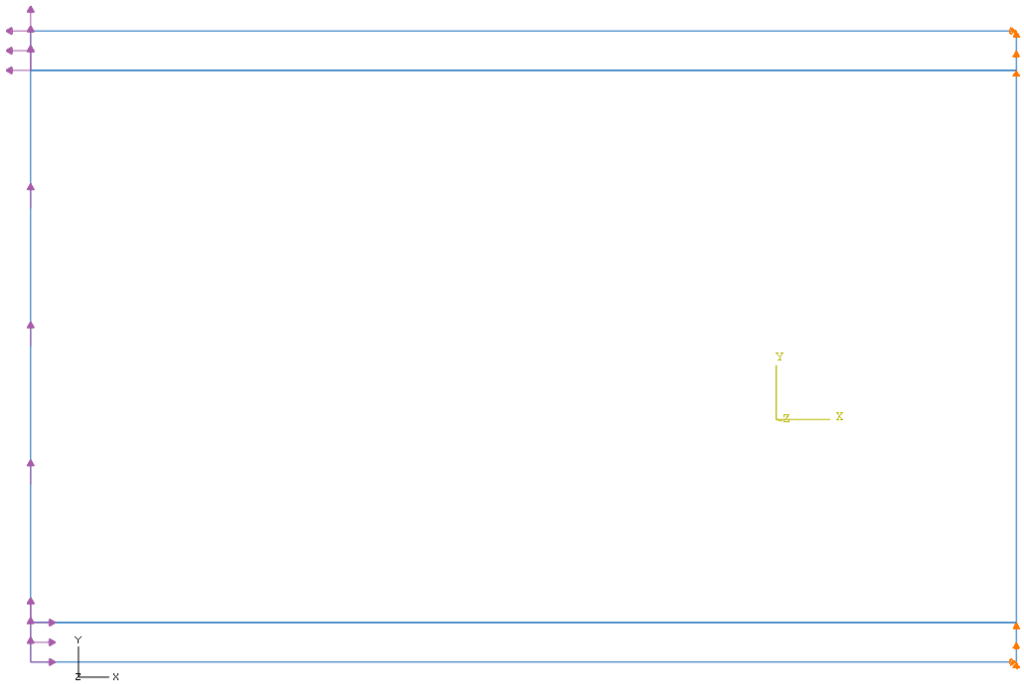


Figura 3-5: schema di carico a taglio

Di seguito sono riportati alcuni grafici (da Figura 3-6 a Figura 3-15) che mostrano la deformata e l'andamento della tensione equivalente nei vari dettagli, nelle due condizioni

di carico scelte: la scala di rappresentazione della σ_{eq} è tale che le zone con valori maggiori di 100 MPa sono indicate in grigio, consentendo una valutazione visiva della posizione e dimensione delle parti sovra-sollecitate.

Nella configurazione in cui si saldano solo le pelli del pannello si può vedere, dalla Figura 3-6 (tensioni equivalenti dalla sollecitazione di flessione), come la distribuzione delle tensioni, prima diminuisce distribuendosi su tutta la sezione (in questo partecipa parzialmente anche il core in schiuma metallica), poi aumenta di nuovo fino alla saldatura sulla pelle, creando un punto critico. Dall'analisi invece delle tensioni equivalenti dovute alla sollecitazione di taglio, Figura 3-7, si vede come in corrispondenza della saldatura (lato destro della figura) si hanno due effetti sovrapposti, uno di sovraccarico delle lamiere che devono trasmettere al vincolo tutto il taglio applicato (120 N) e l'altro del core in cui si creano due zone a sforzo relativamente alto. Ispezionando i diagrammi della σy si riscontra l'esistenza di sforzi di trazione al confine tra core e pelle nell'angolo a destra in basso che vanno approfonditi per eventuale pericolo di distacco core-pelle.

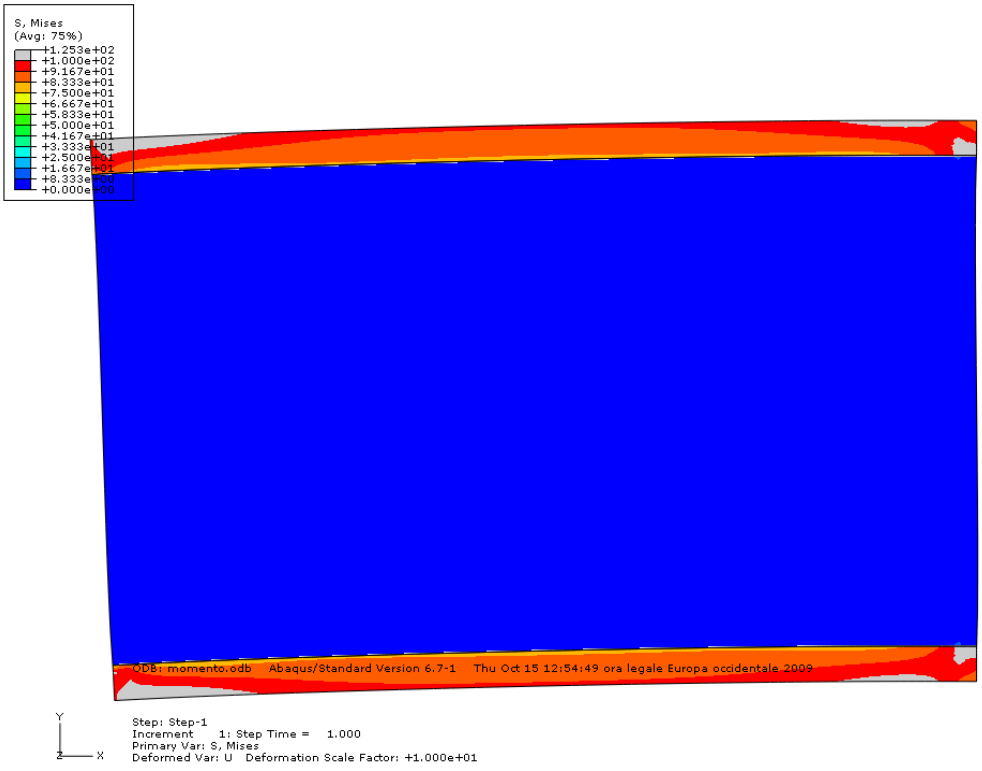


Figura 3-6: saldatura delle pelli, tensione equivalente nella sollecitazione di flessione

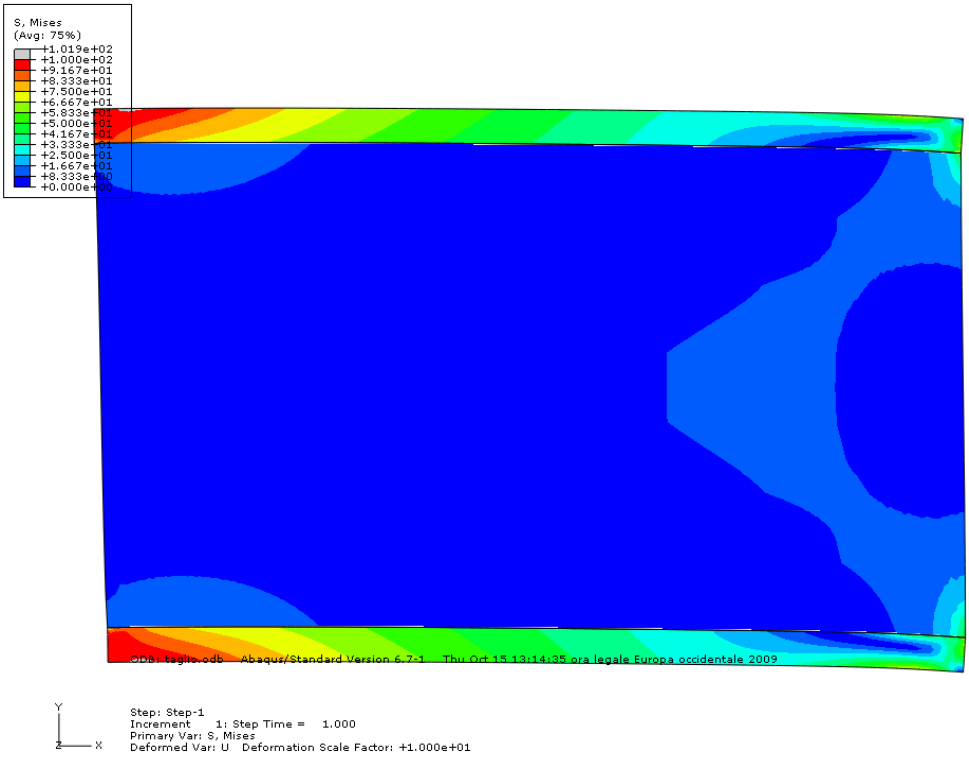


Figura 3-7: saldatura delle pelli, tensione equivalente nella sollecitazione di taglio

Confrontando il giunto A con i giunti B e C (Tabella 33-1) si evince che a flessione il pannello si comporta più o meno nella medesima maniera, le cose invece cambiano molto quando i pannelli sono sollecitati a taglio. Infatti nelle soluzioni B e C si ha un effetto negativo in seguito alla deformabilità dell'inserto che a sua volta è sottoposto a sollecitazioni eccessive.

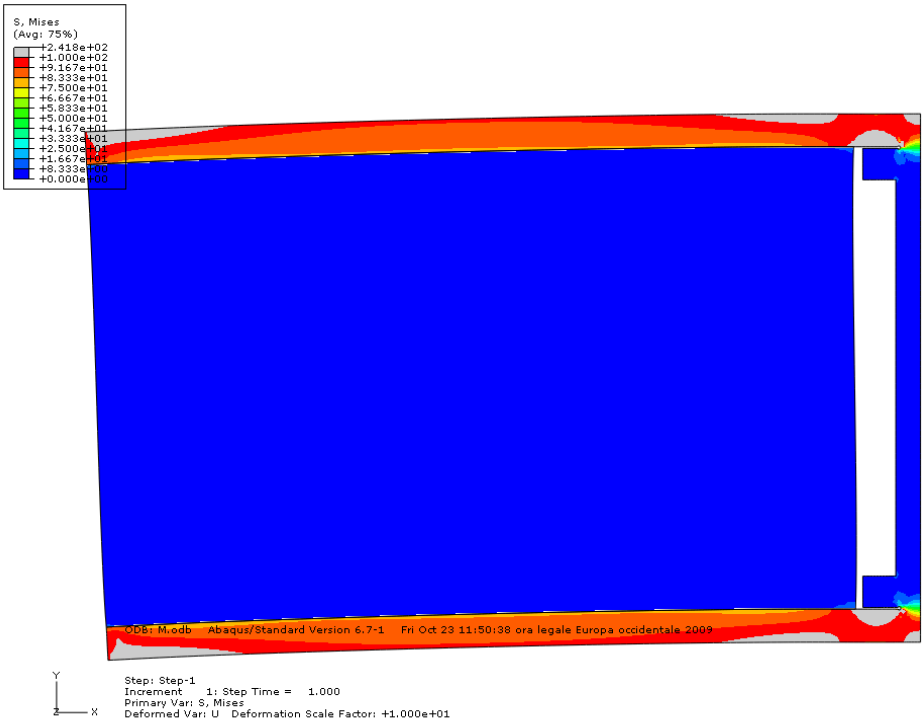


Figura 3-8: saldatura con inserto ad I, tensione equivalente nella sollecitazione a flessione

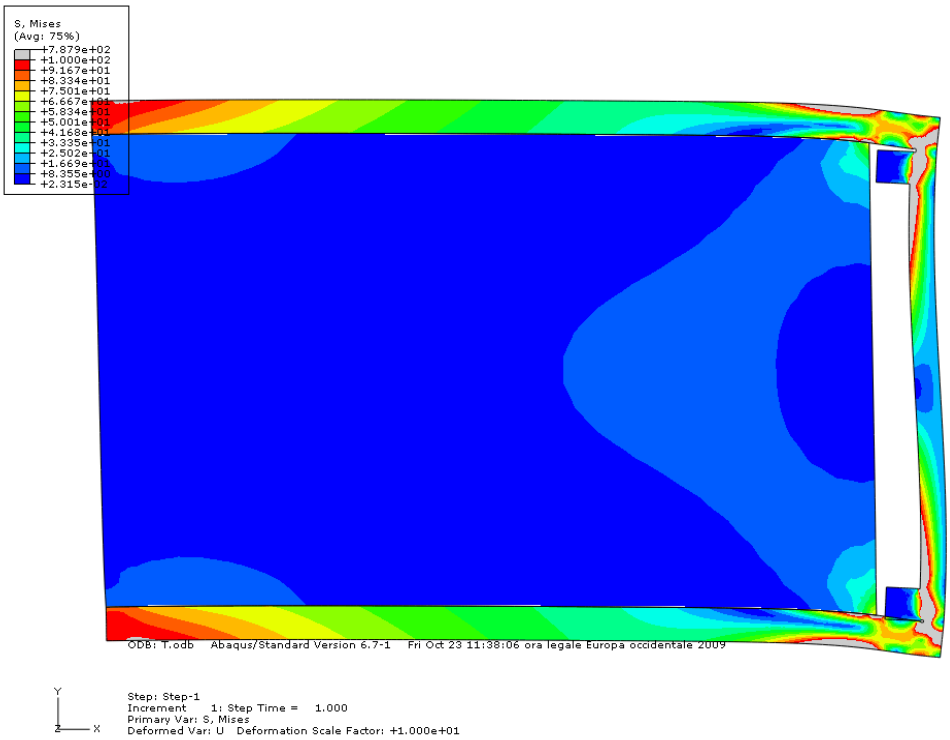


Figura 3-9: saldatura con inserto ad I, tensione equivalente nella sollecitazione di taglio

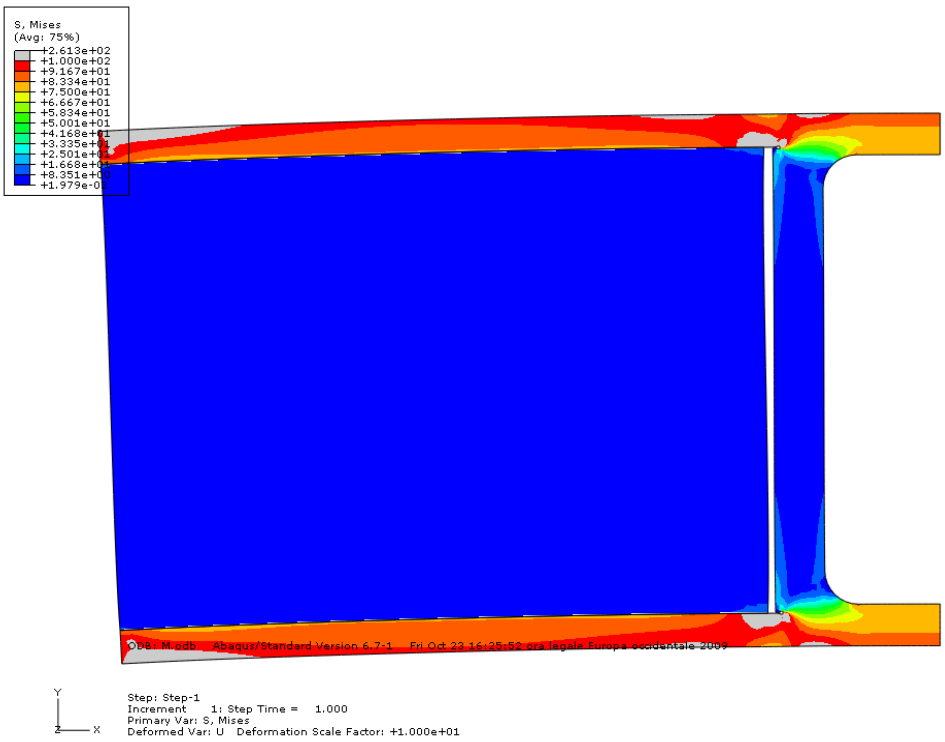


Figura 3-10: saldatura con inserto rettangolare, tensione equivalente nella sollecitazione di flessione

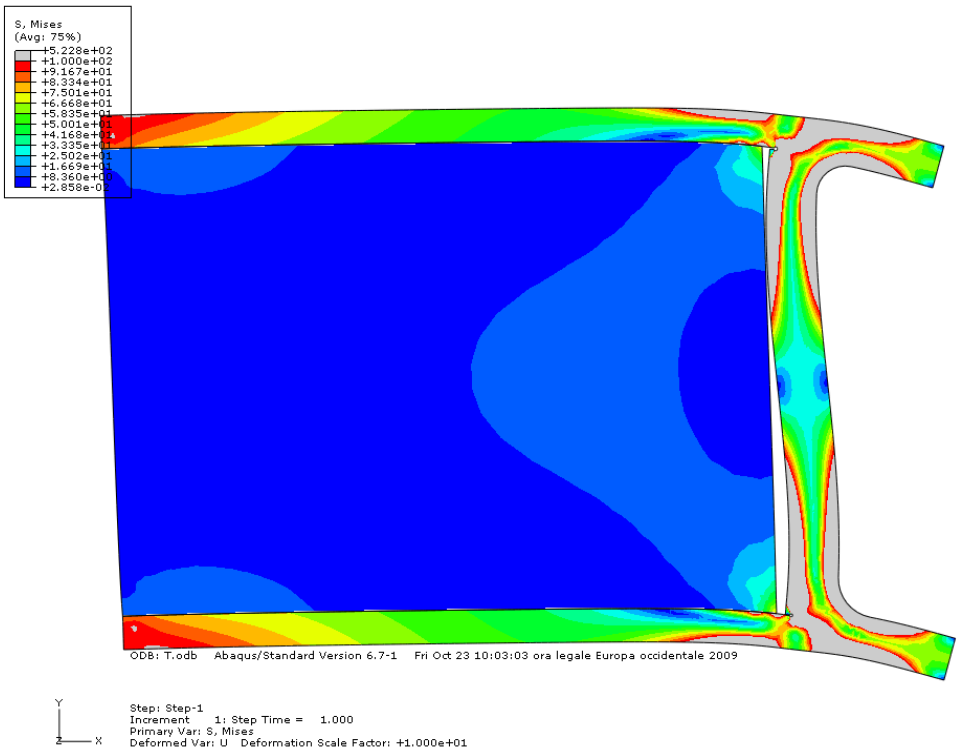


Figura 3-11: saldatura con inserto rettangolare, tensione equivalente nella sollecitazione di taglio

La soluzione D, con inserto ad X (Figura 3-12, Figura 3-13), sembra essere la migliore dal punto di vista delle tensioni in entrambe le sollecitazioni considerate. Infatti nella sollecitazione di flessione l'andamento delle tensioni risulta essere abbastanza regolare, mentre nella sollecitazione di taglio le forze si scaricano facilmente lungo le diagonali dell'inserto stesso (il ramo superiore risulta teso e quello inferiore compresso, entrambi con una sollecitazione di circa 80 N). bisogna comunque prestare una particolare attenzione al cordone di saldatura, in corrispondenza dell'interfaccia pelle-inserto, poiché il sovraccarico esistente può essere causa di un innesco di frattura.

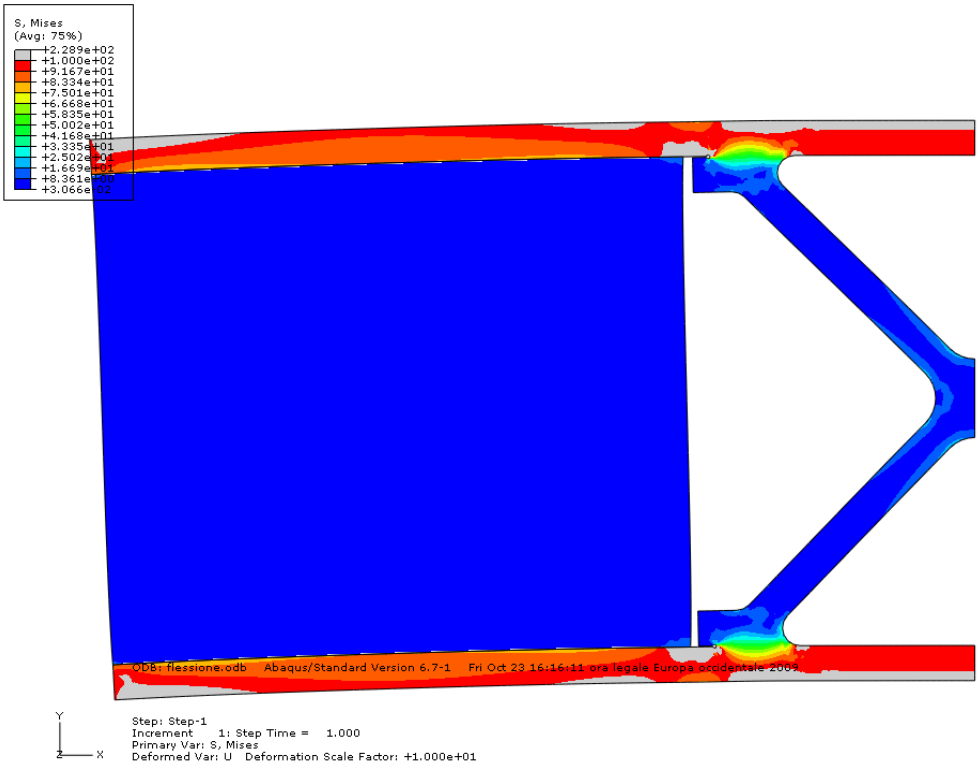


Figura 3-12: saldatura con inserto a X, tensione equivalente nella sollecitazione di flessione

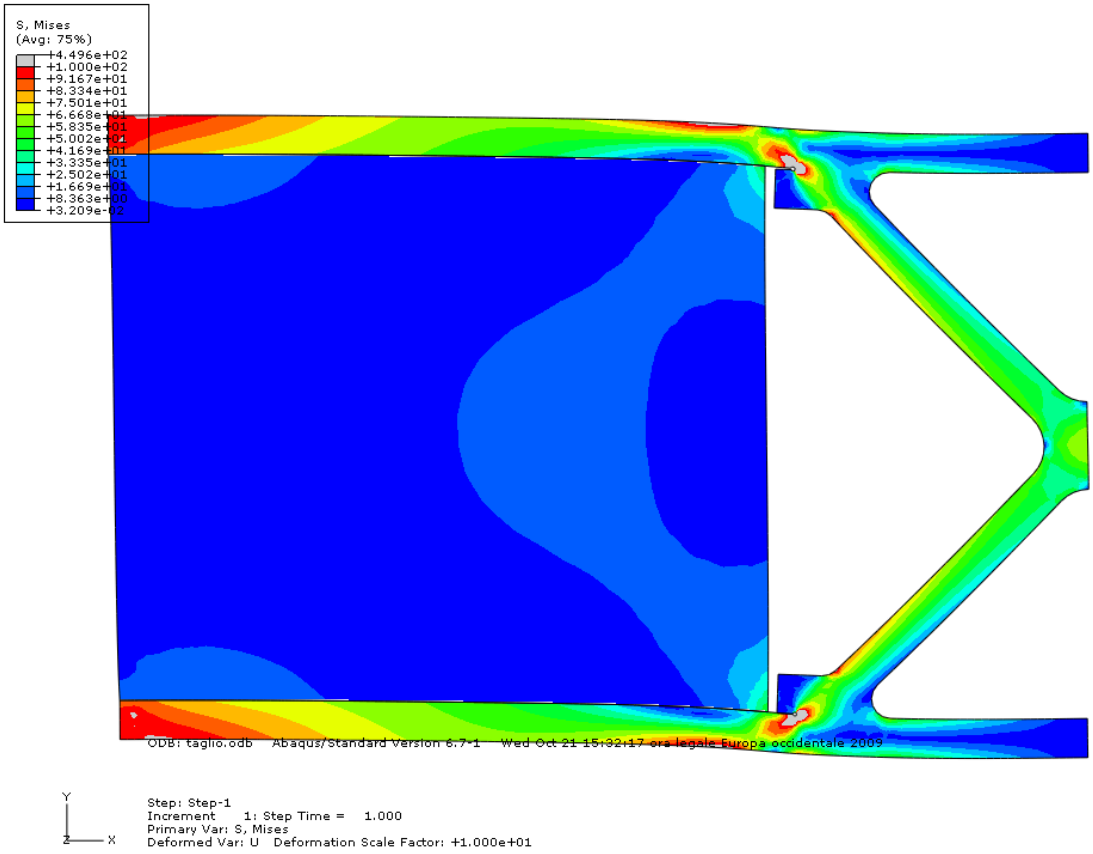


Figura 3-13: saldatura con inserto a X, tensione equivalente nella sollecitazione di taglio

Nell'ultimo caso analizzato (giunto E, Figura 3-14 e Figura 3-15) il diagramma relativo alla sollecitazione di flessione mostra un notevole peggioramento rispetto alle altre soluzioni, sicuramente dovuto alla deviazione delle linee di tensione, dalle pelli alle ali dell'inserto, che causano un incremento di sollecitazione proprio in corrispondenza del cordone di saldatura. Dall'analisi della distribuzione delle tensioni σ_y dovute al taglio, si nota invece (Figura 3-16) un miglioramento dovuto alla mancanza della sollecitazione di distacco tra il core e le pelli.

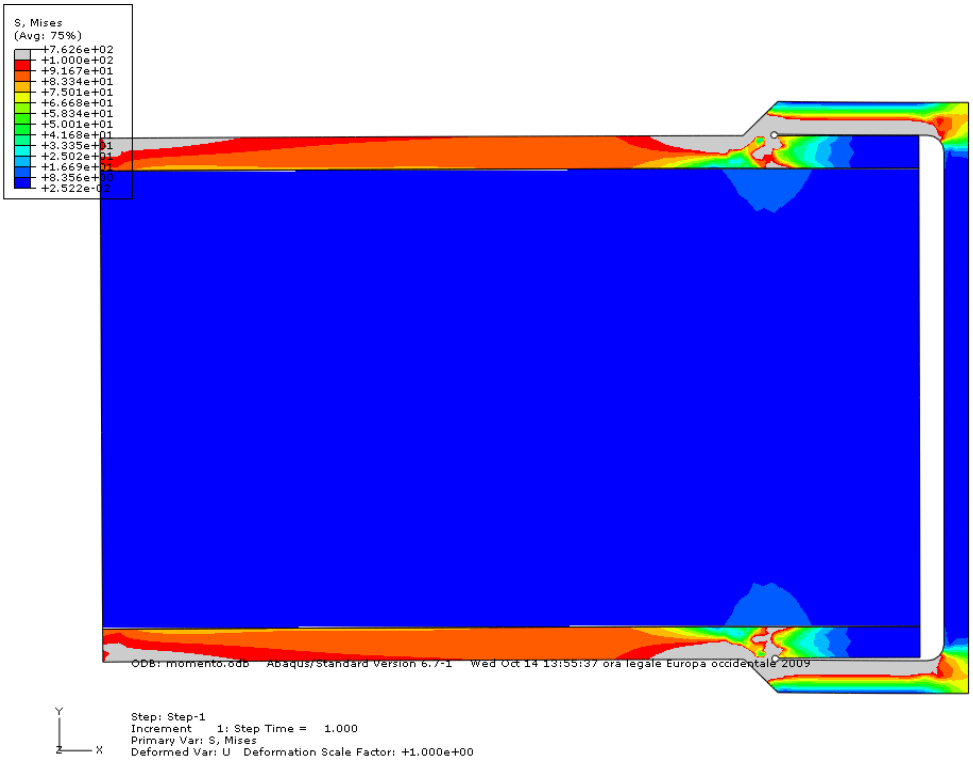


Figura 3-14: saldatura con inserto esterno a T, tensione equivalente nella sollecitazione di flessione

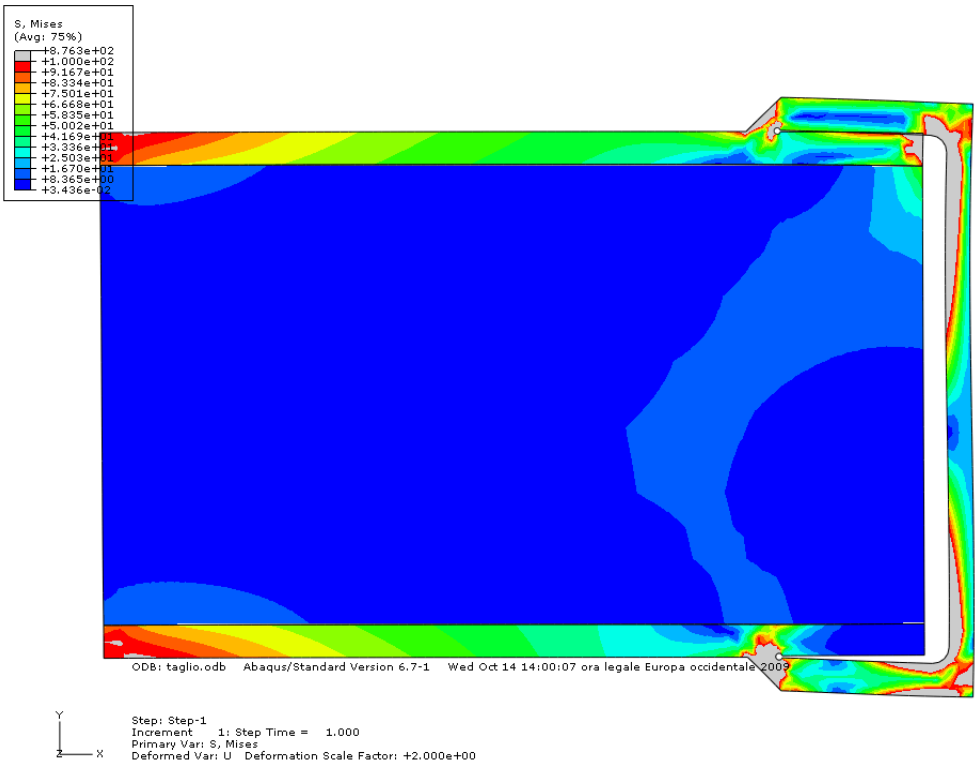


Figura 3-15: saldatura con inserto esterno a T, tensione equivalente nella sollecitazione di taglio

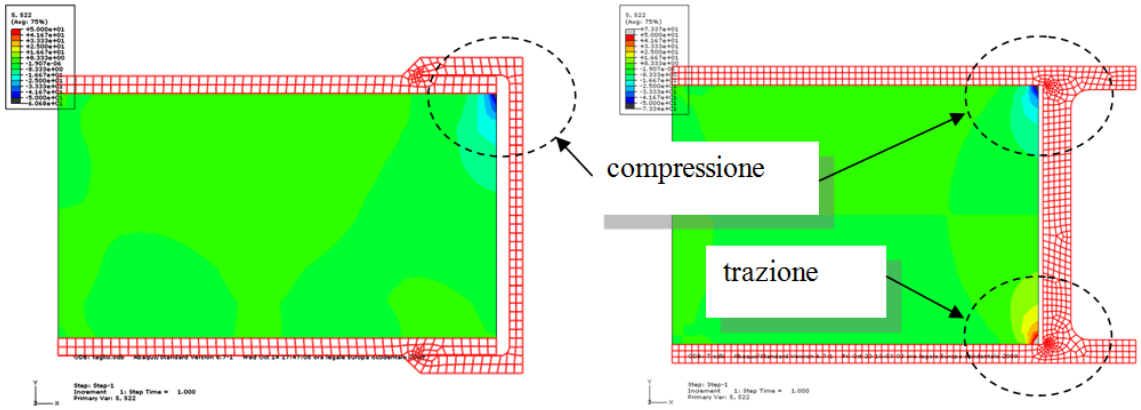


Figura 3-16: sollecitazione di taglio, confronto andamento σ_y nel core con i giunti tipo E e tipo C

Concludendo possiamo affermare che da un punto di vista della resistenza alle sollecitazioni di taglio e flessione la soluzione con l'inserto ad X sembra la migliore, mentre da un punto di vista tecnologico di fattibilità e realizzazione del giunto, la soluzione migliore sembrerebbe quella con inserto esterno a doppia T. La soluzione che dà maggiori garanzie dal punto di vista delle sollecitazioni e allo stesso tempo presenta vantaggi tecnologici di facilità di esecuzione è quella con inserto ad "I".

3.3 Saldatura EBW delle leghe di alluminio

I processi di saldatura inducono irrimediabilmente deformazioni nei componenti saldati a causa dei fenomeni di ricalcamento della zona fusa (ZF) e del materiale limitrofo. Il livello di deformazione è direttamente correlato alle proprietà fisiche del materiale ed all'apporto termico. Quest'ultimo è inversamente proporzionale alla densità di energia che la sorgente termica è in grado di erogare (concentrazione di energia).

Per grandi manufatti è l'abilità del saldatore, associata ad una corretta progettazione del giunto (preparazioni ad X, Narrow Gap etc.), che permette di mitigare e/o compensare le deformazioni indotte durante i processi di saldatura con tecnologie tradizionali (GMAW, SMAW e GTAW).

Su elementi speciali come possono essere considerati i pannelli AFS, solamente il ricorso a tecnologie di saldatura speciali permette di realizzare manufatti entro limiti desiderati di deformazione con enormi vantaggi in termini di rifusione dei tempi e costi per

raddrizzamento, stuccatura e verniciatura. Le tecnologie ad alta concentrazione di energia permettono di realizzare profondità di saldatura elevate con basso apporto termico e ridotta ampiezza della ZF . I principali procedimenti di saldatura ad energia concentrata, detti anche key-hole, sono di seguito riportati in ordine di densità di potenza erogabile: Electron Beam Welding, Laser beam Welding e Plasma Arc Welding. Usualmente tecnologie di questo tipo vengono utilizzate per la produzione di grandi serie dove il procedimento, opportunamente calibrato, permette di realizzare il prodotto finito senza la necessità di ulteriori lavorazioni [***47***]. L'applicazione di questa tecnologia alla saldatura di pannelli AFS e di questi con estrusi di alluminio per il collegamento a main frame primari di grandi vettori leggeri per il trasporto collettivo come possono essere, Treni, Bus, Navi sono legati alla elevata qualità di giunzione realizzabile sulle leghe di alluminio che permettono di definire un benchmark di riferimento per le altre tecnologie di saldatura per fusione.

3.4 SET Up e test di saldatura EBW

L'obiettivo finale è la definizione dei parametri di saldatura ottimali per giunzioni di testa, senza e con inserti, di pannelli ASF con pelli di spessore 2 mm. La saldatura con tecniche tradizionali usualmente prevede l'esecuzione di fillet joint interessanti solo parzialmente lo spessore delle pelli. Tuttavia, se da un lato l'impiego di tecniche con materiale d'apporto permette di realizzare comunque giunzioni continue con sezione resistente desiderata ed eventualmente superiore allo spessore stesso delle pelli, dall'altra realizza punti di intensificazione delle tensioni il cui comportamento a fatica sarà certamente pregiudicato.

Lo studio mira quindi a realizzare una giunzione continua di testa che permetta una più diretta distribuzione delle linee di forza e riduca il fattore di intensificazione delle tensioni. L'impiego di inserti che garantiscono il contemporaneo collegamento trasversale fra le pelli nella zona di saldatura permette la trasmissione degli sforzi di taglio fra le due pelli nella zona in cui la schiuma è interrotta. Considerato il costo di pannelli AFS per i primi piani sperimentali BoP sono state utilizzate lamiere in AA6060 spessore 2mm.

In prima analisi sono state esaminate le caratteristiche principali del cordone tralasciando i difetti che potranno essere più correttamente analizzati nelle reali configurazioni di saldatura.

Sulla scorta delle informazioni fornite dalle analisi agli elementi finiti sopra descritte (paragrafo 3.2) sono stati scelti i seguenti tipi di giunzione:

- BUTT Joint Pelle – Pelle senza sostegno;
- BUTT Joint Pelle- inserto– Pelle :
  1. Inserto a I
  2. Inserto Quadro

3.4.1 Impianto utilizzato

L'impianto utilizzato per l'esecuzione delle saldature è situato nel centro ricerche ENEA Casaccia di Roma ed è costituito dai seguenti componenti:

- Un cannone ad elettroni (Techmeta), modello CT4 con potenza massima di 50 kW e tensione massima d'accelerazione di 80 kV. Il funzionamento è in triodo a riscaldamento indiretto e condizioni di funzionamento sotto vuoto $10^{-5} \div 10^{-6}$ mbar. Il cannone è posizionato su un sistema di movimentazione che consente una traslazione (sull'asse Y) di 450 mm con velocità regolabili da 0.1 a 4 m/min.
- Una camera di saldatura di 1.3 m^3 (dimensioni interne: lunghezza 1300 mm; larghezza 1000 mm; altezza 1000 mm) contenente il sistema di posizionamento e traslazione (sull'asse X) dei pezzi da saldare. La corsa utile della tavola porta-pezzi è 580 mm, con la possibilità di regolare la velocità da 0.1 a 4 m/min. Il vuoto nella camera durante la saldatura è di $10^{-3} \div 10^{-4}$ mbar ed il gruppo di pompaggio permette il suo raggiungimento in circa 3 minuti.
- Due bobine di focalizzazione del fascio alimentate e comandate elettronicamente da un generatore a c.c. regolabile da "0" a "5 A".
- Quattro bobine che consentono di deflettere la traiettoria del fascio nelle direzioni "X" e "Y" singole o combinate, con una frequenza massima di 2000 Hz e forme d'onda differenti che permettono di muovere il fascio in modo circonferenziale, quadrangolare etc.
- Sistema CNC che controlla oltre ai parametri di saldatura la movimentazione degli assi X, Y e α (mandrino rotante).

- Sistema di acquisizione dati che permette di registrare i principali parametri di processo.

In Figura 3-17 è mostrato lo schema dell'impianto di saldatura.

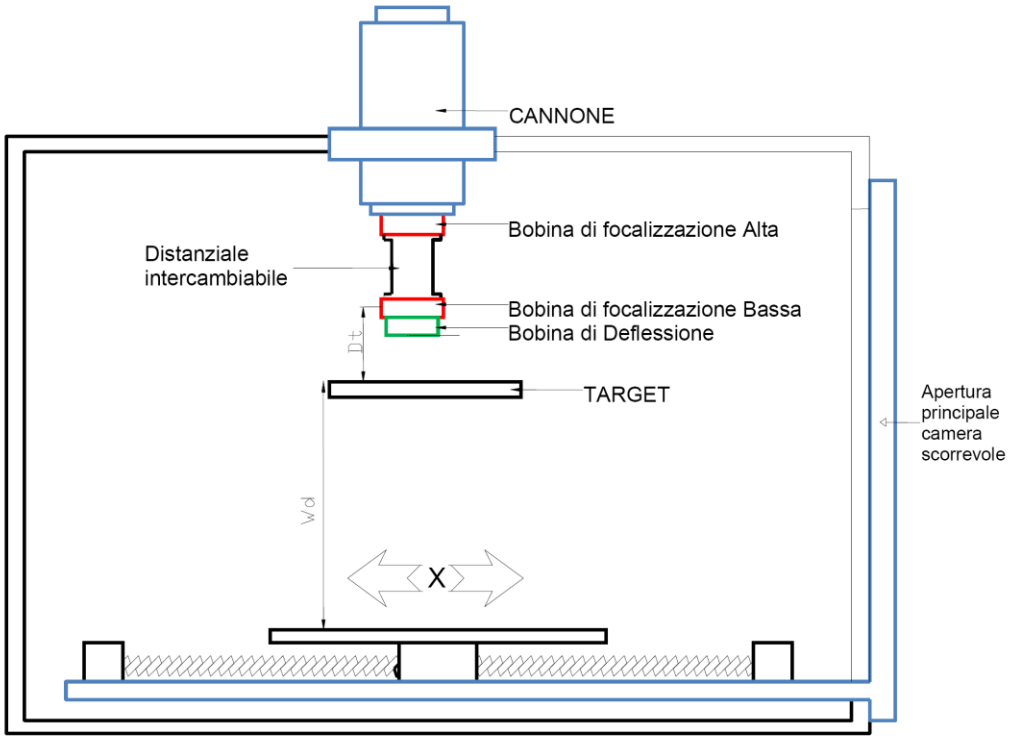


Figura 3-17: schema dell'impianto di saldatura utilizzato

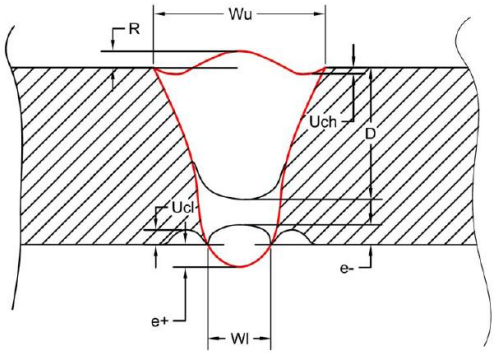
3.5 Analisi DoE dei principali parametri di saldatura EBW

Come anticipato considerato l'elevato costo dei pannelli AFS, le prove preliminari sull'influenza dei parametri di saldatura sono state effettuate con più economiche prove "Bead on Plate" (BoP) ovvero di rifusione su materiale surrogato quali le lamiere della più comune lega AA6060.

I principali parametri di saldatura investigati sono stati:

- Focalizzazione (f),
- deflessione (d),
- corrente di saldatura (Is)
- velocità di saldatura (Vs)

I parametri di risposta presi in considerazioene e rappresentativi della forma e quindi della qualità del cordone di saldatura, come definito dalla UNI EN ISO 13919, sono sintetizzati dalla Figura 3-18, e sono statai utilizzati sia nell'analisi delle saldature EBW sia delle saldature laser.



Wu: larghezza al dritto
Wl larghezza a rovescio
R: sovrametallo
D: profondità di penetrazione
Ucl: incisioni alla radice
Uch ; incisioni al dritto
e+: eccesso di penetrazione
e-: concavità alla radice

Figura 3-18:Parametri di risposta della forma e qualità del cordone di saldatura

Sono stati realizzati due distinti piani sperimentali a velocità differenti V1 e V2 sulla base dell'esperienza. La Figura 3-19 sintetizza i due piani sperimentali realizzati.

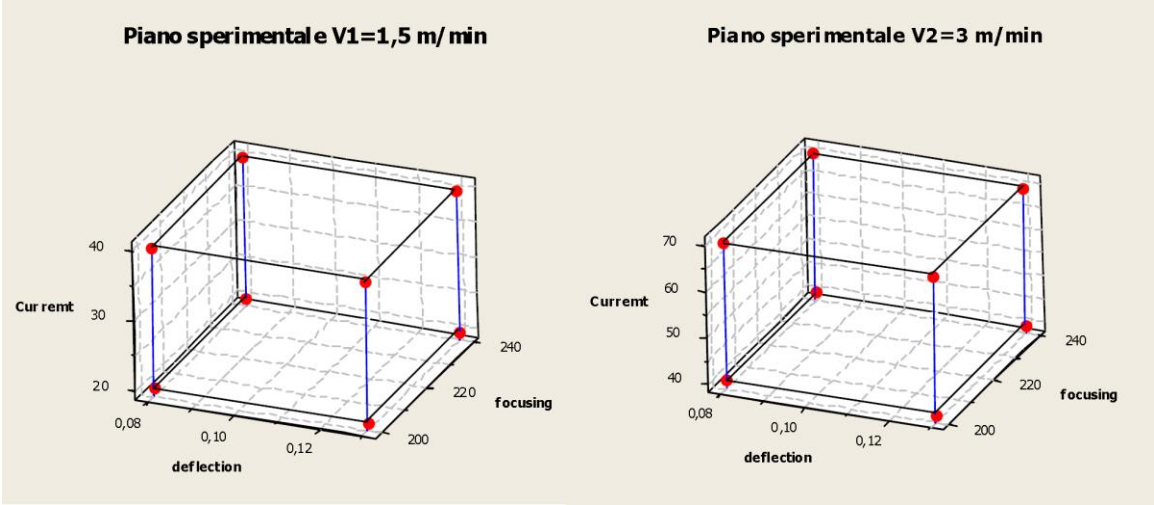


Figura 3-19: Piani sperimentali tre fattori due livelli realizzati a due differenti velocità di saldatura.

I test sono stati condotti effettuando due repliche per ciascun esperimento. Alla velocità V1= 1500 mm/min non si sono evidenziate particolari problematiche mentre alla velocità V2= 3000 mm/min in alcuni casi si è osservato il fenomeno della criccatura a caldo per cui i dati inseriti per l'elaborazione sono stati mediati. Le tabelle seguenti riportano i principali parametri geometrici di risposta analizzati per i due piani sperimentali.

L'analisi DoE (Design of Experiments) [***48***] del primo piano sperimentale indica una maggior influenza di focalizzazione e corrente sulla penetrazione (Figura 3-20 Figura 3-21) rispetto alla deflessione che ha un andamento inatteso in quanto in media induce un aumento di penetrazione con l'aumento della stessa ovvero con una riduzione della densità di energia in quanto il valore più ampio della deflessione distribuisce il fascio su una maggiore superficie.

Per il piano sperimentale a velocità V2 l'analisi DoE sulla penetrazione non permette di ottenere linee di tendenza indicative in quanto in tutte le prove si raggiunge la piena penetrazione ovvero D=2mm.

ID	Current	focusing	deflection	Deph [D]	Wu	Wl
X1	20	200	0.08	1.05	2.58	0
X2	40	200	0.08	2	1.5	1.2
X3	20	240	0.08	1.9	2.78	0
X4	40	240	0.08	2	3.03	2.03
X5	20	200	0.13	1.32	2.66	0
X6	40	200	0.13	2	2	1.12
X7	20	240	0.13	1.96	2.42	0
X8	40	240	0.13	2	2.43	1.67
X9	20	200	0.08	1.43	2.51	0
X10	40	200	0.08	2	1.54	1.22
X11	20	240	0.08	1.63	2.32	0
X12	40	240	0.08	2	3	2
X13	20	200	0.13	1.45	2.56	0
X14	40	200	0.13	2	2.15	1.3
X15	20	240	0.13	1.98	2.5	0
X16	40	240	0.13	2	2.12	1.4

Tabella 3-2: BoP effettuati a V1= 1500mm/min

ID	Current	focusing	deflection	Deph [D]	Wu	Wl
k1	40	200	0.08	2	1.87	1.5
k2	70	200	0.08	2	1,9	1.44
k3	40	240	0.08	2	2	1.25
k4	70	240	0.08	2	2,17	1.53
k5	40	200	0.13	2	1,99	1.01
k6	70	200	0.13	2	1,80	1.12
k7	40	240	0.13	2	2,32	1.89
k8	70	240	0.13	tagliata		
k9	70	200	0.08	2	2	1.5
k10	40	200	0.08	2	1.97	1.31
k11	70	240	0.08	2	2.4	2.1
k12	40	240	0.08	2	2.05	1.22
k13	70	200	0.13	2	1.96	1.1
k14	40	200	0.13	2	1.97	1.31
k15	70	240	0.13	tagliata		
k16	40	240	0.13	2	2.3	1.8

Tabella 3-3: test BoP effettuati a V2= 3000 mm/min

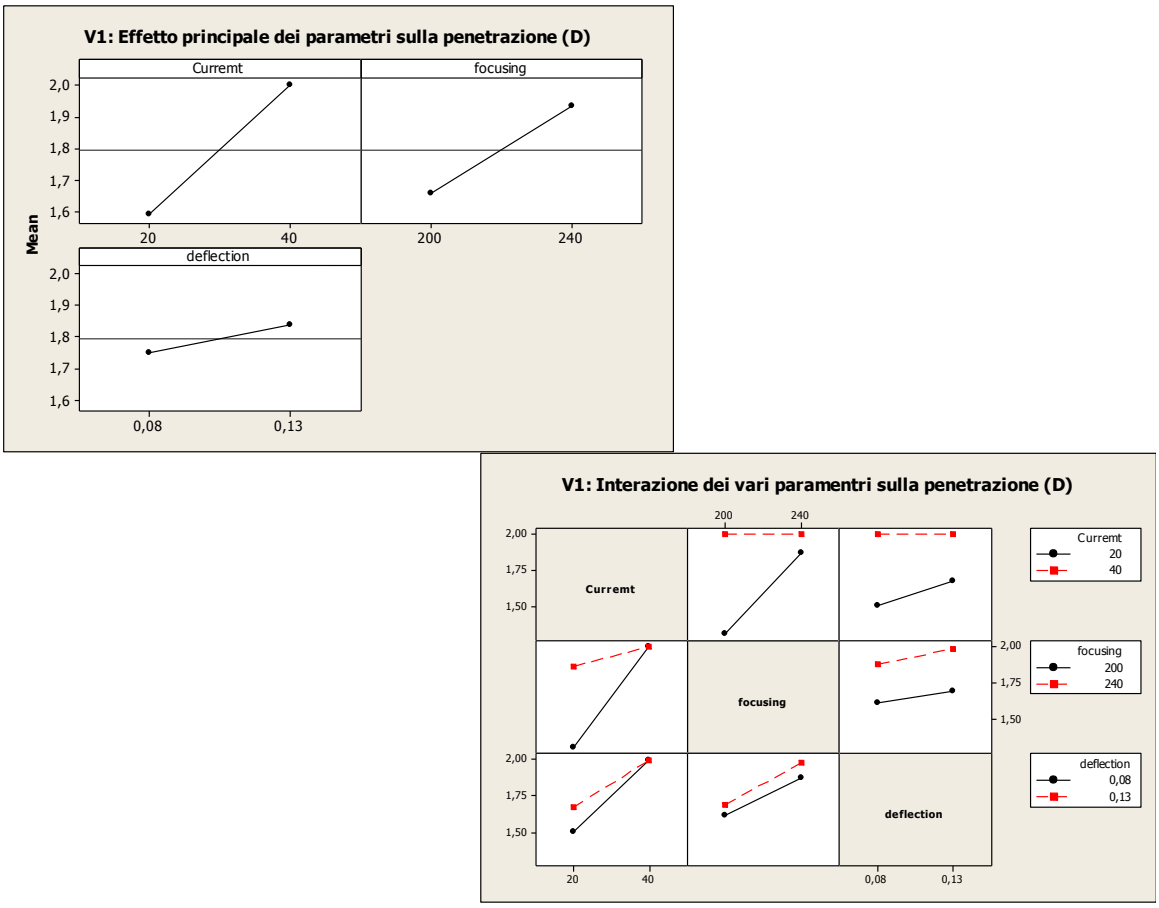


Figura 3-20: Grafici di riepilogo dei principali effetti e dell'interazione dei parametri di processo EBW a V1 sulla penetrazione

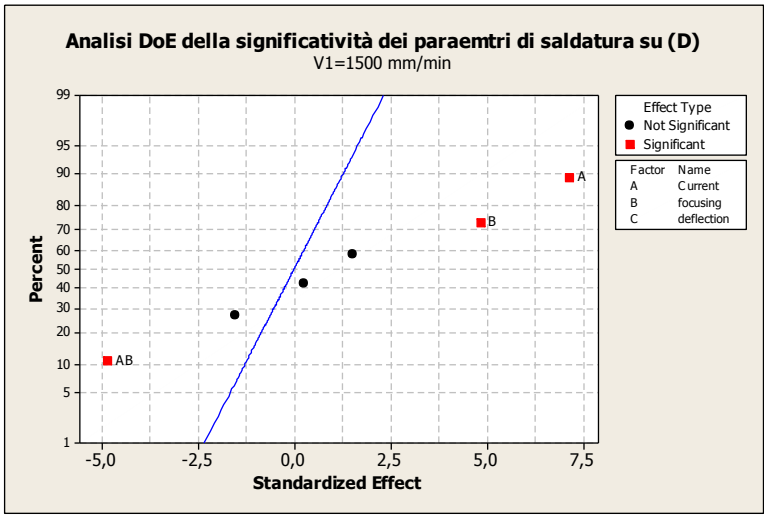


Figura 3-21: analisi del piano fattoriale ed individuazione dei fattori maggiormente influenzanti il processo e delle loro interazioni.

Le figure successive riportano l'analisi DoE su Wu e Wl. A velocità V1 = 1,5 m/min è evidente un incremento della larghezza del bagno fuso Wu con l'aumento della

focalizzazione e con la riduzione della corrente di saldatura. Questo può essere giustificato in quanto il valore basso della corrente riduce l'effetto penetrante del fascio con la conseguenza di distribuire in superficie l'energia e quindi allargare il bagno di fusione al dritto a scapito della penetrazione. Come per la penetrazione anche in questo caso gli effetti medi della deflessione sono più limitati rispetto agli altri due parametri. In questo caso tuttavia, analizzando il grafico di interazione dei parametri è possibile osservare come il valore massimo di larghezza si ottenga per la deflessione minima e focalizzazione peggiore: entrambi i parametri agiscono sulla densità di energia del fascio sul pezzo.

A velocità V2= 3 m/min e livelli di corrente più elevati si osserva come le linee di tendenza rispettino quanto da noi atteso, ovvero aumentando la deflessione e la focalizzazione si ha un incremento in Wu. In questo caso la corrente ha una minore influenza rispetto al caso precedente.

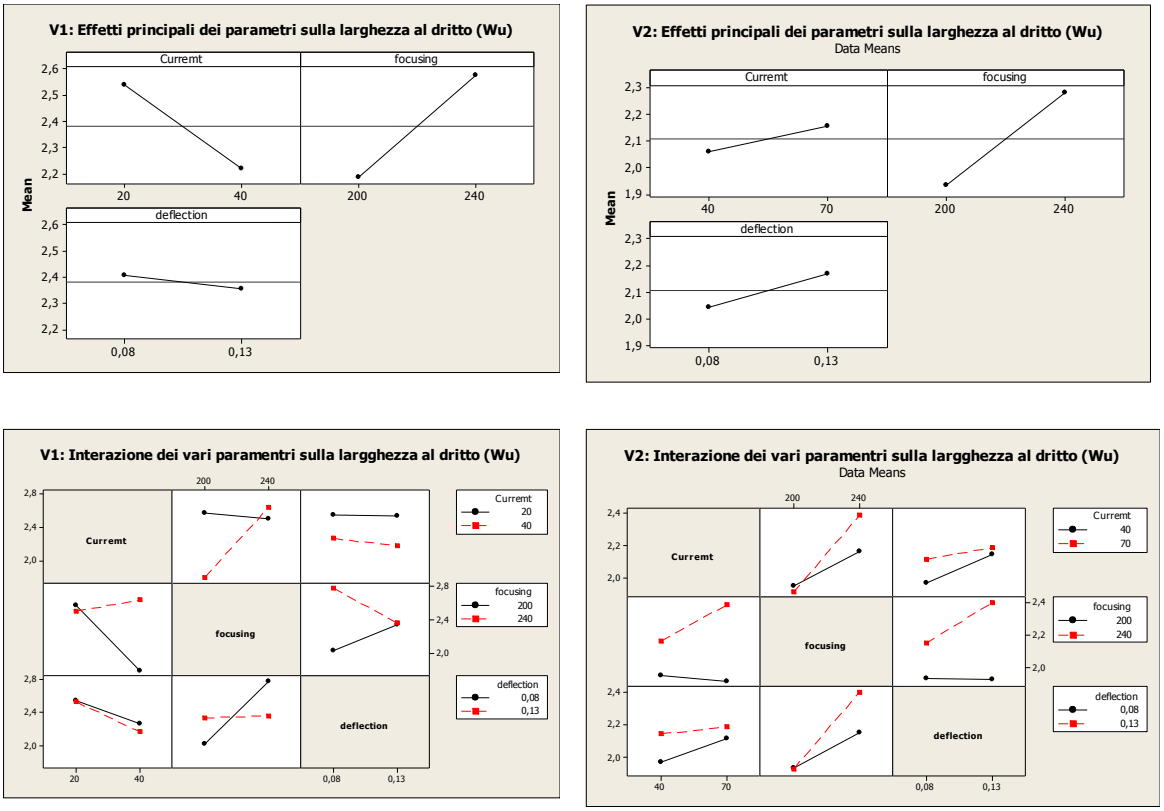


Figura 3-22: Grafici di riepilogo dei principali effetti e dell'interazione dei parametri di processo EBW a V1e V2 sulla larghezza del cordone al dritto (Wu).

Le prove sono effettuate praticamente a due livelli di apporti termici omologhi costanti in quanto, al raddoppio della velocità corrisponde un raddoppio della corrente. Tuttavia,

mentre agli elevati valori di corrente l'innesco del processo Key-Hole riduce notevolmente le perdite per conduzione, tipiche delle leghe ad elevato coefficiente di scambio termico (alluminio, rame), ai livelli di corrente minore le perdite per conduzione iniziano a giocare un ruolo non trascurabile. Va inoltre considerato che il parametro di focalizzazione non è del tutto indipendente dal flusso di elettroni, ovvero dalla corrente di saldatura. Per quanto riguarda la larghezza a rovescio, per V1 le linee di tendenza media (riportate nel grafico degli effetti principali) mostrano una influenza maggiore della corrente di saldatura, con una pendenza opposta rispetto a quanto visto per Wu. Infatti, in questo caso è ovvio attendersi che all'aumentare della corrente (e quindi della penetrazione) si verifichi di conseguenza un incremento della larghezza del cordone BoP alla radice. A questi livelli di corrente l'influenza della defocalizzazione è limitata mentre aumenta notevolmente per la velocità V2 a maggiori potenze.

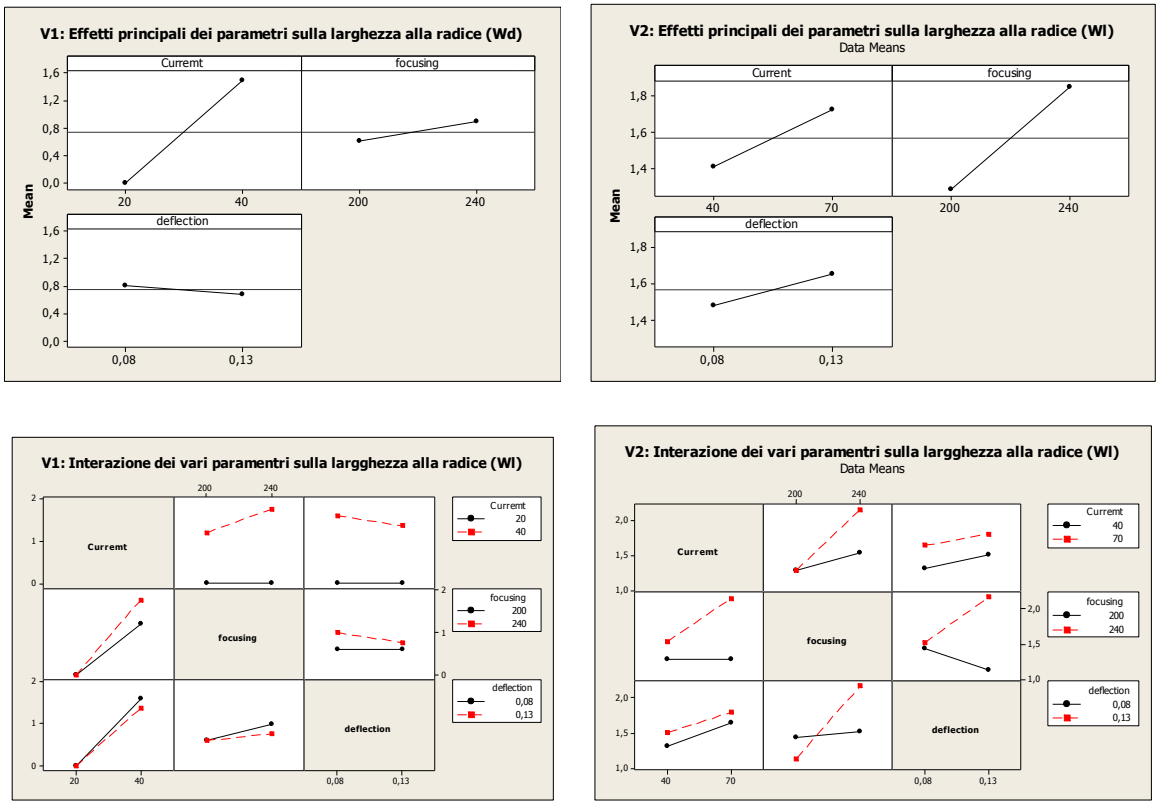


Figura 3-23: Grafici di riepilogo dei principali effetti e dell'interazione dei parametri di processo EBW a V1 e V2 sulla larghezza del cordone alla radice (Wl).

L'influenza della deflessione nel piano sperimentale V1 è opposta a quella in V2. Anche in questo caso la giustificazione può essere ricercata nel differente peso dei fenomeni di trasmissione del calore.

Quanto osservato è sintetizzato anche dall'analisi DoE del piano fattoriale realizzato come mostrato dai grafici seguenti in cui vengono evidenziati i fattori che hanno maggiore influenza sul processo e la loro combinazione.

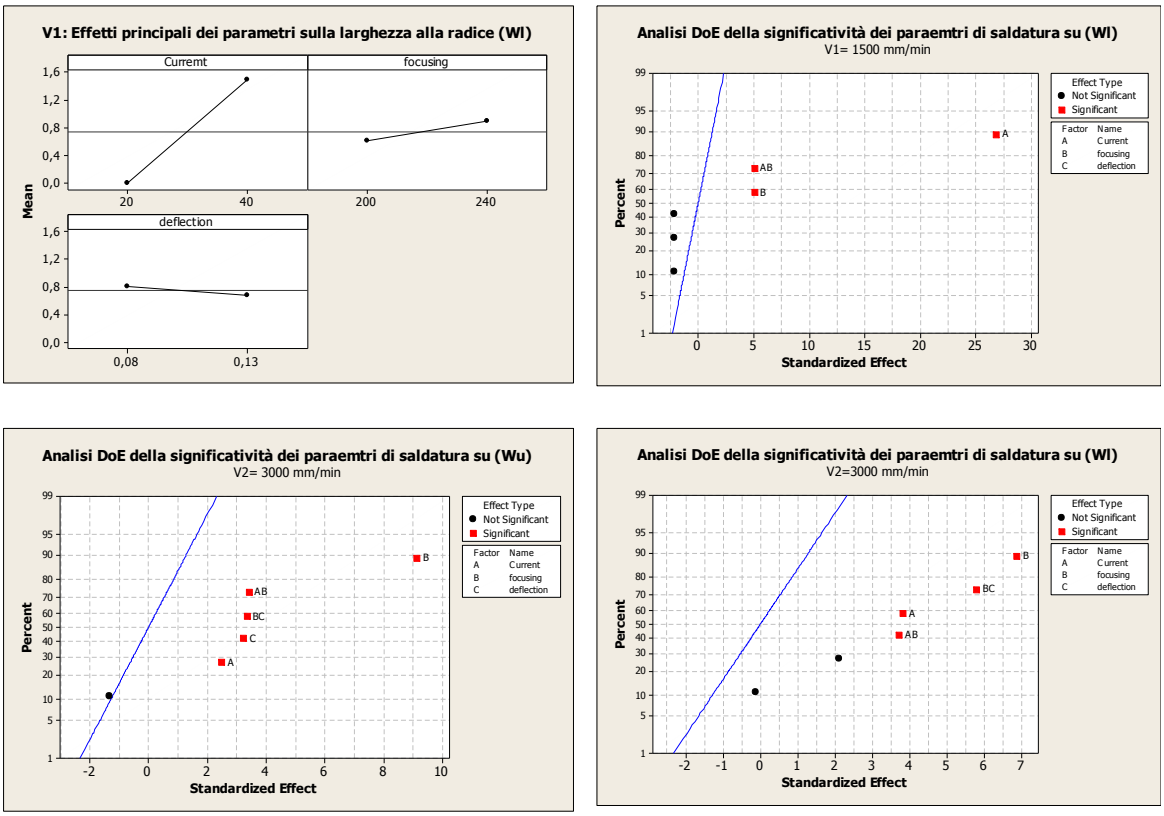


Figura 3-24: Analisi dei piani fattoriali ed individuazione dei fattori che influenzano maggiormente la larghezza del cordone di saldatura.

In particolare i grafici di Figura 3-24 mostrano che per il piano fattoriale a velocità maggiore ferma restando la bassa influenza della deflessione sono più numerose le interazioni fra i parametri.

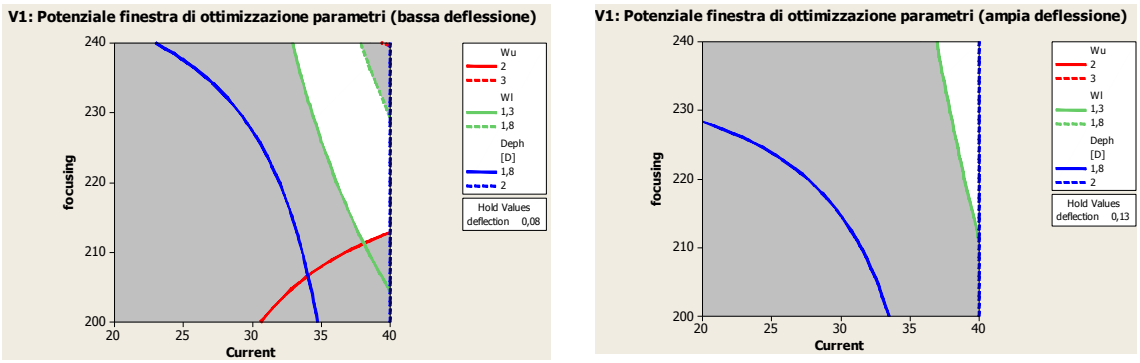


Figura 3-25: Potenziali finestre di ottimizzazione all'interno del range di parametri già investigato a velocità V1.

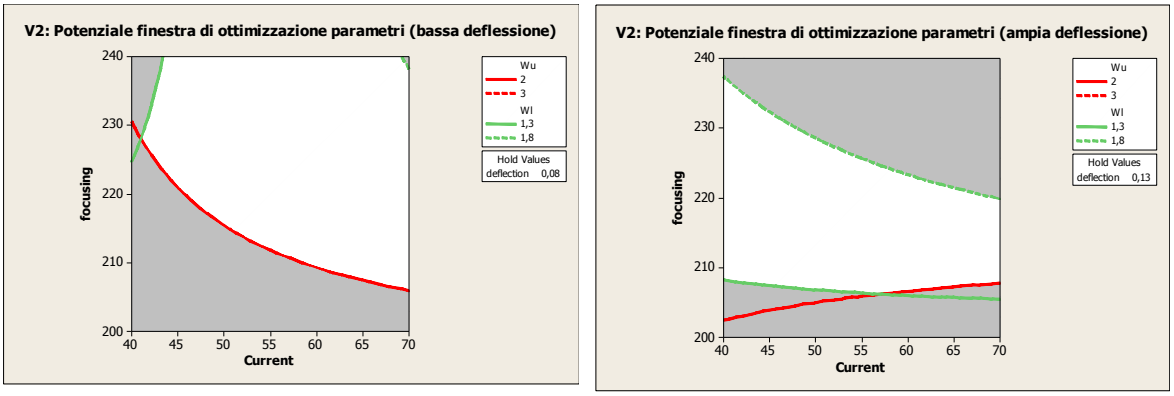


Figura 3-26: Potenziali finestre di ottimizzazione all'interno del range di parametri già investigato a velocità V2.

3.6 Saldatura EBW di campioni di qualifica in AFS

Sulla base delle finestre di ottimizzazione ricavate sono stati effettuati alcuni test su pannelli si AFS di dimensione ridotta a 100 mm x 50 mm.

La saldatura delle sole pelli in alluminio tuttavia ha evidenziato che la presenza del legame metallurgico al rovescio con residui di agente schiumante induce problematiche di saldatura relative alla stabilità del bagno di fusione. Inoltre, già in fase progettuale era stata considerata l'ipotesi di utilizzare elementi di transizione per il collegamento a main frame in struttura di alluminio e di elementi di congiunzione pelle-pelle nella saldatura di grosse porzioni in AFS che conferissero un legame strutturale fra pelle superiore e pelle inferiore degli AFS in corrispondenza della linea di saldatura.

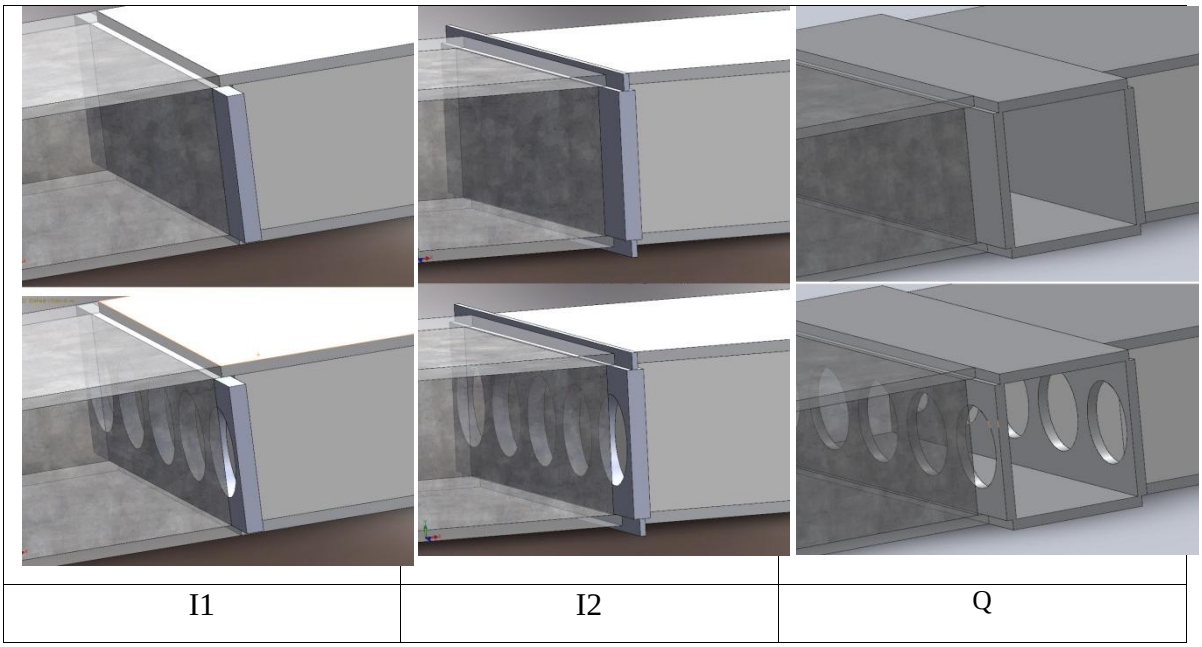


Figura 3-27: Potenziali forme degli inserti utilizzabili per migliorare le proprietà meccaniche della linea di saldatura

In Figura 3-27 sono mostrati i principali tipi di inserti testati per la saldatura EBW di AFS.

Il primo (I1) è un inserto interno (inserto ad I) realizzato in lamiera di alluminio 5059 H321 di spessore 3 mm. Questo è stato testato sia nella variante di inserto pieno che di inserto alleggerito mediante fori. Il secondo (I2) è un inserto a I con anima esterna di circa 0,6 - 0,8 mm di spessore che può avere un'altezza superiore allo spessore della pelle in modo da essere calibrato come sovrametallo e variazione metallurgica della composizione della ZF.

Il terzo inserto (Q) è invece un inserto quadro in estruso di alluminio della serie AA6060 con spessore 2 mm che è stato utilizzato per la simulazione di collegamenti a main frame in alluminio.

Il tipo "I2" tuttavia ha fatto emergere delle difficoltà relative all'assorbimento della maggior parte dell'energia da parte dell'inserto portando ad un ritiro delle pelli durante il processo di saldatura per cui dopo alcuni test è stato abbandonato.

Di seguito è riportata una tabella di test effettuati su pannelli AFS con parametri in linea di massima rientranti nelle finestre di ottimizzazione determinate dall'analisi DOE dei test di rifusione ad eccezione dei test 3 e 4 effettuati con inserto esterno per le quali si è cercato senza successo di individuare una maggior allargamento del bagno di fusione

utilizzando maggiori correnti e maggiori deflessioni che come anticipato non hanno fornitoi risultati desiderati.

ID	**corrente [mA]**	**tensione [kV]**	**deflessione**		**focaliz.**	**velocità [m/min] (pot.)**	**Tipo inserto**
			(ds2)	**(ds1)**			
A1	35	45	0.08	0.12	200	3 (8.65)	NA
B1	35	45	0.08	0.12	200	3 (8.65)	NA
A2	35	45	0.13	0.20	200	3 (8.65)	NA
B2	38	45	0.13	0.20	200	3 (8.65)	NA
A3*	90	45	0.18	0.24	200	3 (8.65)	I2
B3*	90	45	0.18	0.24	200	3 (8.65)	I2
A4*	80	45	0.18	0.24	300	3 (8.65)	I2
B4*	80	45	0.18	0.24	300	3 (8.65)	I2
A5	45	45	0.08	0.12	200	3 (8.65)	I1
B5	50	45	0.08	0.12	200	3 (8.65)	I1
A6	40	45	0.08	0.12	240	1,5 (5.10)	I1
B6	30	45	0.08	0.12	240	1,5 (5.10)	I1
A7	45	45	0.12	0.20	200	3 (8.65)	I1
B7	40	45	0.12	0.20	200	3 (8.65)	I1
A8	30	45	0.12	0.20	240	1,5 (5.10)	I1
B8	30	45	0.12	0.20	240	1,5 (5.10)	I1

Tabella 3-4: Test di saldatura effettuati su pannelli AFS. * prove fuori piano ottimizzazione

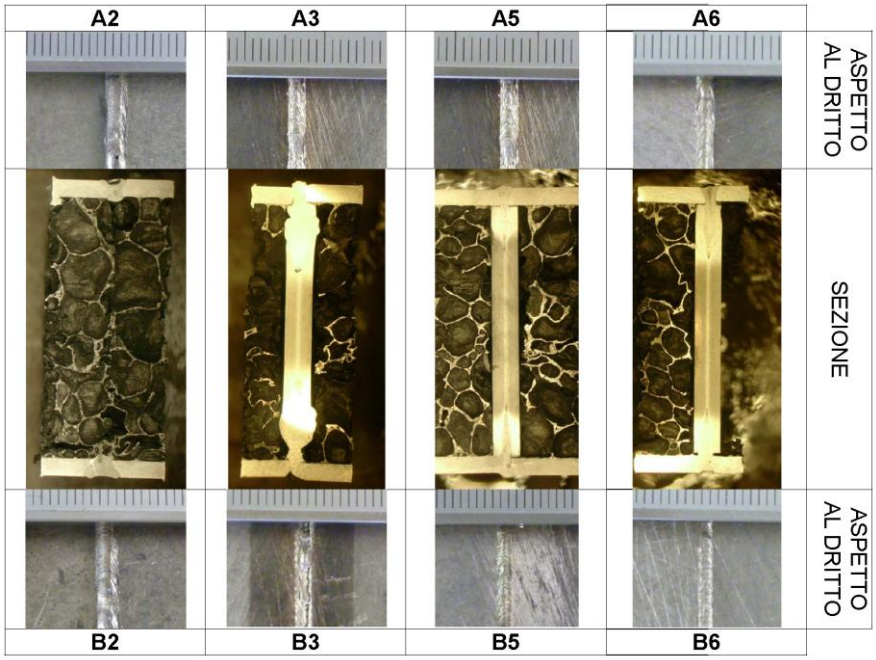


Figura 3-28: Principali risultati ottenuti nei test di saldatura EBW senza e con inserti ad I.

3.6.1 Parametri di saldatura EBW di AFS ottimizzati

I parametri definitivi per la saldatura degli AFS di testa sono di seguito sintetizzati:

ID	corrente [mA]	tensione [kV]	deflessione		focaliz.	velocità [m/min] (pot.)	Tipo inserto
			(ds2)	(ds1)			
AFS IHS	40	45	0.12	0.20	200	3 (8.65)	I1
AFS ILS	30	45	0.12	0.20	240	1,5 (5.10)	I1
AFS HS	35	45	0.12	0.20	200	3 (8.65)	NA
AFS LS	20	45	0.12	0.20	240	1,5 (5.10)	NA
AFS QLS	40	45	0.12	0.20	200	3 (8.65)	Q

Tabella 3-5: Parametri di saldatura ottimizzati per velocità V1 e V2

In particolare, per entrambe le velocità è stato osservato che una deflessione intermedia permette di dare i migliori risultati mentre il parametro di focalizzazione è risulato

migliore il livello alto (peggiore focalizzazione) per la bassa velocità ed il livello basso (migliore focalizzazione) per le elevate velocità. In assenza di inserti le correnti di saldatura impiegate sono state inferiori a quanto atteso dai piani sperimentali BoP ma ciò è in linea con quanto noto dall'esperienza ovvero che in caso di But joint l'energia necessaria all'innesco del Key-hole specialmente su spessori sottili è inferiore del 10-20 % rispetto a quanto rilevato dalle prove BoP.

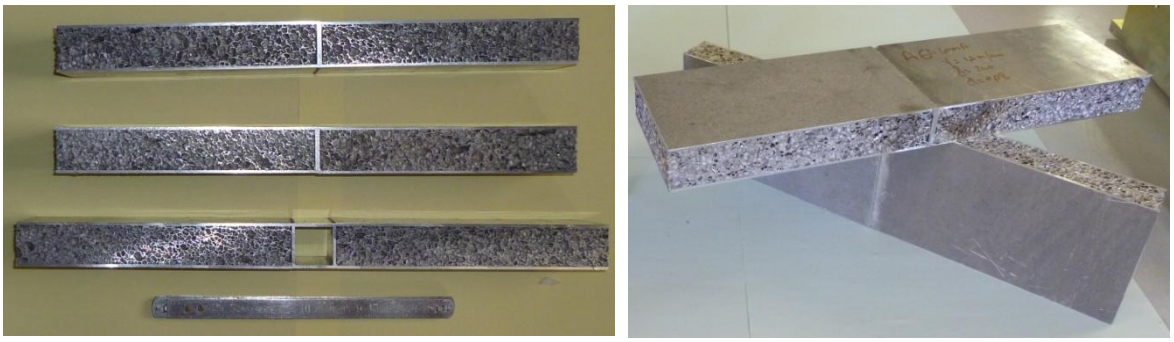


Figura 3-29: Foto di alcuni campioni di qualifica 100x 400 x 30 mm per la realizzazione dei provini per test a flessione su 4 punti.

3.7 Esami non distruttivi su campioni di AFS saldati al fascio elettronico

La caratterizzazione meccanica dei pannelli saldati prevede delle indagini non distruttive in grado di mettere in evidenza eventuali difetti, dovuti al processo tecnologico di giunzione, che possono presentarsi sia sul cordone di saldatura (ZF) che nella zona termicamente alterata (ZTA).

A questo scopo, come per il materiale tal quale del capitolo precedente, sono state prese in considerazione due tecniche:

- Radiografica;
- Ultrasonora.

(Gli impianti e le attrezzature utilizzate sono quelle precedentemente descritte nel paragrafo "caratterizzazione dei pannelli AFS")

Nella Tabella 3-6 sono mostrati gli esami radiografici ed ultrasonori dei campioni, nelle diverse tipologie di giunto, che verranno utilizzati nelle successive prove di flessione a quattro punti.

Da queste immagini si può vedere come i campioni, nelle immediate vicinanze del cordone di saldatura (ZTA) non risultino danneggiati dal processo stesso utilizzato, infatti ciò che ci si poteva aspettare era un incremento delle dimensione dei pori legato alla presenza nella schiuma di idruro di titanio non dissociato. Questi tipi di analisi tuttavia non dà delle risposte esaustive riguardo ai possibili difetti presenti nel cordone di saldatura stesso. Risulta invece interessante la lastra del campione BEBW_LS1 in cui si può vedere anche ad occhio nudo che sono stati saldati due pannelli con densità di schiuma molto differenti, il lato sinistro risulta più denso,e quindi più resistente, di quello destro. Tale affermazione è stata verificata dalle successive prove di flessione.

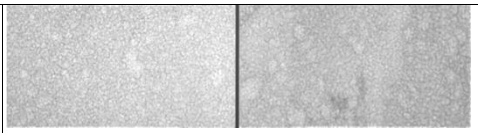
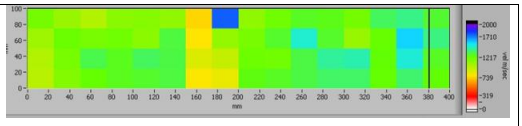
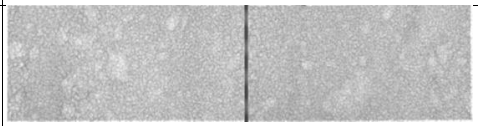
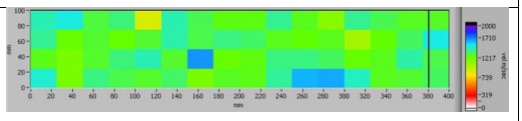
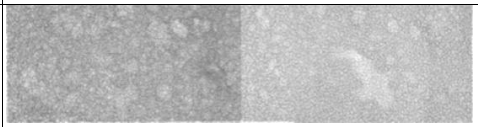
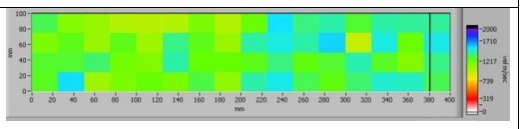
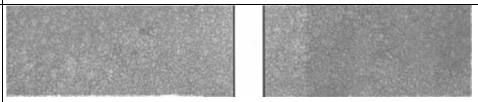
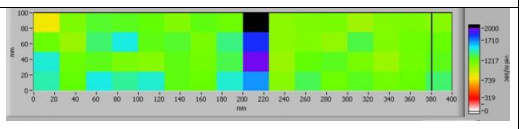
BEBW_ILS1		
BEBW_ILS1L		
BEBW_LS1		
BEBW_QLS1		

Tabella 3-6: Esami Radiografici e Ultrasonori dei campioni per la caratterizzazione del giunto

3.8 Analisi micro strutturale di giunzioni saldate

I campioni di saldatura sono stati sezionati trasversalmente al cordone di saldatura ed una porzione significativa, secondo lo schema riportato nella Figura 3-30 , è stata inglobata e lucidata, ottenendo così dei campioni (Tabella 3-7) rappresentativi dei giunti di saldatura ottenuti nel paragrafo precedente.

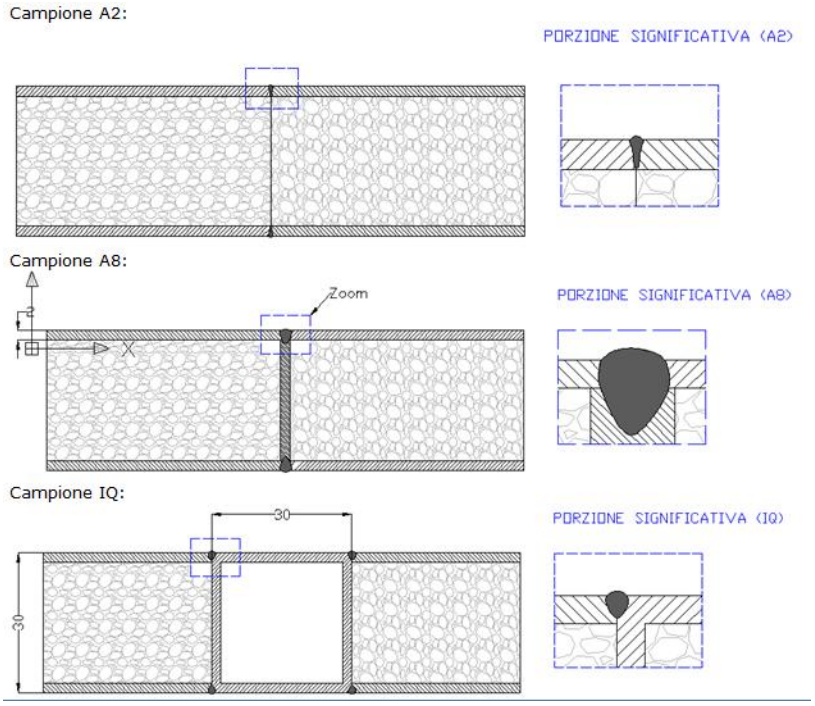


Figura 3-30: Schema con cui sono stati ricavati i campioni per analisi micrografiche

Codice	*Descrizione:*
A2	Saldatura dei pannelli AFS al Fascio Elettronico, senza inserto tra le pelli (campione BEBW_LS1)
A8	Saldatura dei pannelli AFS al Fascio elettronico, con inserto ad I in lega AA 5383 H116 (ALMg4,5Mn) (campione BEBW_ILS1)
IQ	Saldatura dei pannelli AFS al Fascio elettronico, con inserto quadro in lega AA 6060 T6 (AlMgSi0.5) (campione BEBW_QLS1)

Tabella 3-7: campioni per analisi microstrutturali

Per ogni tipo di campione sono state effettuate analisi di microdurezza e analisi SEM-EDS.

3.8.1 Analisi di microdurezza

Per ogni campione saldato è stato costruito un profilo di micro durezza. Ogni profilo, è stato realizzato, facendo una serie d'impronte sulla sezione trasversale del cordone di saldatura, come mostrano le figure qui di seguito, inizialmente partendo dall'esterno un impronta ogni 500 µm, poi si prosegue ogni 100 µm fino ad attraversare completamente la saldatura ed in fine ogni 500 µm per circa 2 mm, come se si trattasse di una linea che taglia il cordone di saldatura (Figura 3-31).

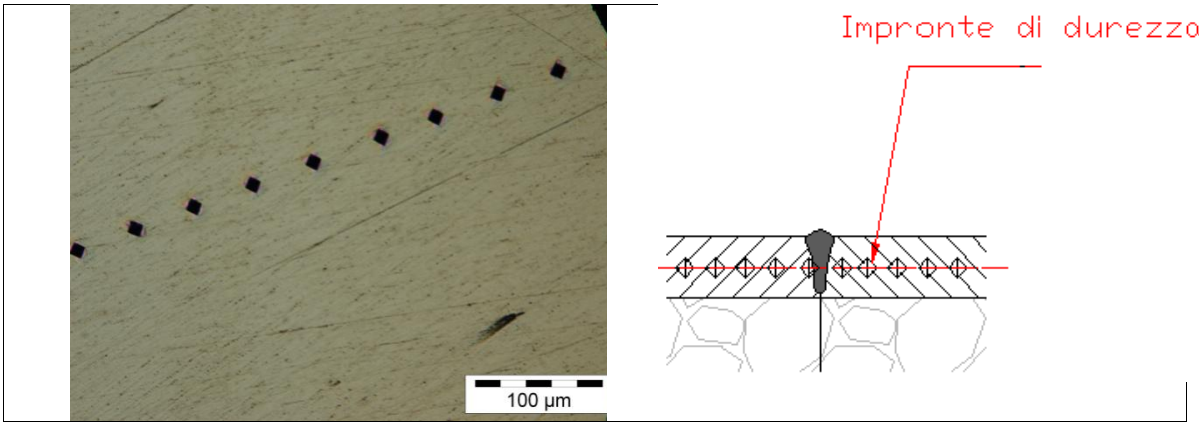


Figura 3-31: schema dei rilievi di micro durezza sui campioni saldati

La saldatura A2 autogena mostra un valore medio di durezza del materiale base (delle pelli) HV0.025 di circa 66 ed una relativa deviazione standard di 2,6 (Figura 3-32). Due minimi molto simili si trovano a valori più bassi e rappresentano la ZTA che subisce una

solubilizzazione ed un accrescimento del grano con una completa distruzione dei trattamenti termici che rendono la ZTA la zona debole della giunzione. La zona fusa viceversa presenta valori medi maggiori anche rispetto al materiale base con valore medio di HV0.025 di 72,9 e deviazione standard di circa 3,9. La ZF è larga circa 1,7 mm e presenta i valori inferiori nel suo centro molto probabilmente a causa di una perdita di elementi di lega basso fondenti come il magnesio dovuti a vaporizzazione. La saldatura EBW anche in assenza di materiale d'apporto permette un leggero incremento delle caratteristiche meccaniche in ZF grazie al ciclo di saldatura estremamente rapido che consente la formazione di una struttura a grano estremamente fine.

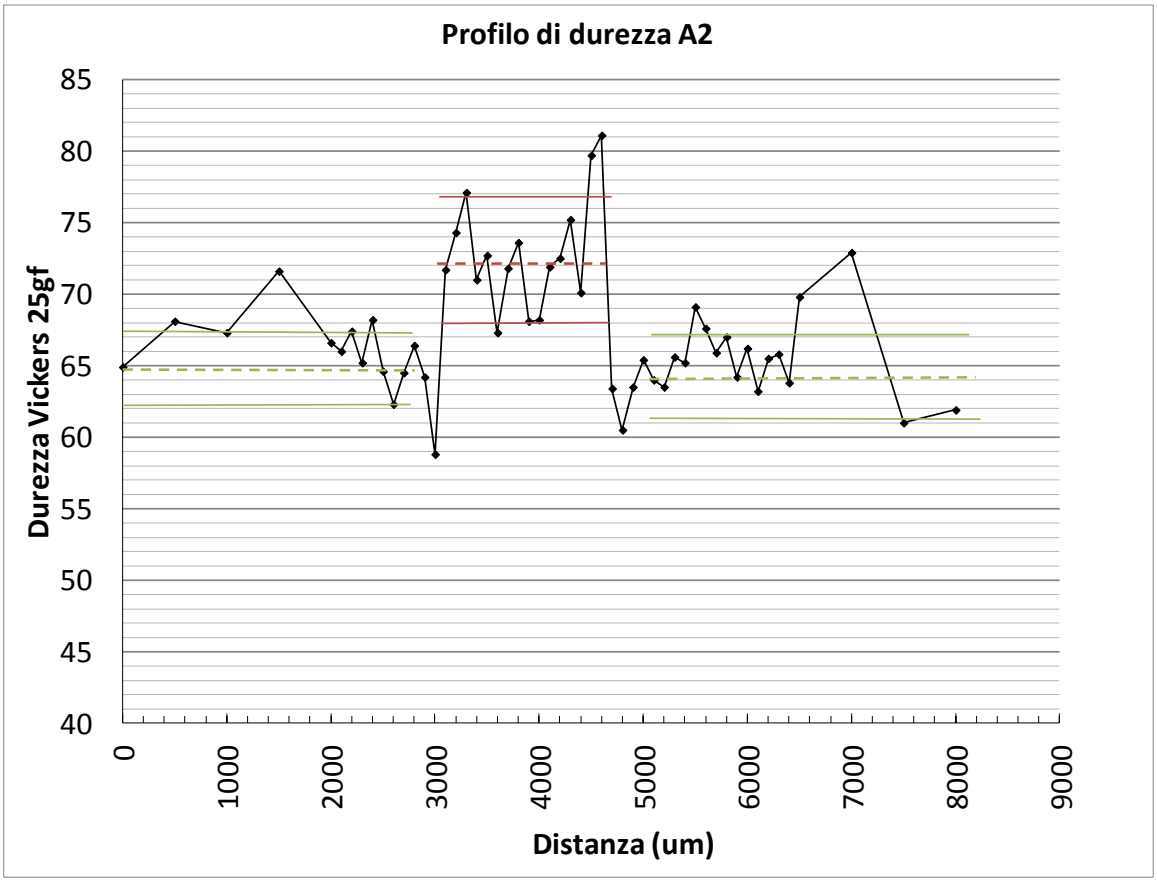


Figura 3-32: Profilo di durezza del campione A2

Il profilo di durezza del campione A8 saldato con inserto in lega AA 5383 H116, rappresentato in Figura 3-33, mostra nel materiale base una durezza media di 72,7 HV0.025 ed una relativa deviazione standard di 3,6. Questo indica una certa variabilità della durezza nel materiale base per i diversi campioni. Sul lato sinistro è ben evidente la riduzione di durezza in ZTA con valori di durezza inferiori a 70 mentre questa non è

evidente sul lato destro. Tuttavia, l'effetto principale dell'introduzione dell'inserto in lega della serie 5xxx, che come ben noto è uno dei principali materiali d'apporto utilizzati nella saldatura delle leghe di alluminio della serie 6xxx, introduce un notevole aumento della durezza in ZF. In particolare il valore medio è di circa 101 con una deviazione standard di circa 6, con un incremento percentuale rispetto al materiale base di quasi il 39%.

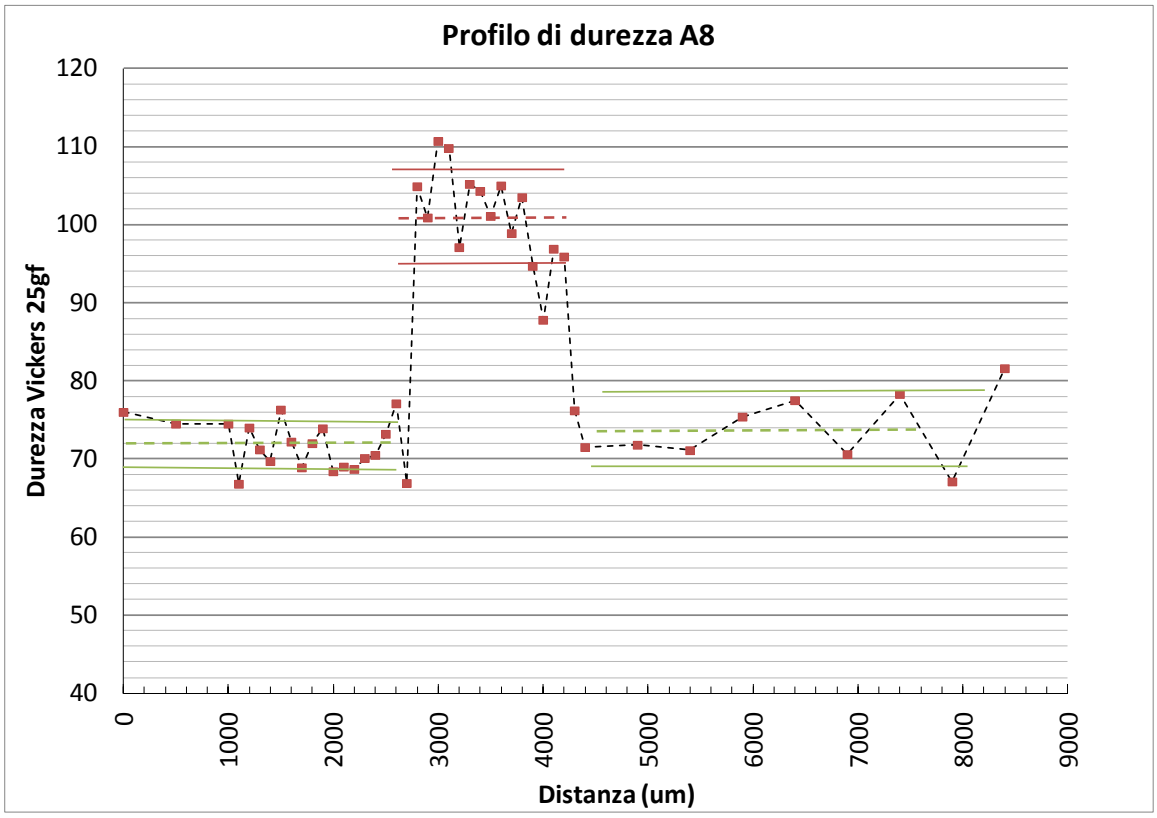


Figura 3-33: Profilo di durezza del campione A8

La larghezza della zona fusa è circa 1,6 mm in linea con quanto evidenziato per il campione A2.

Infine, il campione con l'inserto quadro (IQ) prevede la saldatura tra la pelle del pannello in AA6082 e un profilato estruso in AA6060 T6.

Il profilo di durezza rappresentato in Figura 3-34 mostra che il materiale base relativo alla pelle del pannello ha una durezza media di 76.5 con una deviazione standard di 3,8 mentre la durezza del materiale del profilato estruso è sensibilmente più alta e più variabile con una media di circa 80 ed una deviazione standard di circa 6. Su entrambi i lati della saldatura è tuttavia ben visibile una riduzione della durezza che evidenzia la

larghezza della ZTA che può essere valutata in circa 0,2 mm. In questa zona la durezza è inferiore a 66 HV0.025. Anche in questo caso la larghezza della zona fusa è valutabile sia compresa fra1,6 e 1,7 mm, tuttavia a differenza dei due casi precedenti in cui, con livelli differenti, la ZF mostrava un incremento medio della durezza rispetto ai materiali base, in questo caso la durezza in ZF pur permanendo leggermente superiore rispetto alla durezza in ZTA mostra valori inferiori ad entrambi i materiali base. Questo indica che la diluizione dei due tipi di lega differenti porta alla creazione di una nuova lega in ZF che ha caratteristiche meccaniche certamente inferiori a quella dei due materiali base da cui ha origine.

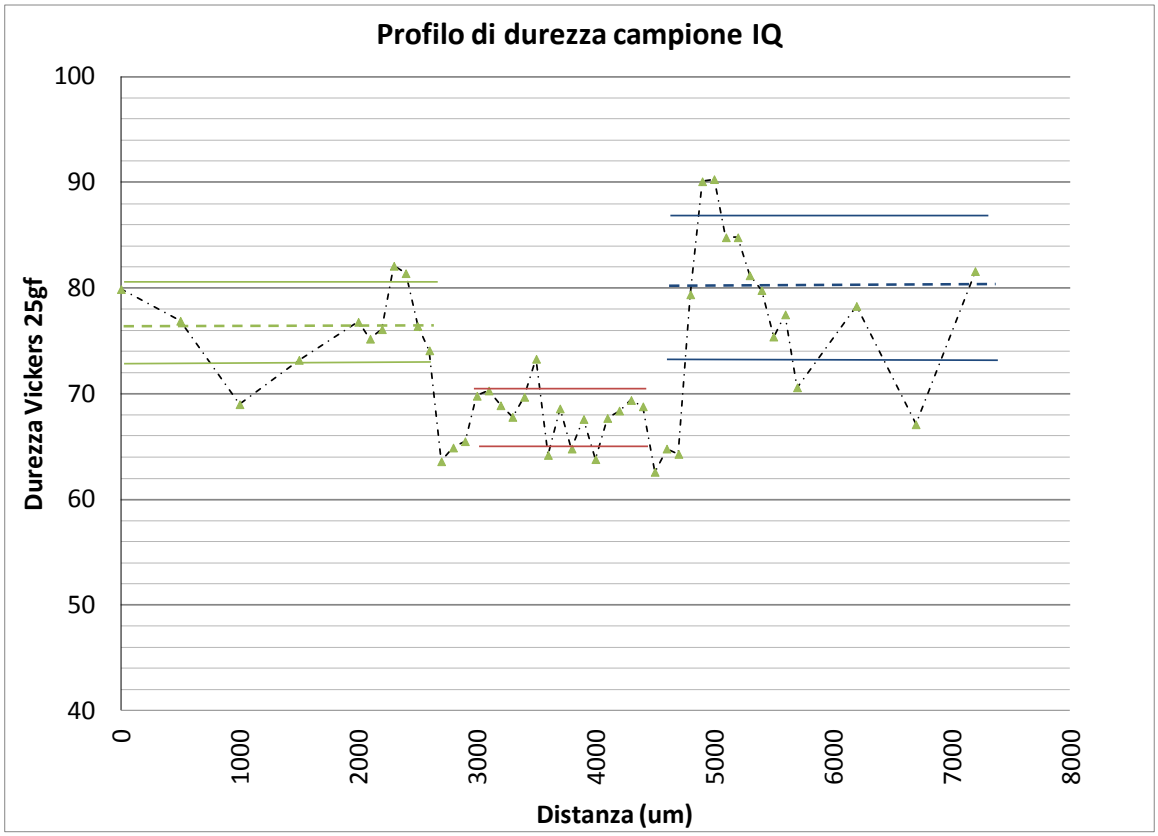


Figura 3-34: Profilo di durezza del campione IQ

In sintesi, la zona debole della saldatura rimane la ZTA che per la saldatura EBW è estremamente limitata a poche centinaia di micron. La saldatura con inserto della serie 5XXX permette di avere durezze e quindi probabili caratteristiche meccaniche in ZF migliori. Quest'ultimo tipo di lega è infatti consigliato come materiale d'apporto per la saldatura di leghe della serie 6XXX, in quanto permette di raggiungere migliori performance in termini di resistenza meccanica e a corrosione, presentando anche una minore suscettibilità alla criccatura rispetto ad altre leghe, della serie 4XXX, che invece

permettono un miglior dressing della saldatura. I risultati ottenuti nella saldatura con estruso della stessa famiglia (6XXX) mostra dei limiti che riescono ad essere colmati con la saldatura EBW ma che vanno adeguatamente valutati. Infatti, pur rimanendo la ZTA il punto debole del giunto la saldatura diretta fra la pelle in AA 6082 e l'estruso in AA 6060 può essere suscettibile alla formazione di cricche a caldo per il particolare mix di elementi di lega (suscettibilità alla criccatura a caldo in funzione del contenuto di magnesio) [***49***] [***50***].

3.8.2 **Analisi SEM – EDS delle saldature al fascio elettronico**

Le analisi SEM-EDS portano informazioni rilevanti, per quanto riguarda il riarrangiamento microstrutturale e della composizione chimica in ZF, a seguito del processo di saldatura. Tali modifiche possono infatti influenzare il comportamento meccanico della struttura.

Per quanto riguarda le differenze microstrutturali tra metallo base (MB) e zona fusa (ZF), si osserva in tutti i giunti, che i precipitati della "ZF" (particelle chiare nella matrice grigia nelle immagini BSE) sono di dimensione molto ridotta e hanno una distribuzione più omogenea rispetto a quelli presenti nel "MB". Questo fenomeno è dovuto all'elevata velocità di solidificazione, tipica di questa tecnica di saldatura, e può avere una influenza positiva sul comportamento meccanico del giunto. Dalla Tabella 3-8, in cui vengono mostrate alcune delle più significative immagini SEM del campione A2, si osserva a bassi ingrandimenti (riportata in figura 01) come il materiale fuso abbia subito una rapida espansione all'interno delle cavità della schiuma (evidenziata in rosso) che ha comportato la formazione di porosità macroscopiche (probabilmente dovuto alla presenza di agenti schiumogeni non decomposti).

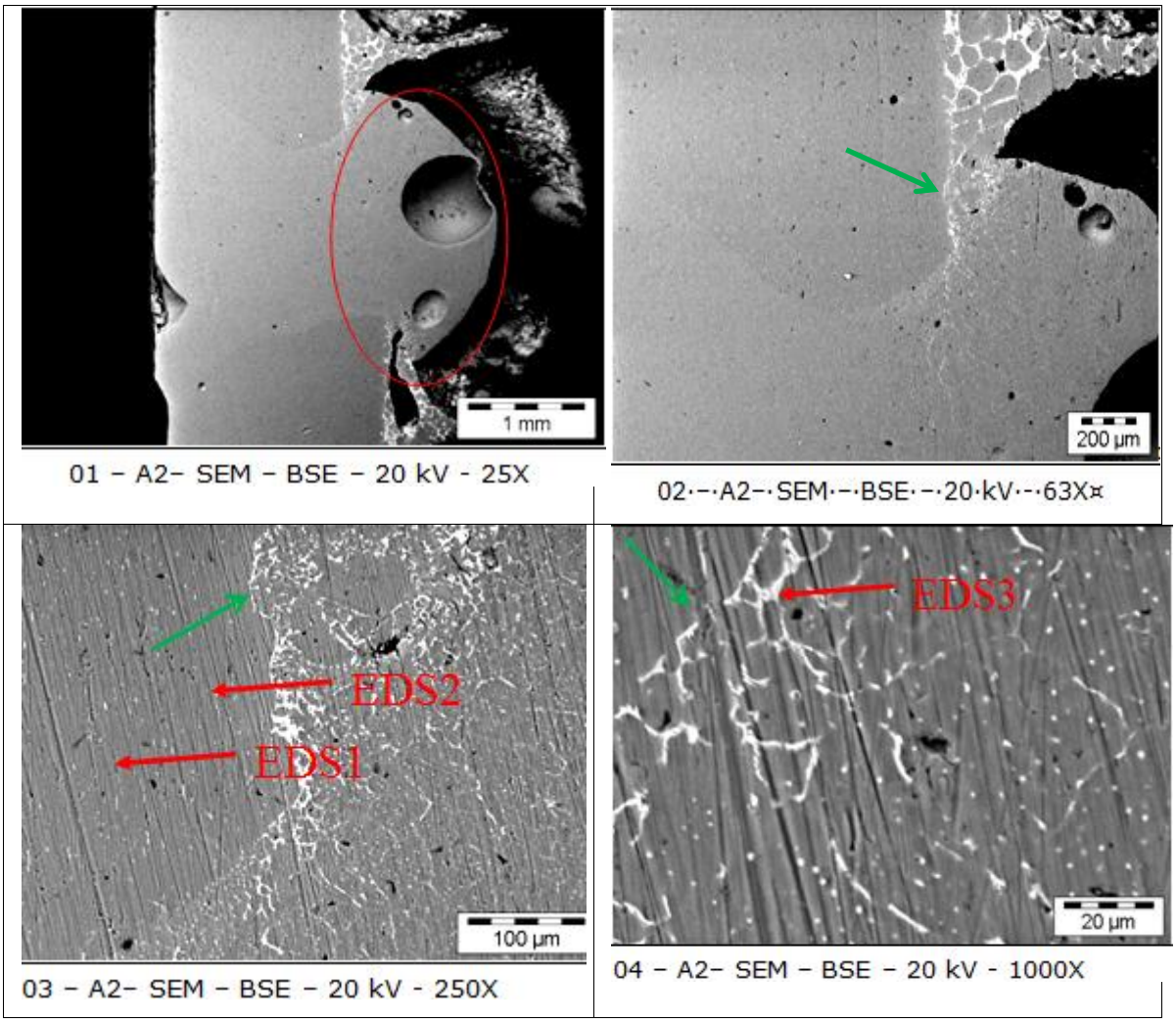
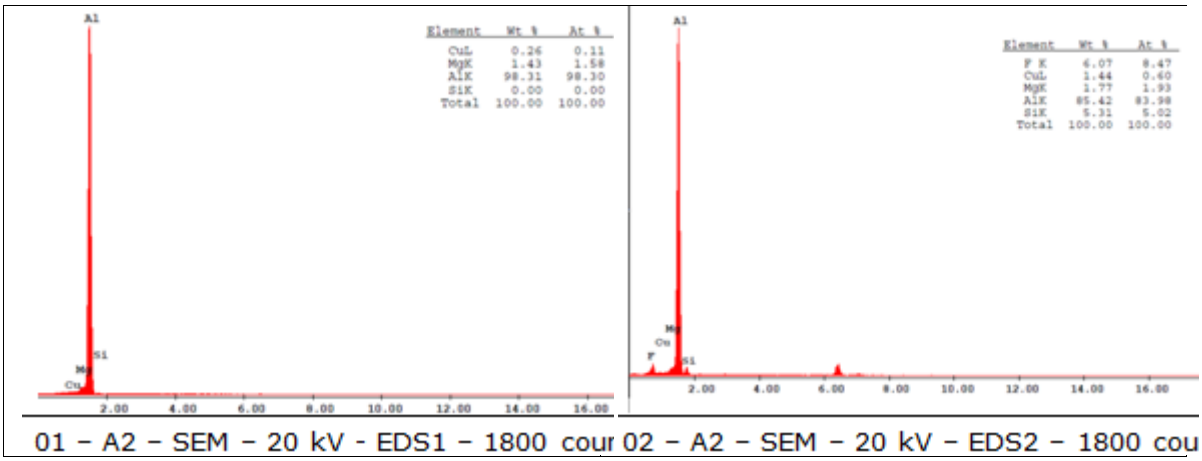


Tabella 3-8: Immagini SEM del campione A2



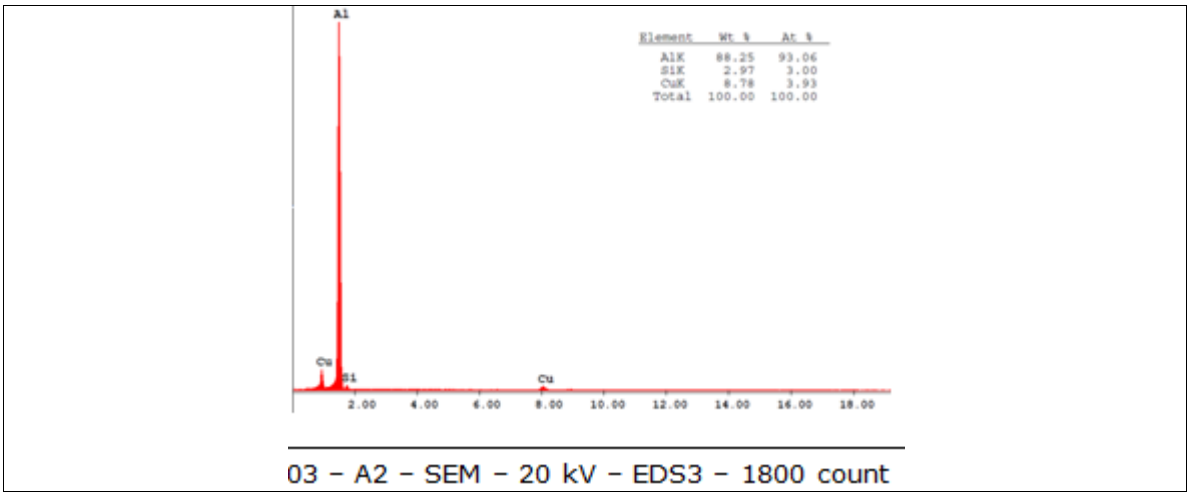
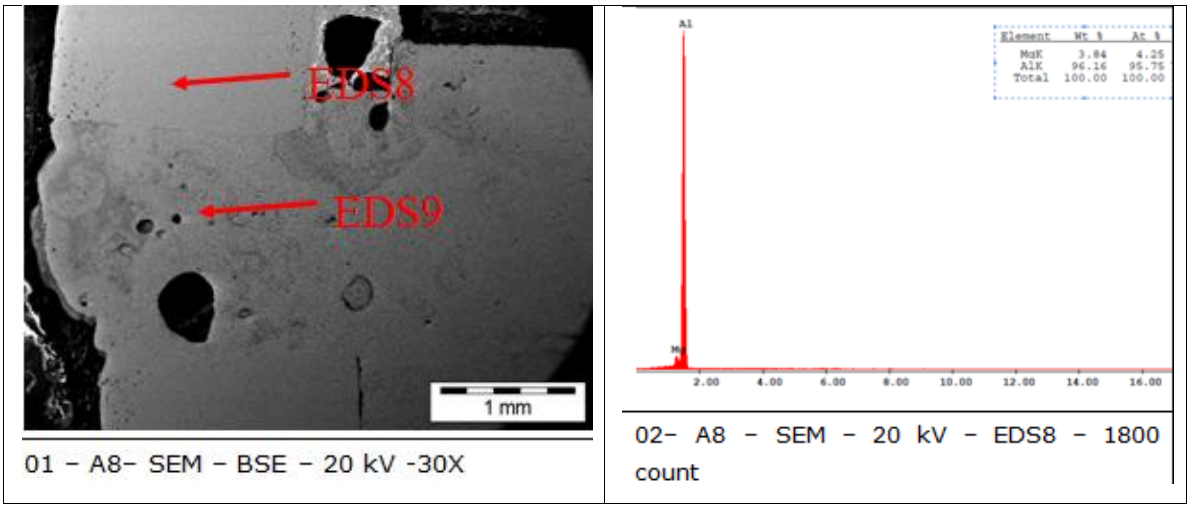


Tabella 3-9: Analisi EDS del campione A2

Per quanto riguarda il campione A8 (Tabella 3-10), i risultati delle analisi compositiva EDS mostrano una maggiore presenza di Magnesio nella zona fusa, rispetto alle pelli, a indicare una diversa natura della lega di partenza dell'inserto(AlMg4,5Mn).

Questa osservazione diventa interessante se correlata con il profili di microdurezza riportati nelle pagine precedenti: si era infatti notato come, per il campion A8, non ci fossero i picchi di durezza caratteristici della ZTA, e ci fosse invece un significativo aumento di durezza all'interno di tutta la zona fusa. Questa osservazione può suggerire come la scelta del materiale, con cui è fatto l'inserto, possa dare delle risposte diverse in termini di tenacità della saldatura e/o modi di cedimento meccanico.



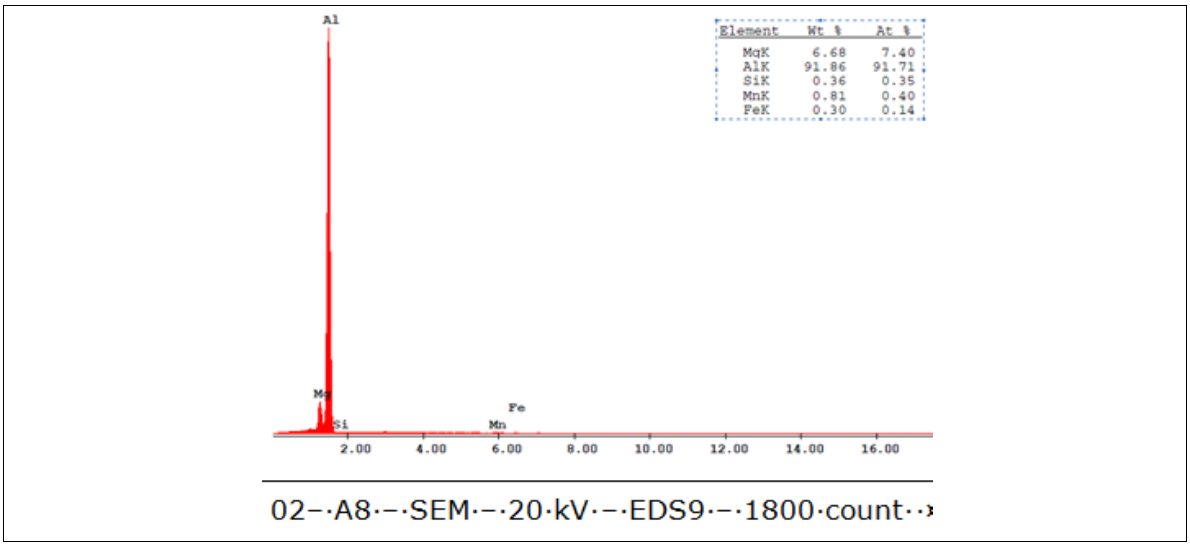


Tabella 3-10: Immagine SEM e EDS del campione A8

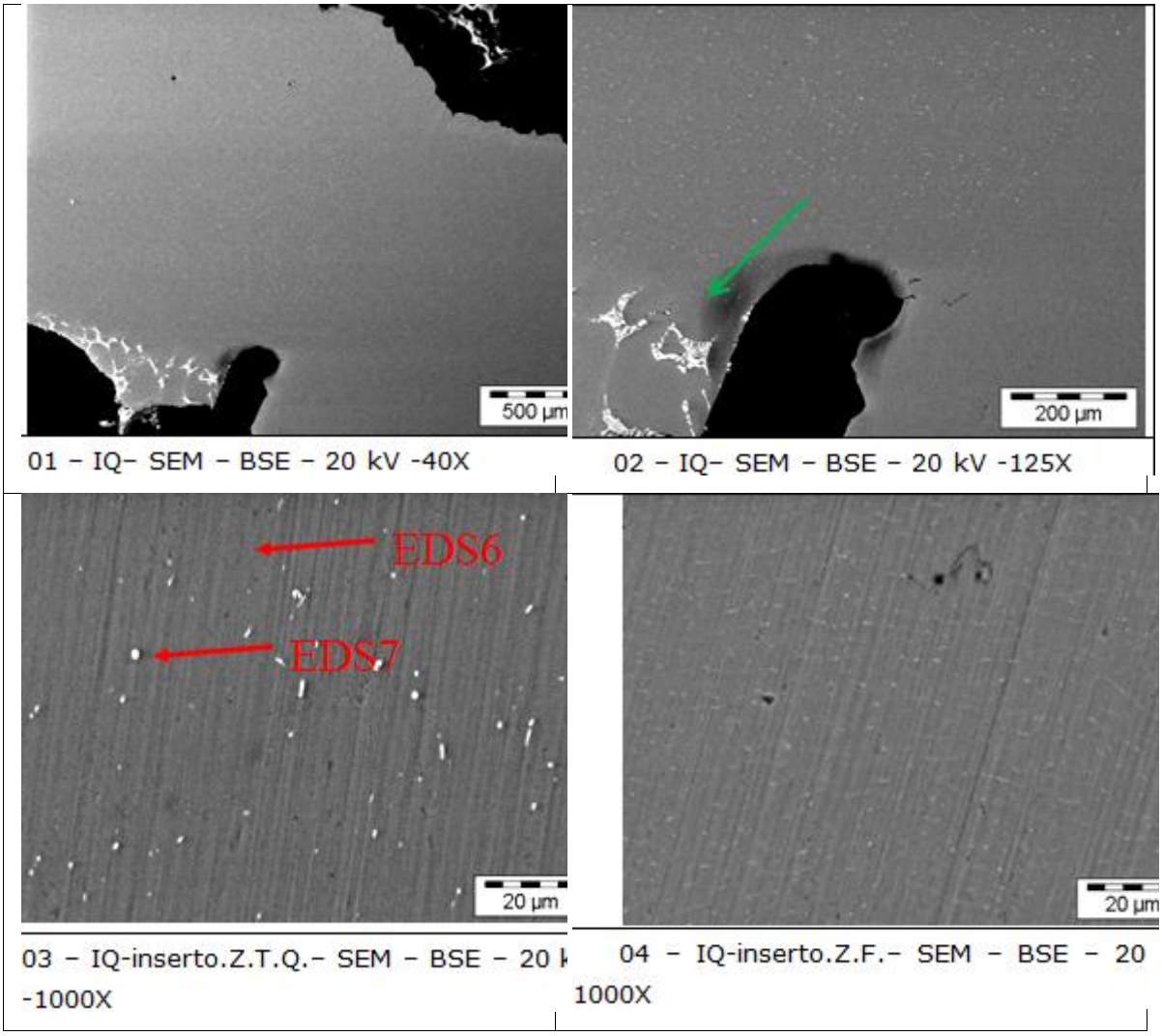
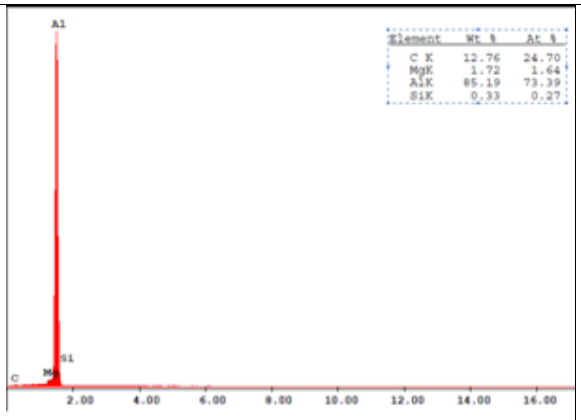
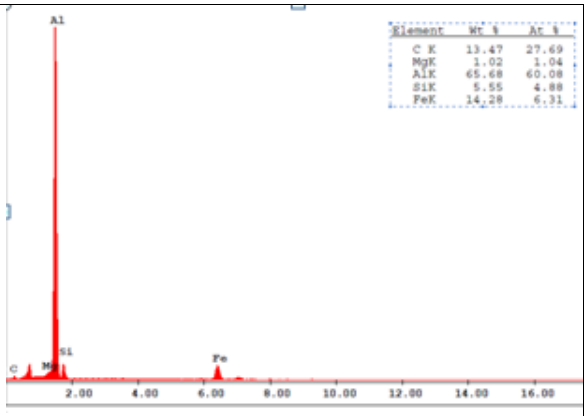


Tabella 3-11: Immagini SEM del campione IQ



01– IQ – SEM – 20 kV – EDS6 – 1800 count



02– IQ – SEM – 20 kV – EDS7 – 1800 count

Tabella 3-12: EDS del campione IQ

L'elemento più interessante si osserva in corrispondenza della interfaccia tra la zona fusa e la lega costituente la schiuma (zone evidenziate con delle frecce verdi nelle figure soprastanti): la porzioene di core immediatamente prossima alla linea di saldatura viene infatti portata a fusione e diluita con il materiale delle pelli. Questo implica da un lato inquinamento del bagno fuso con componenti schiumogeni che inducono una certa suscettibilità alla formazioene della porosità, dall'altra una permanenza locale più dispersa ed affinata della seconda fase originale del core.

Questa osservazione implica la presenza di una piccola zona alterata anche all'interno della schiuma (nella vicinanza dell'interfaccia pelle-core-cordone di saldatura), e suggerisce di realizzare uleriori studi sulle proprietà meccaniche di tale zona.

3.9 Flessione a quattro punti su campioni saldati al Fascio elettronico.

Le prove di flessione sui campioni saldati sono state fatte con la stessa attrezzatura e nelle stesse condizioni di carico precedentemente utilizzate nella caratterizzazione del materiale tal quale. Ogni provino è stato ottenuto dividendo a metà i campioni di qualifica della saldatura (Figura 3-36). I provini hanno le stesse dimensioni di quelli del materiale base (45x400x30 mm) e sono stati posizionati sull'attrezzatura in modo che il cordone di saldatura stesse al centro, in corrispondenza dell'LVDT, nella zona in cui si ha solo momento flettente (come mostrato in Figura 3-43).

Le prove di flessione sui campioni saldati sono state realizzate sia con direzione di saldatura ortogonale al verso di laminazione sia con direzione di saldatura parallela al verso di laminazione. In generale la rottura è avvenuta in tutti i casi a livelli di sollecitazione comparabile con quella del materiale base, nel core tra punzone e coltello. In un solo caso la rottura è avvenuta nel giunto saldato tuttavia a livelli di sollecitazione molto elevati.

La saldatura caratterizzata è stata solamente quella con i parametri ottimizzati ad 1,5 m/min. Questa scelta è stata dettata dall'analisi visiva dei campioni preliminari di saldatura che ha evidenziato come la saldatura a minore velocità permette un migliore raccordo fra le creste del giunto saldato. Inoltre sono minimizzate le variazioni di penetrazione dovute all'elevata conducibilità del materiale.

Il campione di saldatura LS, senza inserto, è stato ottenuto con direzione di saldatura parallela al verso di laminazione e successivamente il campione standard 100 mm x 400 mm è stato suddiviso in due parti uguali identificati con LS1A ed LS1B.

Il risultati delle prove a flessione mostrati nella Figura 3-35 sono simili nell'andamento ma hanno performance in termini di tensione massima notevolmente differenti. Il provino LS1A mostra infatti una σ_{max} di circa 104,8 MPa contro gli 86,8 MPa del provino LS1B.

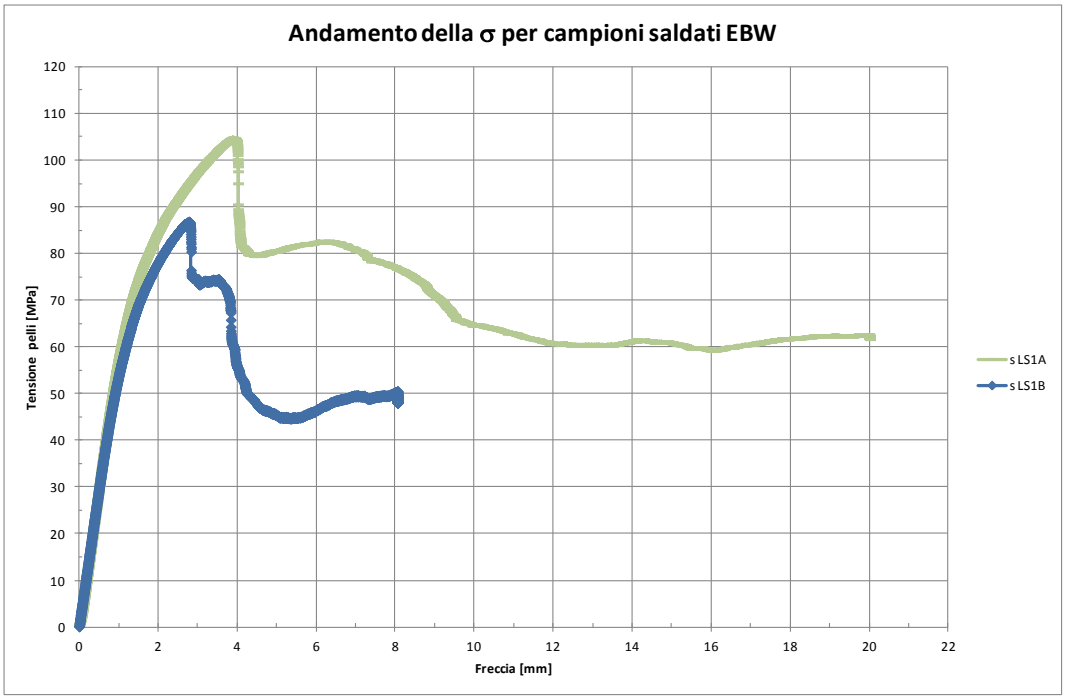


Figura 3-35: Tensione nelle pelli rispetto alla freccia del campione LS1 saldato al F.E.

La rottura è avvenuta per entrambi i provini nel core del materiale base sullo stesso lato, la differenza nel valore massimo può essere giustificata osservando la RX riportata per migliore chiarezza nella figura successiva.

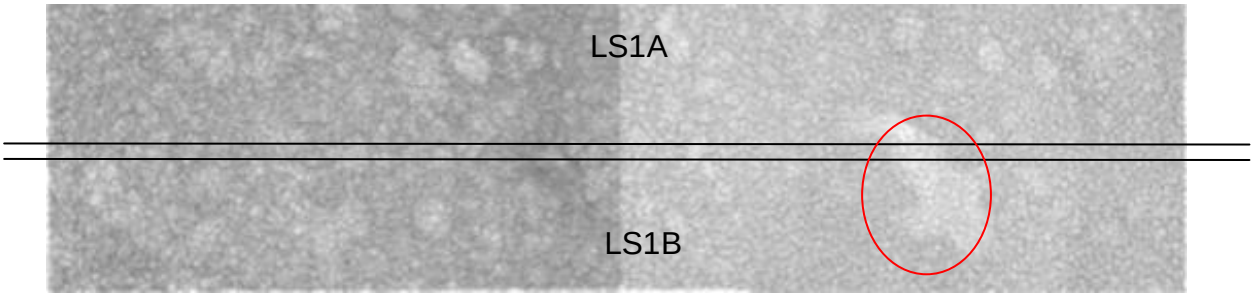


Figura 3-36: Radiografia digitale del campione LS1 da cui si sono ricavati i provini LS1A e LS1B

Come è facile osservare sono stati accoppiati due campioni solo apparentemente uguali. Il campione di destra presenta una densità certamente inferiore a quello di sinistra (la radiografia digitale infatti mostra i colori chiari come più vuoti a differenza delle tradizionali lastre radiografiche). Inoltre, è evidenziato nell'ovale in rosso una zona singolare in cui la densità è ancora più ridotta, tale zona dopo la suddivisione del campione ricade per la maggior parte nel provino LS1B che ha infatti mostrato una minore resistenza. C'è da evidenziare come tuttavia la resistenza raggiunta sia in linea con i valori medi di 83,6 MPa mostrati dai campioni tal quali.

I campioni saldati con inserto sono stati realizzati sia con direzione di saldatura perpendicolare al verso di laminazione (ILSL) sia con direzione di saldatura parallelo al verso di laminazione (ILS).

Anche in questo caso per entrambi i provini abbiamo ottenuto la rottura nel core del materiale base.

Per il campioni ILSL si ha un risultato sostanzialmente uguale con una resistenza massima che supera per entrambi i provini i 140 MPa e quindi superiore anche a quanto mostrato nel materiale base. Anche in questo caso la rottura è avvenuta sullo stesso lato.

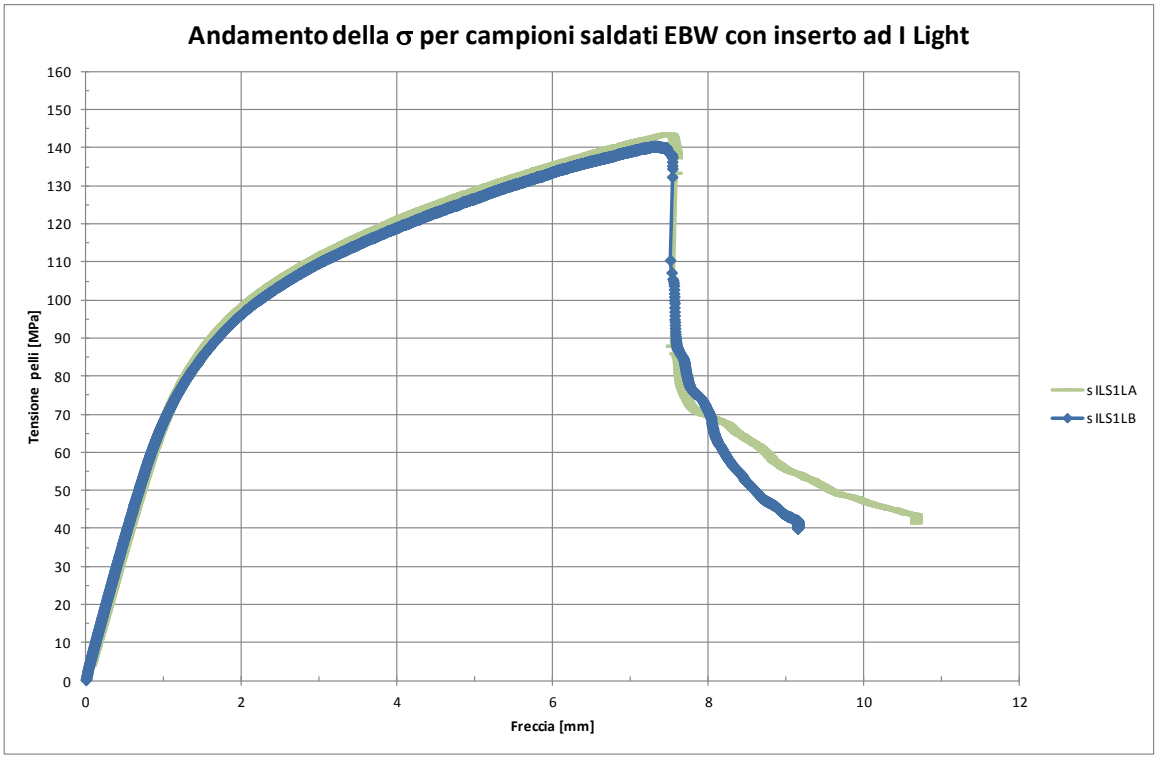


Figura 3-37: Tensione nelle pelli rispetto alla freccia del campione ILS1L saldato al F.E.

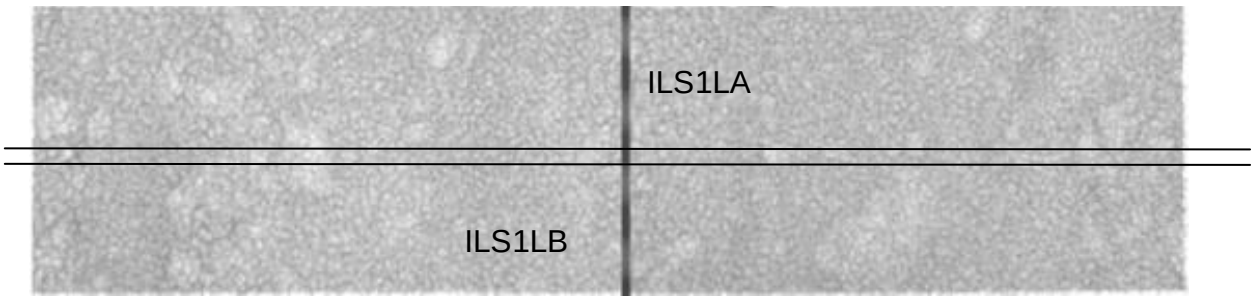


Figura 3-38:Radiografia digitale del campione ILS1L da cui si sono ricavati i provini ILS1LA e ILS1LB

La radiografia mostra come in questo caso vi sia una sostanziale omogeneità della densità dei due campioni saldati anche una volta suddiviso nei due provini A e B. La rottura dallo stello lato si può giustificare dalla lieve riduzione di densità evidente sul lato sinistro.

Il campione ILS saldato con inserto ad I, in cui la direzione di saldatura è parallela a quella di laminazione del pannello, mostra la rottura sempre nel materiale base ma questa volta esiste una notevole differenza fra il provino del lato A e quello del lato B ed il livello di sollecitazione massimo raggiunto è praticamente pari alla metà rispetto ai valori ottenuti con i campioni in cui la direzione di saldatura è ortogonale alla laminazione.

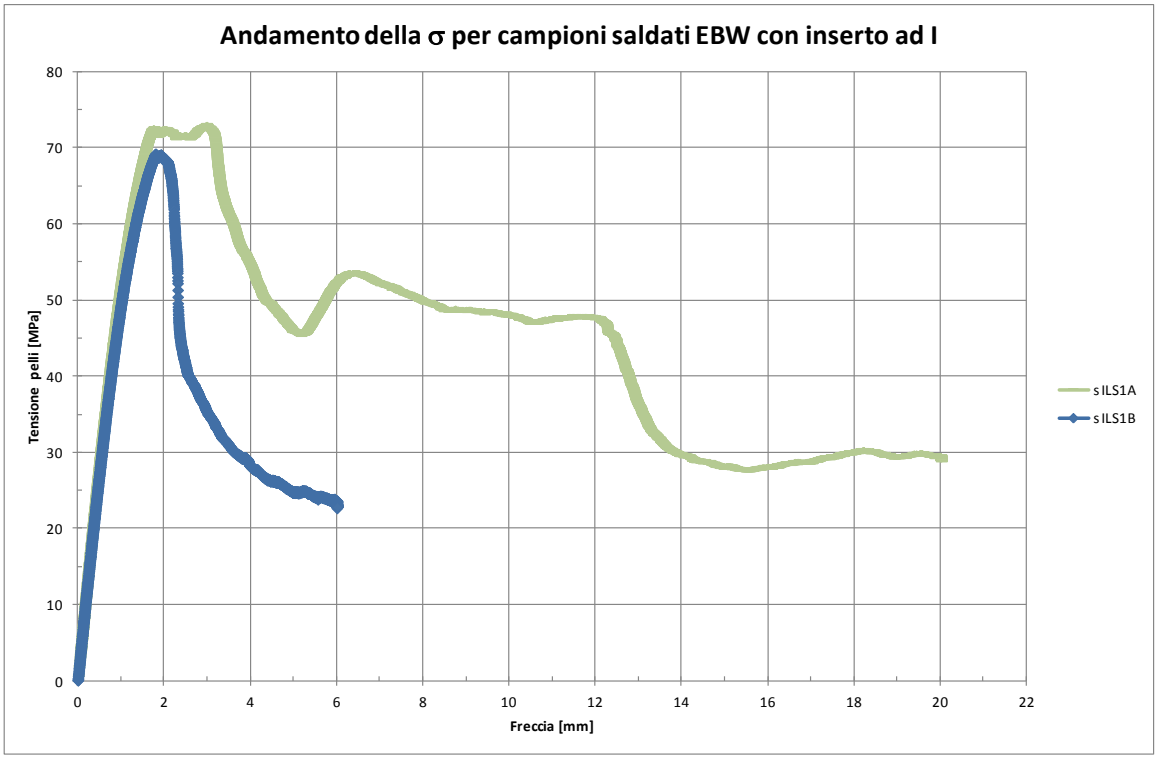


Figura 3-39: Tensione nelle pelli rispetto alla freccia del campione ILS1 saldato al F.E.

Anche in questo caso la rottura è avvenuta sulla stessa porzione di pannello. La giustificazione è sempre legata all'analisi radiografica che mette in luce come una delle porzioni di pannello utilizzate per realizzare i campioni di saldatura (Figura 3-40) abbia, nonostante una buonissima omogeneità nella distribuzione delle celle (lato sinistro), una densità media inferiore rispetto al lato destro.

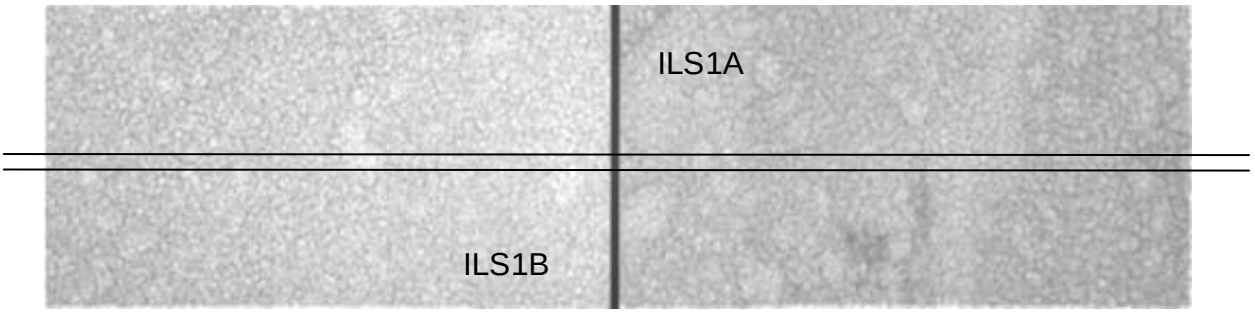


Figura 3-40: Radiografia digitale del campione ILS1 da cui si sono ricavati i provini ILS1A e ILS1B

Da un confronto con gli altri campioni radiografati si osserva come anche i bassi valori di resistenza possono essere giustificati dalla ridotta densità del core.

In fine il campione saldato con inserto quadro in AA 6060 T6, con direzione di saldatura ortogonale al verso di laminazione, è l'unico che ha mostrato un cedimento del giunto,

anche se per valori estremamente elevati di carico:" superiori a 140 MPa", come si può vedere dal grafico di Figura 3-41.

La rottura del giunto saldato è da attribuire sia ad una elevata prestazione del *core* del campione, sia ad un effetto di softening che la saldatura fra AA6082 T4 e AA6060 T6 mostra in ZF e in ZTA, evidenziato anche dalle prove di micro durezza.

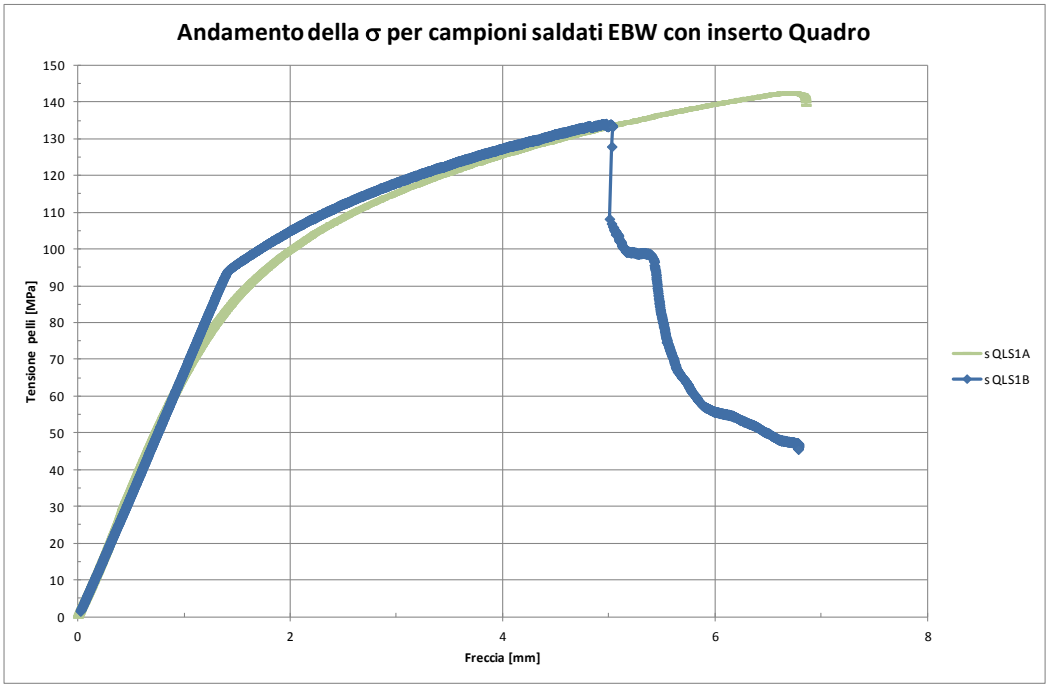


Figura 3-41: Tensione nelle pelli rispetto alla freccia del campione QLS1 saldato al F.E.

La rottura si è localizzata sulla ZTA adiacente la pelle dell'AFS. La curva QLS1A è interrotta bruscamente a causa del cedimento della saldatura che tuttavia avviene a valori superiori a 140 MPa. La normativa [UNI ENV 1999-1-1] prevede di considerare per questo giunto una resistenza ultima pari a 110,5 MPa (estruso in lega AA6060, stato T6, fattore di addolcimento 0,65 con tecnica MIG) e pertanto la prestazione del giunto realizzato risulta più che adeguata.

La singolarità, del provino QLS1B, di un tratto lineare netto superiore al consueto, mostrato chiaramente dal grafico di Figura 3-41, è legato ad un incrudimento subito dalle pelli a causa di un precarico accidentale indotto prima della reale prova di flessione.

Anche in questo caso la giustificazione alle eccezionali performance raggiunte dal campione viene dall'analisi radiografica del campione che mostra un colore mediamente più scuro e quindi una maggiore densità della schiuma rispetto agli altri campioni analizzati ed una omogeneità di distribuzione ottimale delle bolle.

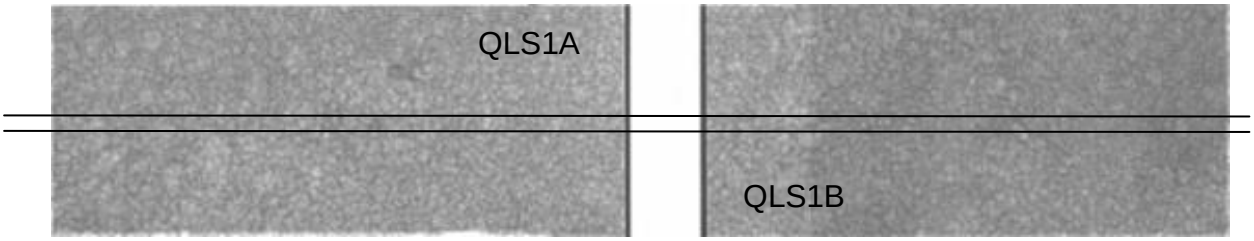


Figura 3-42: Radiografia digitale del campione QLS1 da cui si sono ricavati i provini QLS1A e QLS1B

3.10 Conclusioni sulla saldatura a fascio Elettronico

Si può concludere che la tecnologia al fascio elettronico permette di definire degli ottimi cordoni di saldatura, sia dal punto di vista metallurgico (assenza di macroporosità e cricche) che di resistenza meccanica. Infatti, come si può vedere nella Figura 3-43 (indicato dalla freccia rossa), che l'elemento debole, nelle prove statiche di flessione a quattro punti (4 PBT), risulta il *core*. Infatti come per la maggior parte dei casi il cedimento avviene proprio nella schiuma, in corrispondenza della regione del campione in cui si ha solo la sollecitazione di taglio (tra punzone e coltello). Nell'unico caso in cui si ha la rottura del giunto, possiamo comunque affermare che il livello di sollecitazione raggiunto (140 MPa) è superiore alla resistenza ultima di progetto indicata nell'Eurocodice 9 [***51***]

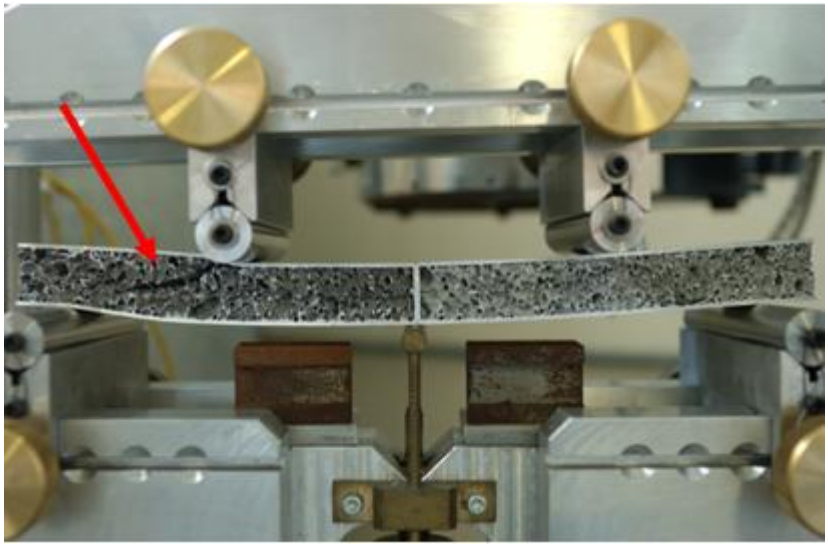


Figura 3-43: Esempio di rottura durante una prova di flessione 4 PBT (ILS1LA)

Allo stesso tempo si è verificata una grande variabilità dei risultati in termini di resistenza dovuta a diverse cause:

- la direzione di saldatura rispetto al verso di laminazione dei pannelli AFS

la densità e la distribuzione dei pori più o meno omogenea delle porzioni di pannelli AFS accoppiati per realizzare i campioni di saldatura.

Possiamo quindi considerare la saldatura al fascio elettronico dei pannelli AFS un benchmark di riferimento, in particolare utilizzando velocità di saldatura di 1,5 m/min, si hanno caratteristiche geometriche della forma migliori (come definito dalla norma UNI EN ISO 13919).

La resistenza del giunto

L'accoppiamento con profilati estrusi migliora le caratteristiche della saldatura se gli inserti sono in lega della serie 5xxx, eliminando l'effetto indesiderato di softening della ZF caratteristico delle leghe della serie 6xxx.

Permangono i problemi legati alla micro porosità persistente in ZF. Questo fattore è di difficile controllo a causa dei residui di agente schiumate presente all'interfaccia core-pelle che in qualche modo in piena penetrazione vengono disciolti nel bagno fuso.

CAPITOLO 4.

Sviluppo di procedimenti di saldatura Laser e Laser Tig di pannelli Aluminum Foam Sandwich (AFS)

4.1 Saldatura Laser delle leghe di alluminio

La saldatura laser delle leghe di alluminio impone la necessità di utilizzare una sorgente laser di potenza adeguata per via della elevata riflettività di questo tipo di materiale. È noto che le sorgenti con lunghezza d'onda di 1,064 micron (Nd:YAG, Disco e Fibra) permettono un migliore accoppiamento laser-materia rispetto alle sorgenti con lunghezza d'onda 10,6 micron (CO_2). Inoltre, i laser a stato solido con lunghezza d'onda 1,064 micron (vicino infrarosso) permettono il trasporto del fascio laser in fibra con notevoli vantaggi in termini di industrializzazione del processo. Allo stesso tempo l'accoppiamento delle sorgenti laser con lunghezza d'onda di 1,064 micron con sorgenti di saldatura ad arco è facilitata dalla minore sensibilità alla schermatura plasmatica rispetto ai laser CO_2. [***52***]

Le ragioni sopra riassunte hanno indirizzato lo sviluppo del procedimento di saldatura laser e laser ibrido, di limitati spessori degli AFS trattati, con la stazione di lavoro Nd:YAG del CR ENEA - TRISAIA. La Tabella 4-1 riassume le principali caratteristiche della stazione di lavorazione che si avvale del laser Haas mod. HL2006D.

Caratteristiche sorgente e sistema di focalizzazione	
Lunghezza d'onda (λ)	1,064 μm
Massima potenza in uscita	2800 W
Potenza nominale	2000 W
Prodotto caratteristico del raggio [$(d_0 \cdot \theta)/4$]	30 mm·mrad
Diametro del nocciolo della fibra ottica (d_k)	600 µm
Lente di collimazione	200 mm
Lente di focalizzazione	150 mm
Diametro macchia focale	0,45 mm
Densità di potenza focale massima	1,25 10^6 W/cm^2
Area di lavoro e velocità di movimentazione	
X = 1000 mm	vx =15.000 mm/min
Y = 800 mm	vy =15.000 mm/min
Z = 300 mm	vz =15.000 mm/min
mandrino	vα =25.000 °/min

Tabella 4-1: dati di targa della stazione HL2006D

Come anticipato, nella saldatura laser delle leghe di alluminio bisogna tenere in opportuna considerazione l'elevata riflettività del materiale. Questo fenomeno è inoltre fortemente influenzato dalla composizione della lega. Mentre l'alluminio puro e la serie

5xxx permettono usualmente un innesco del processo di saldatura keyhole relativamente semplice, lo stesso non si può dire per le leghe della serie 6xxx. In particolare le leghe 6005 e 6060 introducono notevoli difficoltà all'innesco del processo di saldatura laser. Per queste ultime è necessario introdurre particolari accorgimenti che possono consistere: nell'impiego di processi ibridi che permettano un riscaldamento locale che migliora l'accoppiamento laser materia, l'impiego di materiali d'apporto a maggior assorbimento (leghe della serie 5xxx) o un'opportuna combinazione dei due metodi precedenti.[***53***][***54***]
In questo capitolo vengono sintetizzate le prove effettuate per valutare le problematiche di accoppiamento laser materia per le pelli dei pannelli AFS confrontando i risultati con quelli ottenibili con materiali di riferimento della serie 6xxx e 5xxx che vengono più comunemente utilizzati nella realizzazione dei vettori per il trasporto.
Allo stesso tempo sono mostrate le possibili soluzioni, con la saldatura laser e laser arco, applicabili a questo tipo di materiale.

4.2 SET Up e test di saldatura laser stand alone di leghe di alluminio

E' stata condotta una serie di test per valutare la potenzialità della sorgente laser Nd:YAG ENEA nella saldatura degli AFS tra di loro e con componenti realizzati nelle principali leghe di alluminio strutturale (vedi AA5083, AA 6082, AA 6060 e AA 6005).
Nelle prove preliminari si sono utilizzati i seguenti materiali:
Lamiera sp. 2 mm in AA6050 T6
Lamiera sp. 3 mm in AA5083 H321
AFS con pelli di spessore 1,7 mm in AA 6082 T4
I test preliminari di rifusione (bead on plate, BoP) sono stati realizzati con i parametri riportati in Tabella 4-2:

Potenza	Velocità	Gas	Focalizz.	Diametro ugello	Distanza ugello
2000 W	1000 mm/min	25 Nl/min Argon	0 (in superficie)	8 mm	8 mm

Tabella 4-2:parametri preliminari di rifusione

Lo schema di saldatura e la foto dell'attrezzatura utilizzata sono mostrati nella figura Figura 4-1:

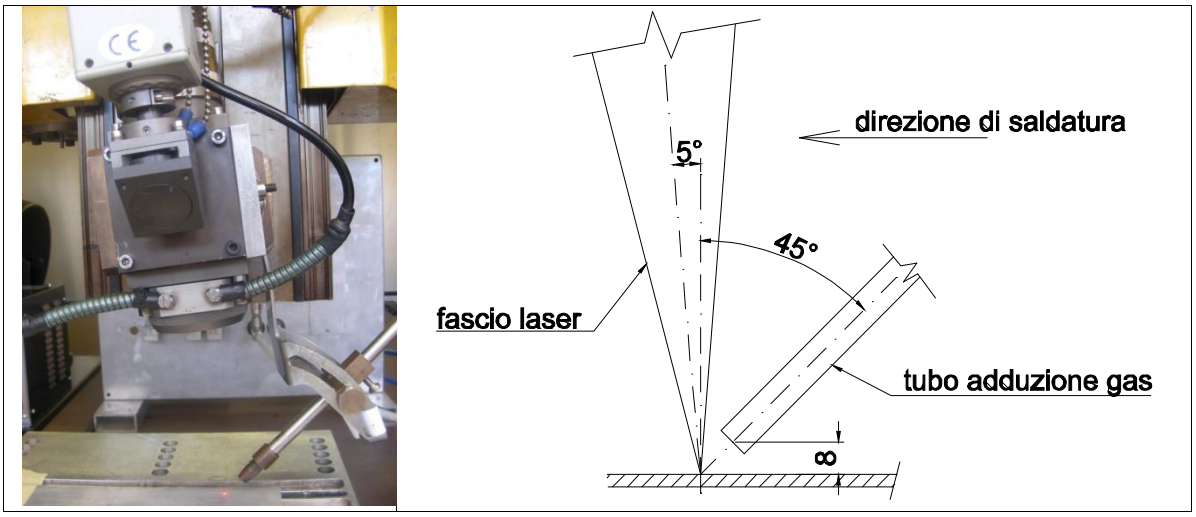


Figura 4-1: Foto e schema del Set Up di saldatura con solo laser di leghe di alluminio

Lo schema mostra come l'asse del fascio laser sia stato inclinato di 5° rispetto alla verticale mentre l'ugello di soppressione del plasma sia inclinato di circa 45° ed orientato nel senso di avanzamento della saldatura. L'incidenza del gas di soppressione del plasma è appena dietro al punto di interazione laser-materia.

Questa configurazione permette di proteggere le ottiche da eventuali retroriflessioni che possono verificarsi in caso di mancato innesco del processo di saldatura keyhole e garantisce allo stesso tempo un'adeguata azione di soppressione del plasma e la protezione del bagno di fusione.

Come atteso i risultati dipendono fortemente dal tipo di lega trattata.

Mentre la potenza di 2000 W risulta inefficace sulla lega AA6060 realizzando una semplice rifusione superficiale di pochi micron, gli stessi parametri sulla lega AA5083 portano alla piena penetrazione a tratti della lamiera da 3 mm.

Figura 4-2: Differenti effetti del laser su differenti leghe di alluminio

In particolare, la lega AA 6060 T6 mostra al dritto una rifusione lucida di larghezza confrontabile con il diametro dello spot focale, mentre sulla lega AA5083 H321 la

larghezza al dritto è di circa 3,2 mm. Il mancato innesco del processo di saldatura key hole porta ad una quasi completa riflessione del fascio laser, molto pericolosa , e quindi da evitare, in quanto determina il riscaldamento della testa laser. L'innesco del processo di saldatura laser sulla lega AA 5083 H321 è invece accompagnato da una notevole formazione di spruzzi che portano a un rapido danneggiamento del vetrino di protezione. Bisogna quindi utilizzare lame d'aria per ovviare tale fenomeno. La Figura 4-3 mostra il sistema adottato.

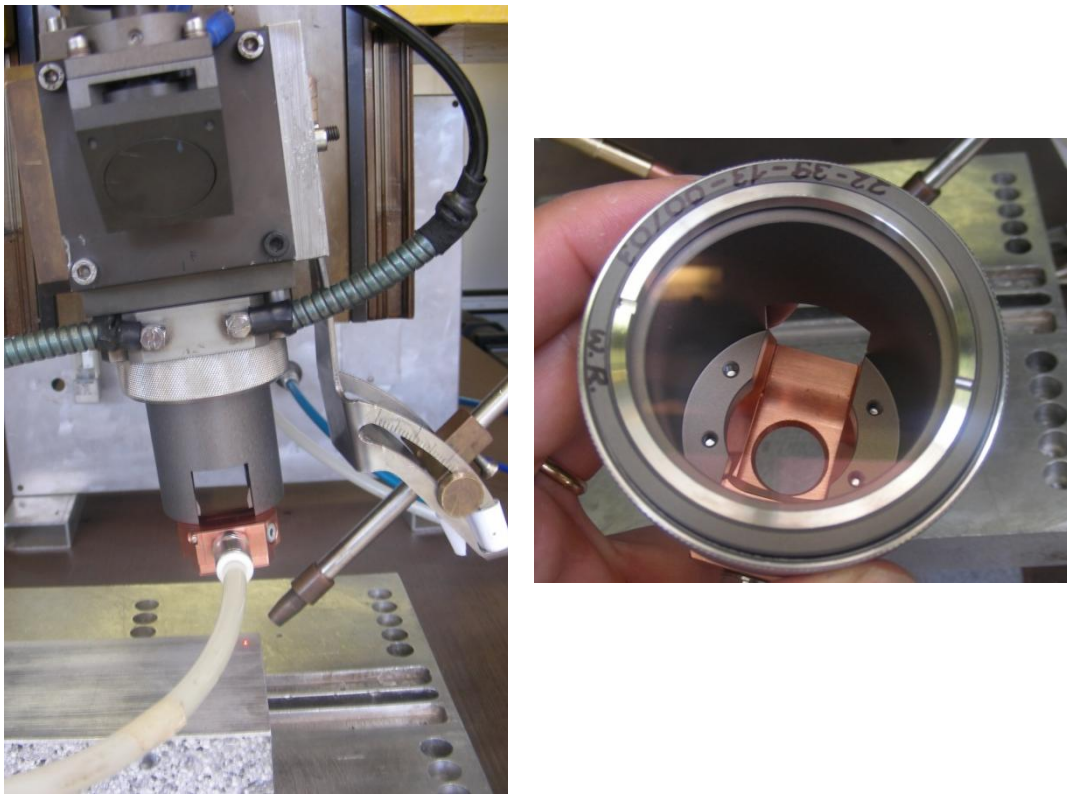


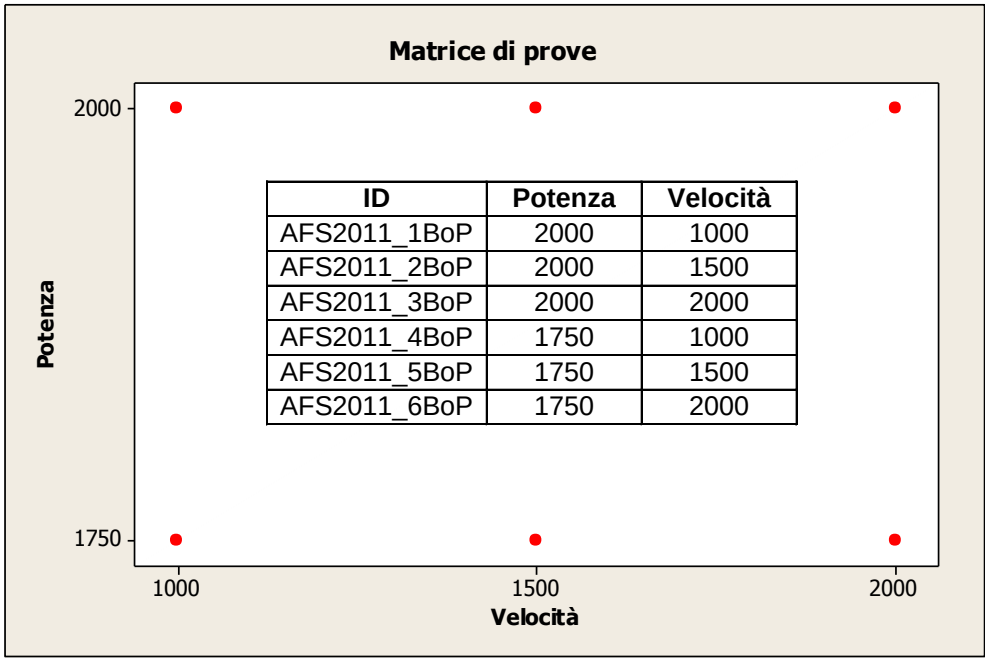
Figura 4-3: Set Up con lama d'aria (pressione 5 Bar); a DX il controllo dello stato de vetrino di protezione dopo 10 prove non mostra segni di spatter ad indicare una buon efficienza di protezione della lama d'aria.

Gli stessi parametri sulla pelle dell'AFS portano invece ad una condizione intermedia. Una prima parte di circa 8 mm evidenzia una zona di riflessione con una lieve rifusione superficiale. Dopo questo primo tratto, grazie all'incremento di temperatura della pelle e al conseguente maggiore assorbimento della radiazione laser, si ha l'innesco del processo keyhole con un allargamento continuo del bagno di fusione.

Sulla base del risultato ottenuto è stato predisposto un piano sperimentale da effettuare direttamente sulle pelli degli AFS in quanto non è possibile per la saldatura laser utilizzare un materiale surrogato: è infatti necessario tenere in considerazione gli effetti

correlati di assorbimento della radiazione laser e della conduzione del calore, che per le leghe di alluminio non può essere trascurata e che dà origine a notevoli transitori.

L'accorgimento introdotto nel programma di saldatura consiste in una pausa di 800 ms dopo l'apertura dell'otturatore, che permette un innalzamento della temperatura locale sufficiente ad innescare il processo di saldatura e a ridurre gli effetti transitori.



ID	Potenza	Velocità
AFS2011_1BoP	2000	1000
AFS2011_2BoP	2000	1500
AFS2011_3BoP	2000	2000
AFS2011_4BoP	1750	1000
AFS2011_5BoP	1750	1500
AFS2011_6BoP	1750	2000

Figura 4-4:Matrice di prove di penetrazione su pelli di AFS

Le prove riassunte nello schema precedente (Figura 4-4) hanno messo in evidenza come la potenza nominale massima applicabile della sorgente, sia in realtà anche la potenza di soglia per la saldatura delle pelli degli AFS. Infatti, riducendo la potenza a 1750 W non si ha innesco del keyhole, né a 1500 né a 1000 mm/min, mentre a 2000W si ottiene l'innesco per tutte e tre le velocità considerate.

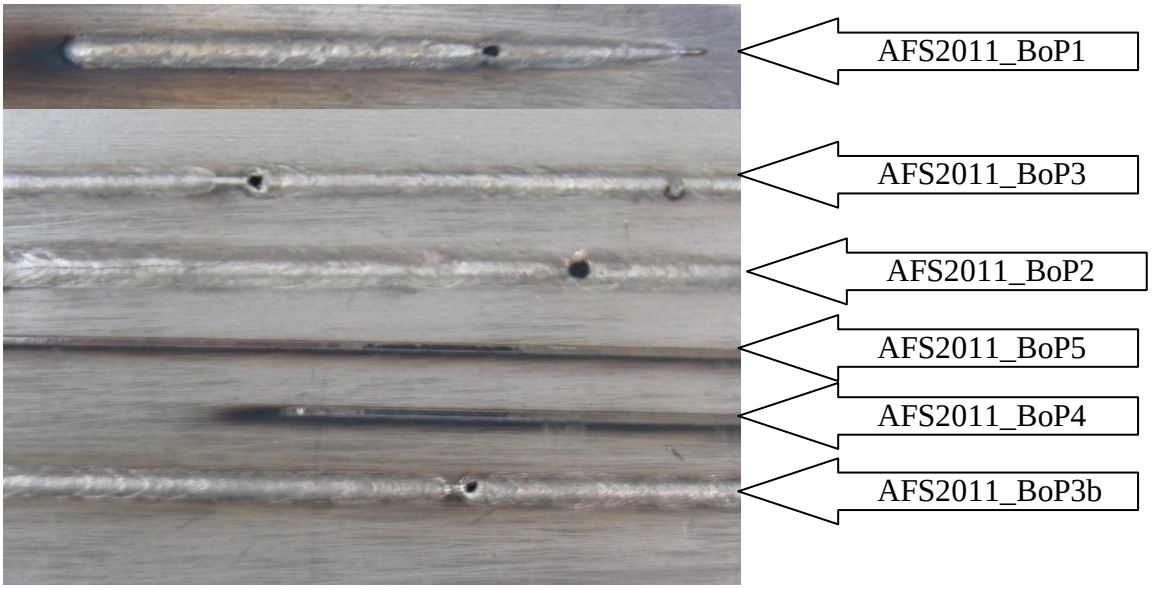


Figura 4-5: Aspetto al dritto delle prove di rifusione

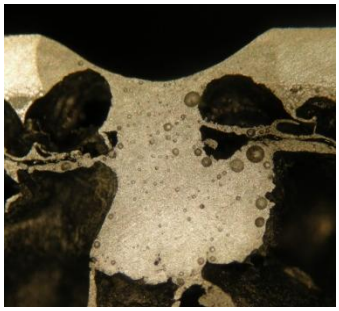
Dall'analisi visiva delle prove effettuate si osserva (Figura 4-5) come a potenza 2000 W si riesca ad ottenere un processo di saldatura Keyhole anche a 2000 mm /min. In tutti i casi però si osserva una certa instabilità del processo, con la formazione di un foro nella pelle. Ha velocità di 2m/min, dopo il foro, con conseguente "perdita" del fascio laser all'interno della schiuma, è più evidente la presenza di un breve tratto di saldatura in conduzione per poi riottenere la formazione del keyhole.

La formazione di fori è probabilmente dovuta ad assottigliamenti locali delle pelli. La conseguente dispersione del fascio laser all'interno del pannello, genera un transitorio locale in cui si ha una momentanea riduzione della temperatura sulla lamiera e conseguentemente un minor assorbimento della radiazione laser. Successivamente a questo transitorio vengono ripristinate le condizioni per la formazione del keyhole. Maggiore è la velocità di processo, più lungo è il trattino in regime di conduzione: ecco perché le prove AFS2011_BoP3 e BoP3b, identiche fra di loro e con velocità di 2000 mm/min, mostrano un tratto più lungo rispetto alla AFS2011_BoP1 e BoP2 dove è quasi impercettibile. L'effetto del continuo riscaldamento del pezzo e della conduzione del calore nelle pelli in alluminio è maggiormente evidente nelle prove a minore velocità, AFS2011_BoP1 e BoP2, come evidenziato dal continuo allargamento del bagno di fusione, che può portare alla formazione di una criccatura a caldo.

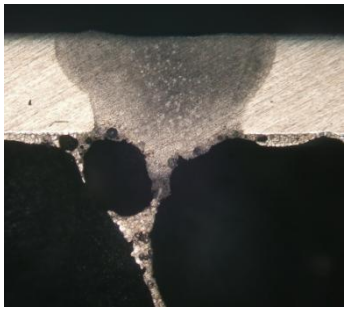
La prova AFS2011_BoP6 non è stata condotta per evitare inutili rischi di riflessione già evidenziati dalle prove AFS2011_BoP4 e BoP5.

La potenza di 2000 W si mostra tuttavia eccessiva per la velocità di 1000 mm/min determinando un collasso del bagno di fusione. Allo stesso tempo la AFS2011_BoP2 mostra una sezione macrografica accettabile nella prima parte del cordone, che tuttavia successivamente degenera con il collasso del bagno di fusione accompagnato da una criccatura longitudinale. I test effettuati a 2000 mm/min (AFS2011_BoP3 e BoP3b) hanno mostrato cordoni sufficientemente stretti ed omogenei con una certa suscettibilità alla formazione di incisioni marginali.

La Tabella 4-3 mostra il riepilogo macrografico delle prove effettuate.

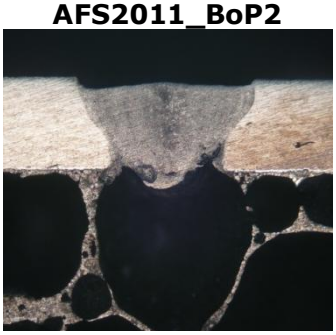


ASF2011_BoP1



AFS2011_BoP2

AFS2011_BoP3



AFS2011_BoP3b

Tabella 4-3: Riepilogo macrografico delle prove di saldatura BoP solo laser effettuate sulla pelle AFS.

4.2.1 Saldatura laser di AFS

Alla luce delle prove di rifusione sono stati realizzati dei test di saldatura di testa su pannelli AFS di dimensione ridotta a 100 mm x 50 mm. I campioni sono stati preventivamente spazzolati con spazzola in acciaio inossidabile e sgrassati con alcool. I parametri di saldatura utilizzati sono: 2000 W e 2000 mm/min, con gas di processo Argon 4.8, ad una portata 10 Nl/min, indirizzato sul bagno di fusione mediante l'ugello di una torcia TIG.

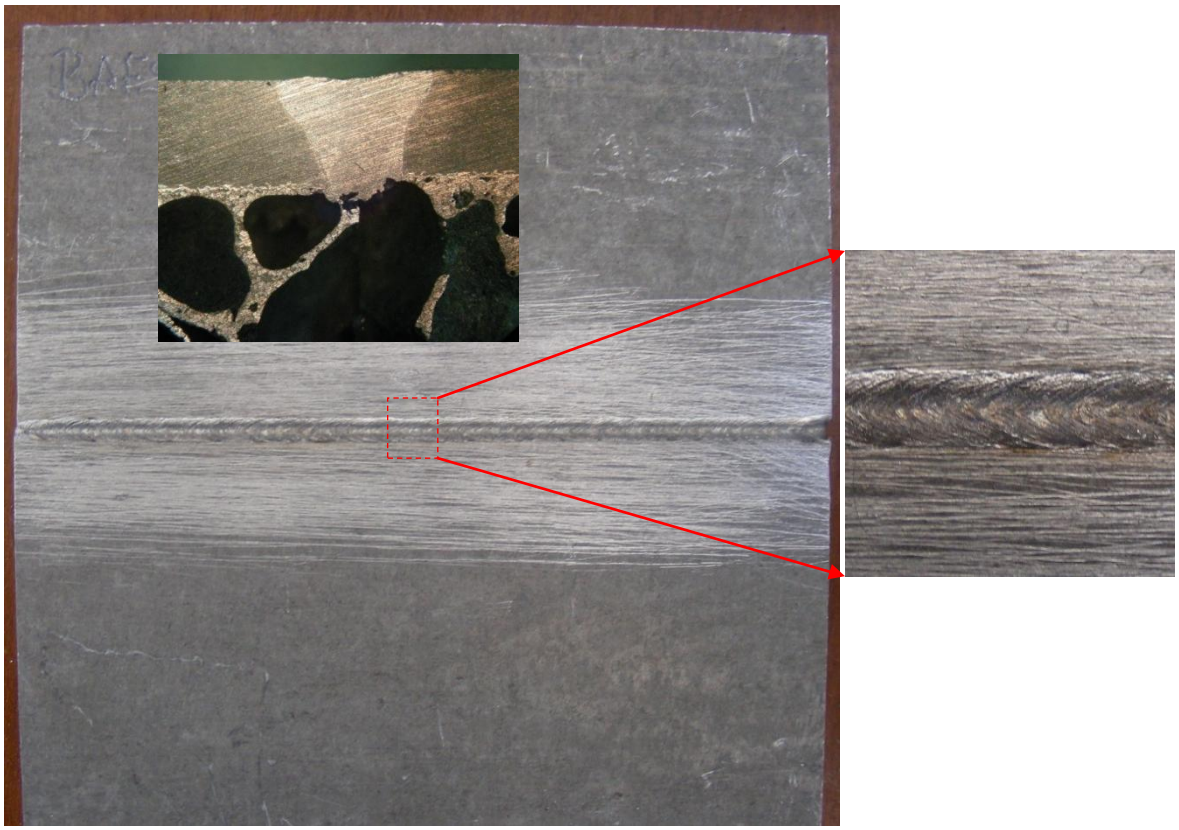


Figura 4-6:Aspetto al dritto del campione AFS saldato di testa BAFS_L1 e sezione macrografica.

4.3 Set Up per saldatura laser TIG di leghe di alluminio ed analisi DoE dei principali parametri di processo

Come evidenziato nei test di saldatura laser stand-alone, l'elevata riflettività delle leghe di alluminio impone l'impiego di elevate potenze laser. Inoltre, uno dei problemi nella saldatura laser è la presenza dello strato di allumina superficiale che deve essere rimosso prima della saldatura, per evitare inclusioni nel giunto. Anche per le leghe di alluminio che meglio assorbono la radiazione laser (5xxx) l'instabilità del keyhole porta ad un aspetto superficiale del cordone di saldatura "tormentato" ed alla formazione di porosità.

La possibile soluzione è l'applicazione della saldatura laser-arco, nella quale le due tecniche lavorino sinergicamente per colmare l'una le limitazioni dell'altra ed ottenere un processo ad elevata produttività e buona qualità. Il sistema può essere completato con l'applicazione di un sistema di adduzione del materiale d'apporto.

La Figura 4-7 mostra lo schema di saldatura applicato ed il sistema utilizzato per le prove.

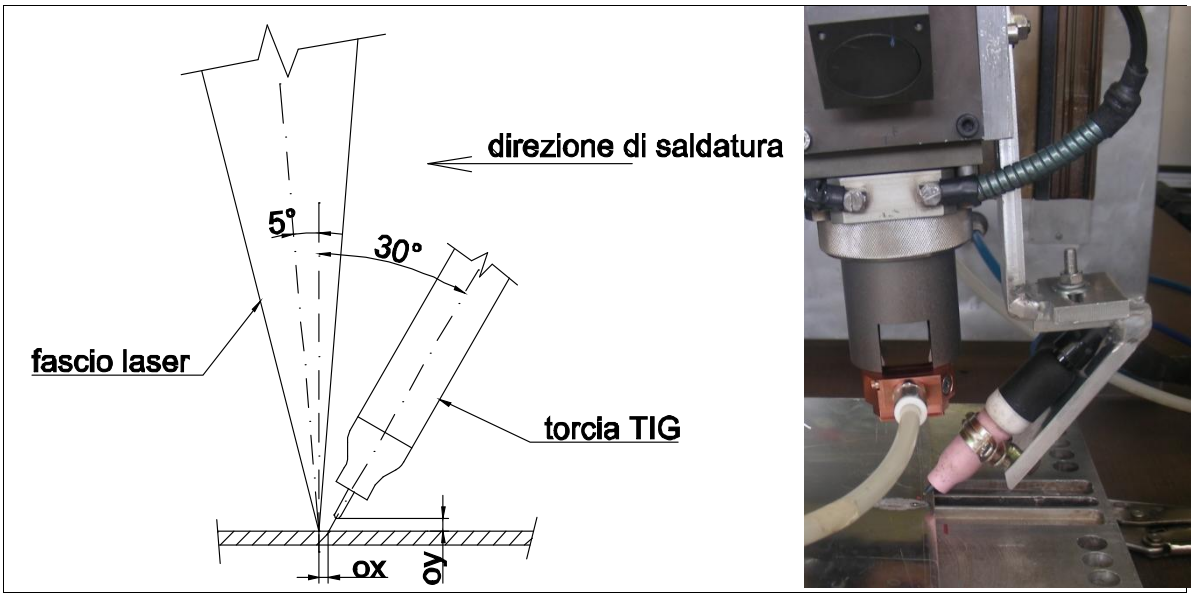


Figura 4-7: Schema di saldatura Laser TIG.

Un primo set di prove è stato realizzato con il solo TIG, su una lamiera di alluminio, per verificare entro quali limiti sia garantita la stabilità del processo di saldatura alle velocità inusuali che sono richieste dalla tecnica laser.

In particolare, si sono fatti variare: velocità di saldatura (tre livelli), distanza elettrodo pezzo (2 livelli) e corrente di saldatura (2 livelli).

La saldatrice utilizzata è una TELWIN Superior TIG 362 con corrente massima di 350 A.

Nella Tabella 4-4 sono riportati i principali parametri impostati sulla saldatrice:

- Saldatura in CA onda quadra;
- Frequenza 100 Hz
- Ripartizione onda 50 %
- Rampa discesa 200 ms
- Corrente di Base 7%
- Elettrodo 3,2 mm WTh

Tabella 4-4:Riepilogo principali parametri fissi della saldatura TIG

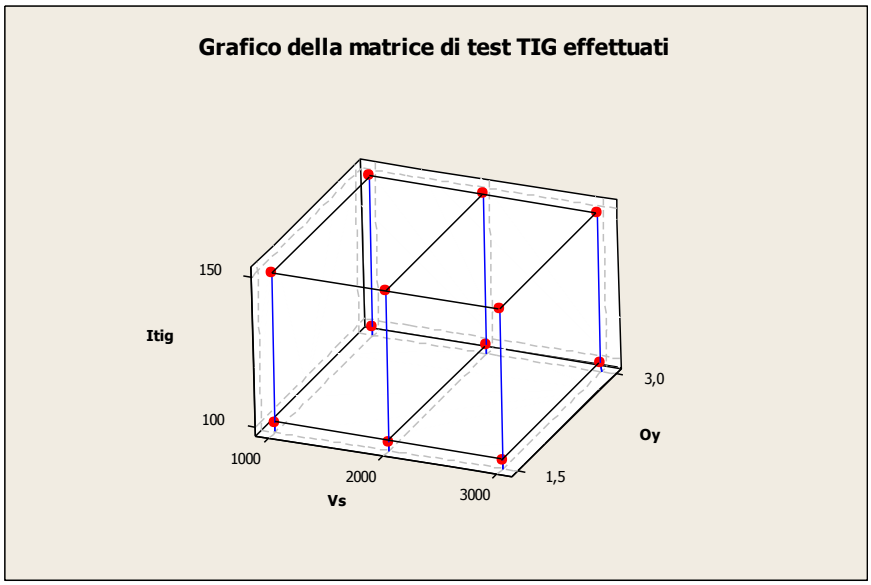
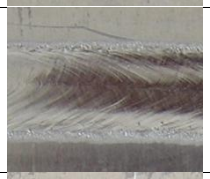


Figura 4-8:Piano sperimentale a 3 fattori per verificare i limiti di stabilità della saldatura TIG automatica su leghe di alluminio.

ID	Vs	ITig	Oy	Vista al Dritto
TIG1	1000	100	1,5	
TIG10	1000	100	3,0	
TIG6	1000	150	1,5	
TIG7	1000	150	3,0	
TIG2	2000	100	1,5	
TIG11	2000	100	3,0	

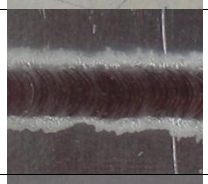
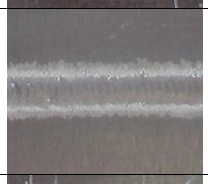
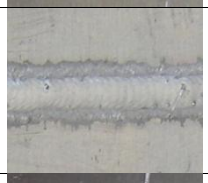
TIG5	2000	150	1,5	
TIG8	2000	150	3,0	
TIG3	3000	100	1,5	
TIG12	3000	100	3,0	
TIG4	3000	150	1,5	
TIG9	3000	150	3,0	
ID	**Vs**	**ITig**	**Oy**	**Vista al Dritto**

Tabella 4-5:Riepilogo prove BoP TIG con relativo aspetto superficiale al dritto.

Dall'analisi dell'aspetto superficiale (Tabella 4-5) si è potuto osservare come la distanza Oy di 1,5 mm (secondo lo schema di Figura 4-7) consente in tutta le condizioni una maggiore stabilità e una minore larghezza del bagno fuso. La corrente di saldatura più alta permette una maggiore larghezza del bagno di fusione e garantisce il mantenimento di una certa stabilità anche alla velocità massima (3 m/min).

Con una distanza Oy di 3 mm e la corrente di 100 A l'effetto TIG si limita ad una rimozione dello strato di allumina, sia a velocità di 2 m/min (T11) che di 3 m/min (T12).

Da queste prove è evidente che un'eccessiva distanza elettrodo - pezzo porta ad una instabilità, con rischio di spegnimento dell'arco, che disperde la potenza dell'arco, e si ha solo la rimozione dello strato di allumina, con scarso assorbimento di energia nel materiale.

Le velocità più alte, in funzione della frequenza impostata, portano ad una maggiore distanza delle creste del cordone e quindi ad un minor effetto di "dressing" del cordone.

La Figura 4-9 mostra gli effetti medi principali e l'interazione dei parametri di saldatura sulla larghezza del bagno di fusione.

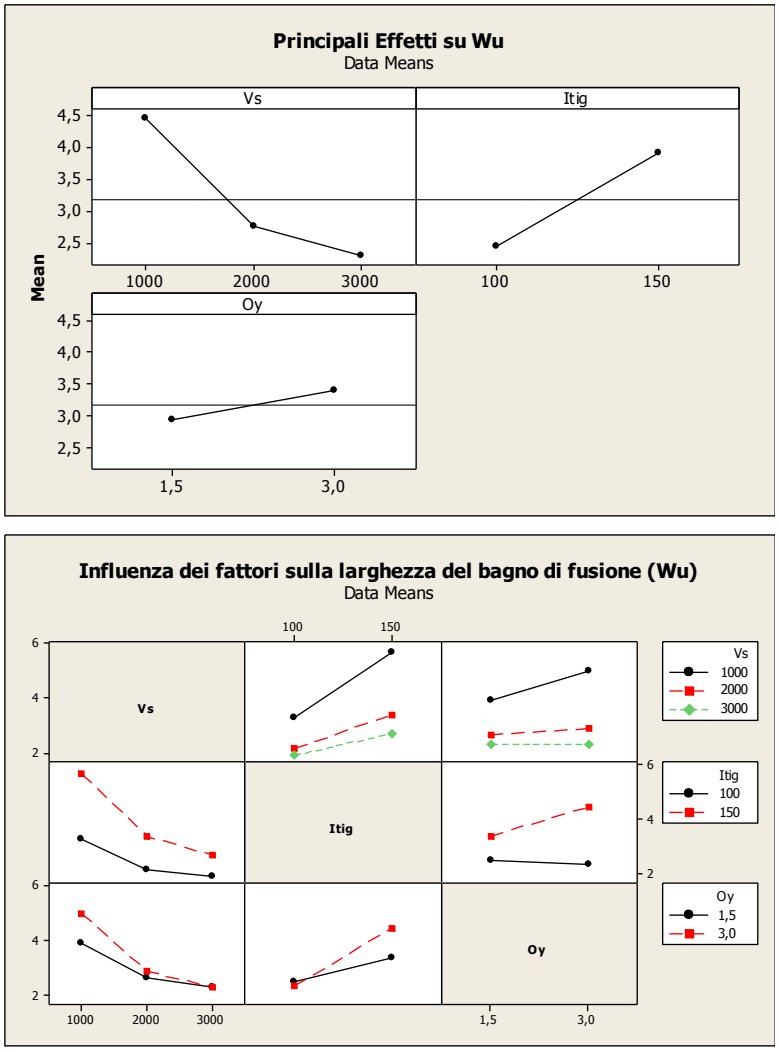


Figura 4-9:Grafici riepilogativi dei principali effetti dei fattori velocità di saldatura (Vs), corrente TIG (ITig) e distanza elettrodo pezzo (Oy) sulla larghezza del cordone.

Per le successive prove laser-TIG si è deciso di impostare la distanza Oy a 2 mm come miglior compromesso fra stabilità dell'arco e semplicità di accoppiamento con il laser.

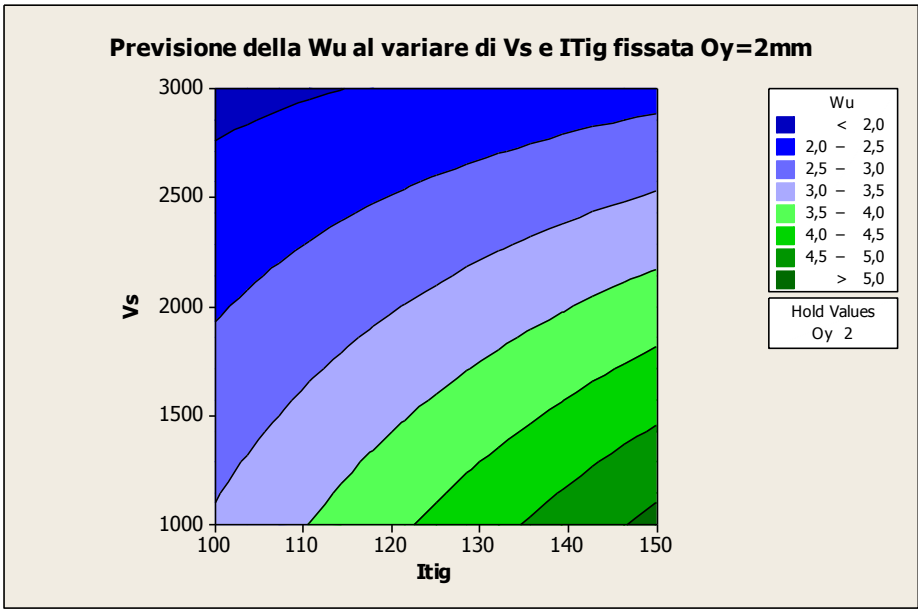


Figura 4-10: Risultati attesi per la saldatura solo TIG per Oy=2 mm.

Il piano sperimentale realizzato per lo studio dell'interazione del laser con il TIG è sintetizzato dalla Figura 4-11. In particolare, fissata la distanza Oy sono stati definiti 3 parametri fondamentali: la Potenza laser (PL), la corrente TIG (ITig) e la velocità di saldatura (Vs); i primi due su due livelli mentre il terzo (Vs) in analogia alla prove precedenti è stata mantenuta su 3 livelli.

Il materiale utilizzato per questo studio preliminare è un profilato in lega AA6060 con spessore 3mm.

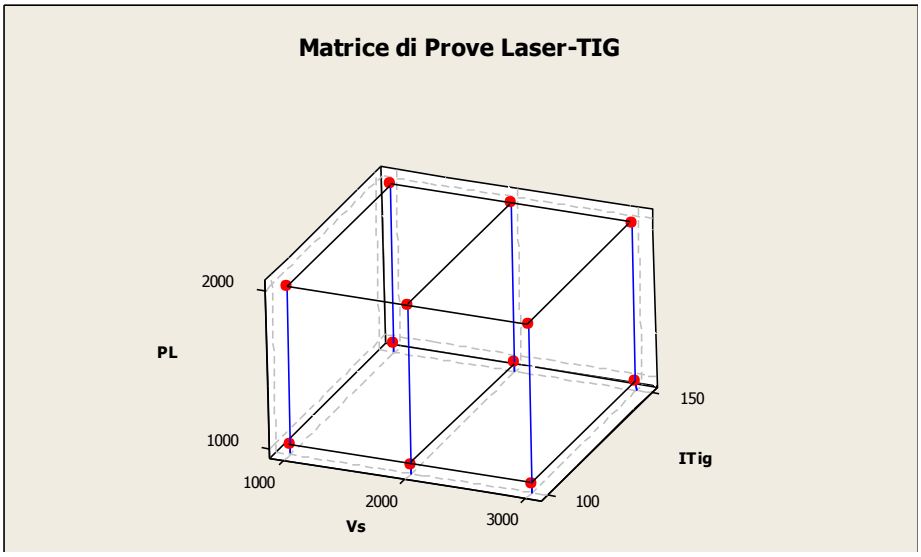
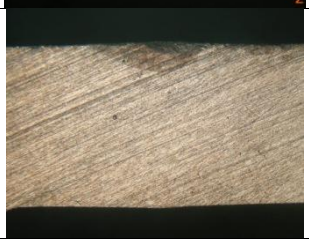


Figura 4-11: Piano sperimentale 3 fattori per lo studio dell'interazione del laser con il TIG su leghe di alluminio.

La tabella seguente sintetizza le prove effettuate e mostra le relative macrografie.

ID	PL	ITig	Vs	Macro
LTIG1	1000	150	2000	
LTIG2	1000	150	3000	
LTIG11	1000	150	1000	
LTIG5	1000	100	2000	
LTIG6	1000	100	3000	
LTIG12	1000	100	1000	

LTIG3	2000	150	2000	
LTIG4	2000	150	3000	
LTIG9	2000	150	1000	
LTIG7	2000	100	2000	
LTIG8	2000	100	3000	
LTIG10	2000	100	1000	
ID	**PL**	**ITig**	**Vs**	**Macro**

Tabella 4-6: Riepilogo prove BoP Laser-TIG (LTIG) con relative sezioni micrografiche.

In questa prima fase i parametri di risposta analizzati sono stati essenzialmente la larghezza del cordone al dritto (Wu) e la profondità di penetrazione (D). I grafici successivi riassumono come i parametri di processo influenzano la forma del cordone.

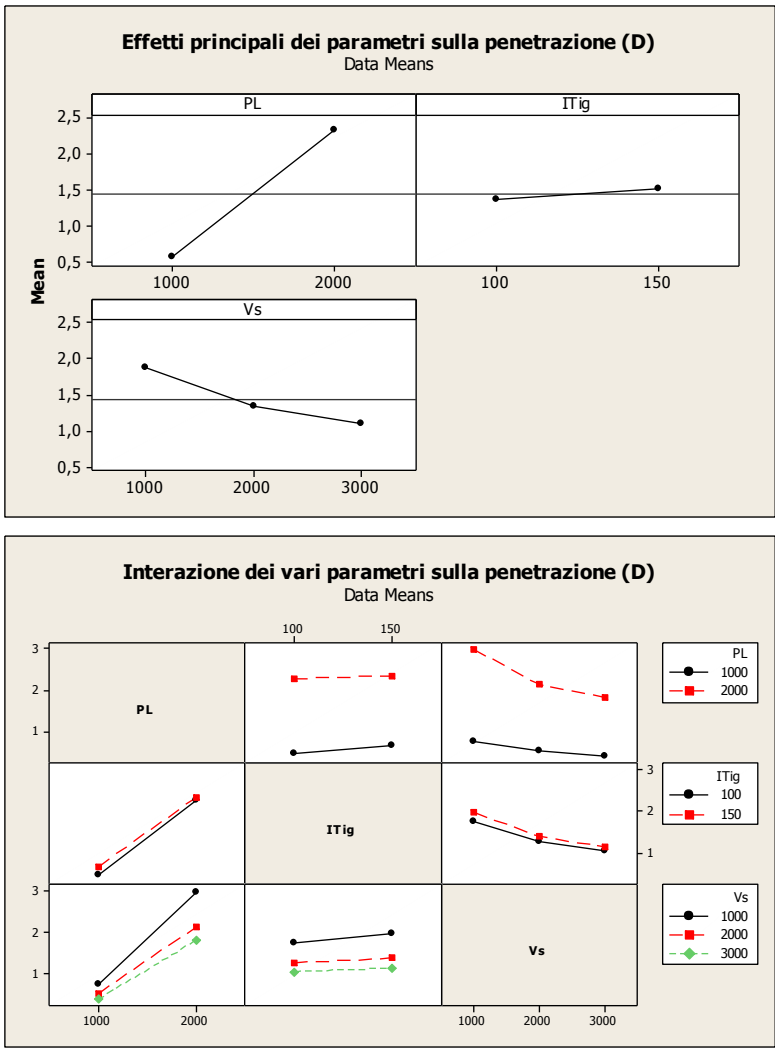


Figura 4-12: Grafici di riepilogo dei principali effetti e dell'interazione dei parametri di processo sulla penetrazione.

In particolare si osserva che è la potenza laser ad influire maggiormente sulla penetrazione, seguita dalla velocità di saldatura, mentre l'effetto della corrente TIG è assai modesto. Allo stesso tempo il grafico di interazione tra i tre parametri fondamentali (PL, ITig, Vs) evidenzia come la penetrazione sia garantita essenzialmente dalla massima potenza laser mentre a 1000W non si hanno effetti di penetrazione Key-hole a nessun livello di velocità e di potenza d'arco (ITig).

La figura seguente mostra l'andamento della penetrazione al variare dei tre suddetti parametri, fissate alcune condizioni.

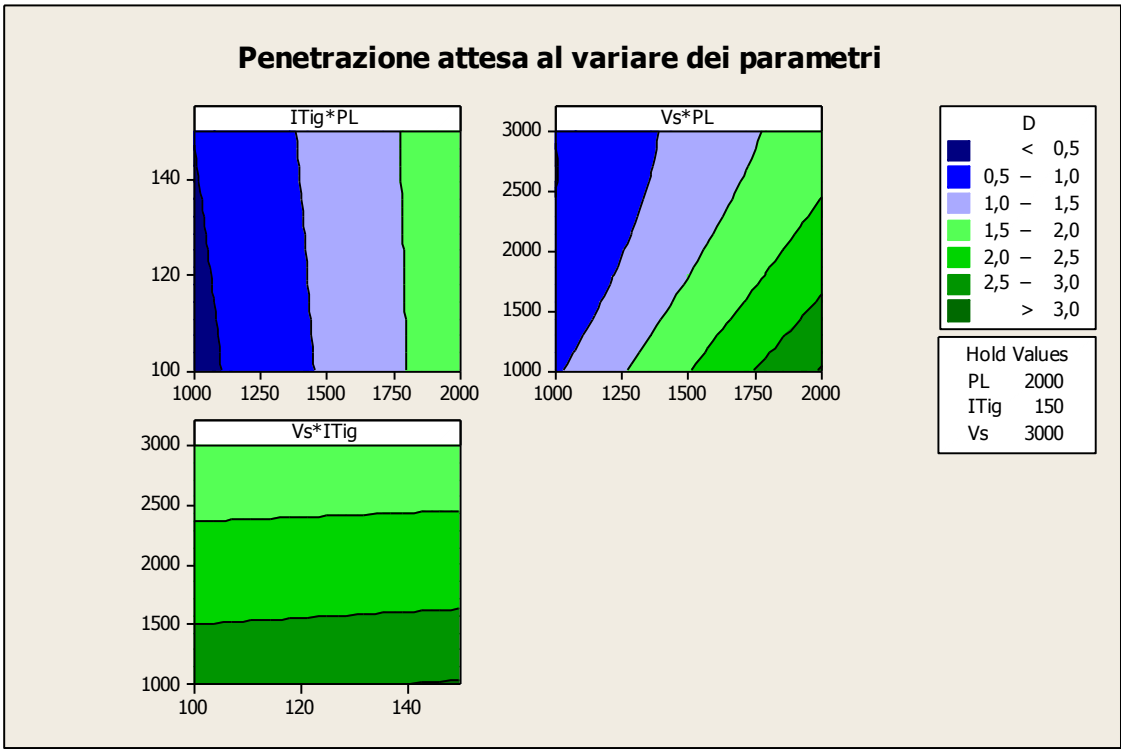


Figura 4-13: Andamento della penetrazione al variare di PL, ITIG e Vs

L'obiettivo finale di saldare le pelli degli AFS che hanno uno spessore di 2 mm permette di identificare le aree di maggior interesse dove concentrare le successive prove di saldatura. In particolare, fissata la Vs a 3000 mm/min, la potenza laser deve essere mantenuta a valori massimi.

La stessa analisi è stata effettuata per studiare la variazione della larghezza del cordone di saldatura al dritto. Dai grafici di Figura 4-14 si osserva, facendo il confronto con i grafici di Figura 4-12, come in questo caso si riduce la dipendenza dalla potenza laser, mentre aumenta l'influenza sia della velocità, sia della corrente TIG (aumento della pendenza della linea del grafico di Figura 4-14).

L'incremento maggiore si ottiene alle basse velocità e ad elevate potenze, come dimostrato anche dall'osservazione delle macrografie LTIG9 ed LTIG10: sia a 100 A che a 150 A di corrente TIG si verifica un completo collasso del cordone di saldatura la cui larghezza risulta superiore allo spessore da saldare.

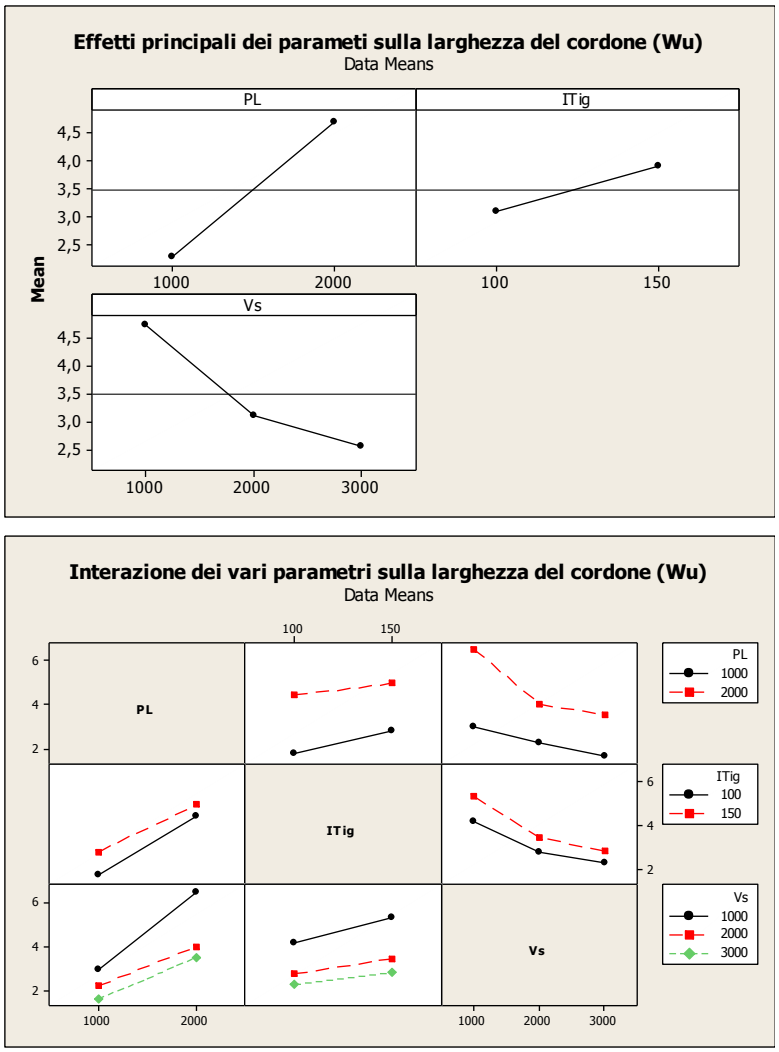


Figura 4-14: Grafici di riepilogo dei principali effetti e dell'interazione dei parametri di processo sulla larghezza del cordone al dritto.

In ultima analisi, fissati gli intervalli di *desiderabilità* per la profondità di penetrazione e per la larghezza del cordone di saldatura, è possibile estrapolare le finestre entro cui ricercare i parametri ottimali. In particolare, la Figura 4-15 mostra che, fissata la penetrazione tra 1,8 e 2,1 mm e la larghezza del bagno di fusione tra 3,5 e 5 mm, è necessario utilizzare una potenza fra i 1800 e i 2000 W, mentre la corrente TIG , ha molta poca influenza.

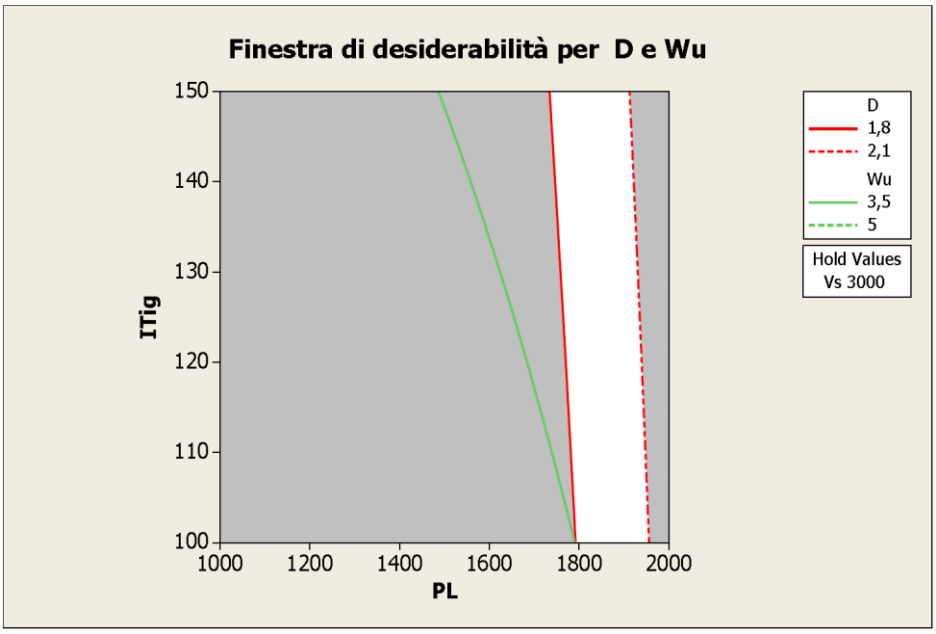


Figura 4-15: Finestra di desiderabilità fissata la velocità di saldatura a 3 m/min.

4.3.1 Saldatura Laser TIG di AFS

Sulla base dei risultati ottenuti nei test di rifusione sono stati identificati due possibili conbinazioni di parametri di saldatura (Tabella 4-7) per le pelli dei pannelli AFS. Le prove preliminari sono state condotte su campioni di dimensioni ridotte con una lunghezza di saldatura di 100 mm e una larghezza di circa 50 mm.

Dall'analisi visiva preliminare è risultato che la velocità di saldatura di 2 m/min è troppo bassa, in quanto il bagno di fusione tende a collassare. L'incremento di velocità a 3 m/min invece permette di ottenere degli ottimi risultati a livello visivo.

Con gli stessi parametri BAFS_LT2 è stato realizzato un campione di qualifica (Figura 4-16) di dimensioni 100 mm x 400 mm per l'effettuazione di prove di flessione su 4 punti.

Il campione evidenzia una lieve concavità al centro della saldatura molto probabilmente dovuta a un leggero *gap* o a smussatura dei pezzi uniti. Questa problematica può trovare rimedio con l'impiego di una pur minima quantità di materiale d'apporto (filo). Ciò ha portato ad effettuare una campagna di prove, per lo sviluppo di un procedimento di saldatura laser Tig - Filo.

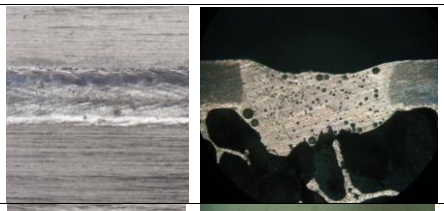
ID	PL	ITig	Vs	Portata gas	Aspetto al dritto e macro
BAFS_LT1	2000	100	2000	10 Nl/min	
BAFS_LT2	2000	100	3000	10 Nl/min	

Tabella 4-7: Test di saldatura di AFS mediante Laser TIG

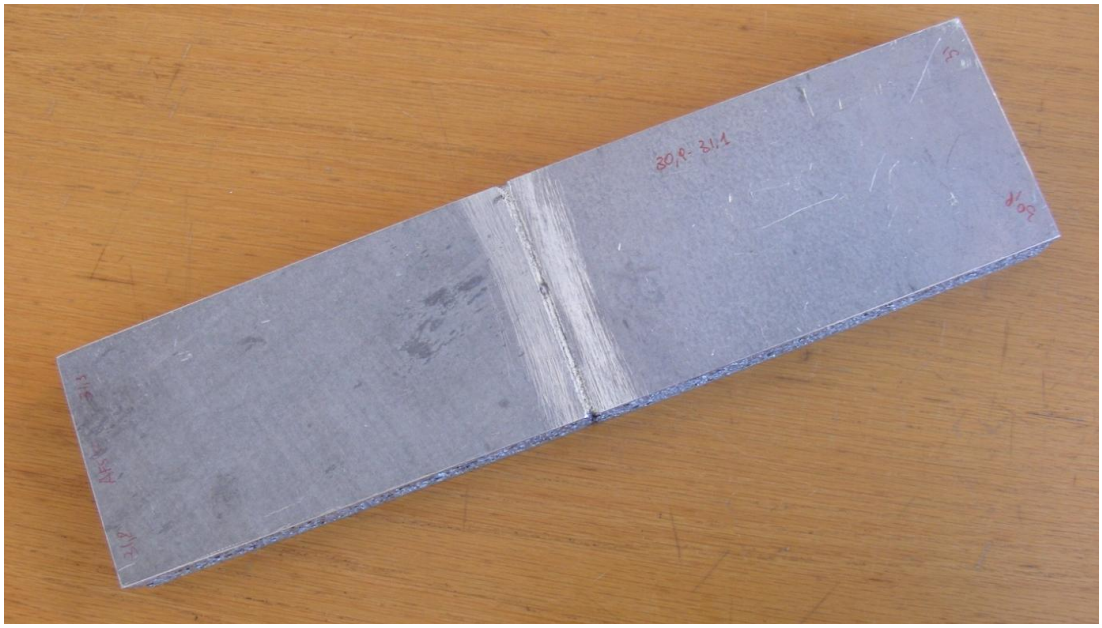


Figura 4-16: Campione di qualifica saldato laser- TIG 100 x 400 BAFS_LT

4.4 Set Up per saldatura filo – laser - TIG di leghe di alluminio ed analisi DoE dei principali parametri di saldatura.

Ai vantaggi estetici e di produttività, realizzati con l'utilizzo sinergico di laser e TIG è conveniente (ed in alcuni casi obbligatorio) combinare quelli derivanti dall'aggiunta di materiale d'apporto; se è vero che in qualche caso il suo utilizzo obbliga a limitare la velocità di processo, è altrettanto vero che vengono introdotti quattro vantaggi:

- Effetti di stabilizzazione del Key-hole;
- Effetti metallurgici sulla ZF e quindi della suscettibilità alla criccatura;

- Effetti di forma, controllo del sovrametallo e compensazione dei difetti geometrici (incisioni, avvallamenti mancanza di materiale alla radice);
- Migliorata abilità di *gap bridging*.

In particolare, nella saldatura delle leghe di alluminio, ed ancor più nel nostro caso (piccoli spessori), l'introduzione della tecnica ibrida, con filo d'apporto (secondo lo schema di Figura 4-17), determina notevoli vantaggi in termini di stabilizzazione del processo (ad esempio eliminando le forature dovute a variazioni locali di spessore della lamiera) e in termini di riduzione dei difetti di forma.

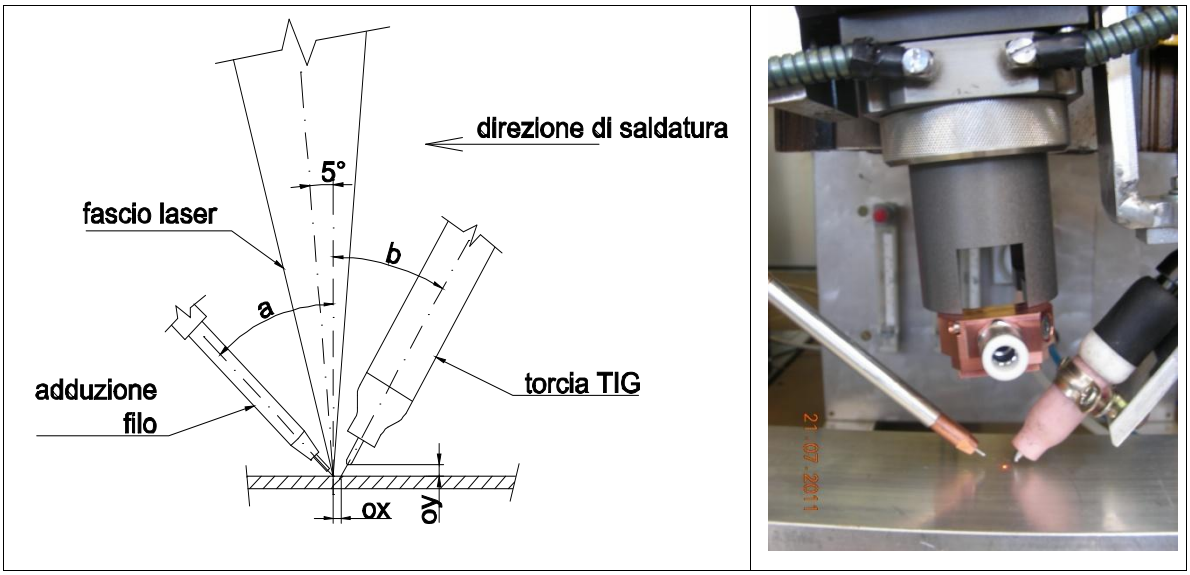


Figura 4-17: Schema di saldatura Filo - Laser - TIG.

Le prove preliminari sono state effettuate per identificare i parametri geometrici ed il range di stabilità del processo, su un profilato di AA6060 con spessore 3 mm.

Il piano sperimentale DoE prevede 3 fattori:

- Velocità di Saldatura (Vs)
- Corrente TIG (ITig)
- Velocità del filo d'apporto (Vw)

Inizialmente era stato previsto un quarto fattore, relativo alla potenza laser, tuttavia, alcune prove effettuate a 1600 W, hanno evidenziato come una potenza inferiore a 2000W su questo tipo di lega non permetta di innescare alcun effetto sinergico Laser - TIG.

La distanza Ox (Figura 4-17) è stata fissata pari a “0” puntando virtualmente l’elettrodo di tungsteno, della torcia Tig, in corrispondenza del punto di interazione laser materia. La distanza Oy è stata invece impostata, come per le prove Laser TIG, a 2 mm.

Sulla base delle prove Laser Tig e considerando che l’introduzione del filo comunque assorbe parte dell’energia disponibile, i livelli di velocità prescelti sono stati 2 e 1,5 m/min. Infatti, la velocità di 1 m/min era risultata troppo bassa, con collasso del bagno fuso ed allo stesso tempo la velocità di 3 m/min non permetteva di superare 1,5 mm di penetrazione.

Sono state lasciate invariate le correnti TIG, che avevano comunque evidenziato una buona stabilità del processo ed una larghezza ottimale all’interno del range di velocità di processo considerato. La Figura 4-18 riassume il piano sperimentale di prove effettuato.

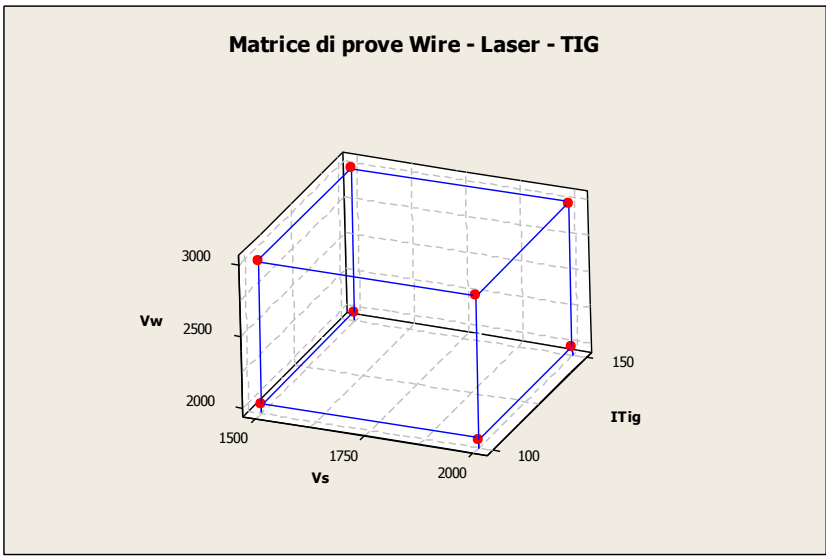


Figura 4-18: Piano sperimentale 3 fattori due livelli per lo studio dell’interazione fra velocità di processo, quantità di filo e potenza d’arco su leghe di alluminio AA6060.

La tabella seguente riporta le prove con le relative sezioni macrografiche per le quali sono stati analizzati essenzialmente i principali parametri di risposta relativi alla forma del cordone (D, Wu , Wl, R ed e).

ID	Vs	ITig	Vw	PL	Macro
WLT1	2000	150	2000	2000	
WLT3	2000	150	3000	2000	
WLT2	2000	100	2000	2000	
WLT4	2000	100	3000	2000	
WLT7	1500	150	2000	2000	
WLT5	1500	150	3000	2000	
WLT8	1500	100	2000	2000	

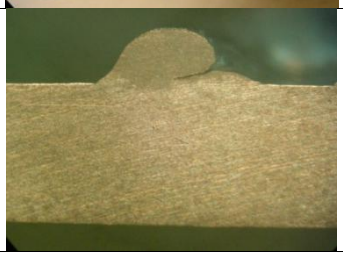
WLT6	1500	100	3000	2000	
WLT9	1500	150	2000	1600*	
WLT10	1500	100	2000	1600*	
ID	**Vs**	**ITig**	**Vw**	**PL**	**Macro**

Tabella 4-8: Test di saldatura Were Laser TIG

L'analisi DOE è stata effettuata sui vari parametri geometrici della sezione macrografica con riferimento allo schema di Figura 3-18 del capitolo precedente, anche se solo per le prove WLT7 e WLT5 è possibile rilevare tutti i dati.

L'effetto di maggior interesse è la penetrazione del bagno di fusione. La Figura 4-19 mostra che, per quanto riguarda gli effetti principali, la penetrazione aumenta con l'incremento della Corrente TIG e diminuisce con l'incremento della velocità di processo. Molto limitata è l'influenza della quantità di filo d'apporto che per di più (sui dati medi) è in controtendenza con quanto atteso, dal momento che si riscontra un lieve incremento di penetrazione aumentando la quantità di filo mentre era da attendersi una riduzione poichè la fusione del filo assorbe una parte di energia.

Infatti, dall'analisi più approfondita del grafico di interazione dei parametri (Figura 4-19) si osserva che, per correnti ITig di 100 A, l'aumento della quantità di filo induce effettivamente una riduzione della penetrazione, mentre, per correnti ITIG di 150 A, si ha l'opposto: ciò indica che la corrente TIG più alta induce una maggiore capacità di fusione del filo e crea anche un effetto sinergico di penetrazione con il laser. L'aumento di penetrazione è più che proporzionale all'incremento di energia richiesta per la fusione del filo.

Questo particolare effetto, si osserva anche al variare della velocità di processo, ovvero, all'aumentare della quantità del filo di apporto (quindi aumentando Vw), per velocità di

saldatura Vs = 1500 mm/min, si ha una riduzione della capacità di penetrazione, mentre con Vs =2000 mm/min si ha un aumento della penetrazione.

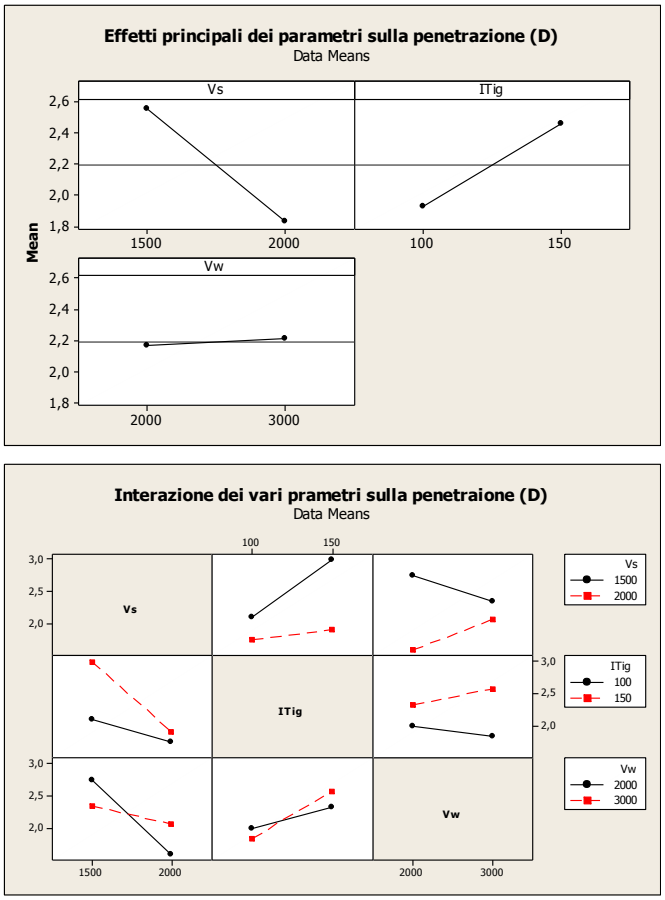


Figura 4-19: Grafici di riepilogo dei principali effetti e dell'interazione dei parametri di processo filo-laser-TIG sulla penetrazione.

Questi fenomeni possono essere spiegati ipotizzando due differenti azioni del filo, oltre al solo bilancio energetico inizialmente ipotizzato:

1- Azione "meccanica" di maggiore spinta penetrante del filo, che è inserito esattamente nel centro del bagno di fusione;
2- Azione "ottica" e "metallurgica" del filo che è una lega AA5183, con un assorbimento assai più elevato della radiazione laser rispetto al materiale Base AA6060.

Molto più prevedibili sono risultate le analisi dell'effetto dei parametri sulla larghezza del bagno di fusione. Come mostrano i grafici di Figura 4-20 la larghezza aumenta al diminuire della velocità e con l'aumento della corrente TIG, mentre è praticamente

inesistente l'influenza della quantità di filo, ad indicare che nel range di velocità e potenze utilizzate il filo trova sempre sufficiente energia per sciogliersi completamente.

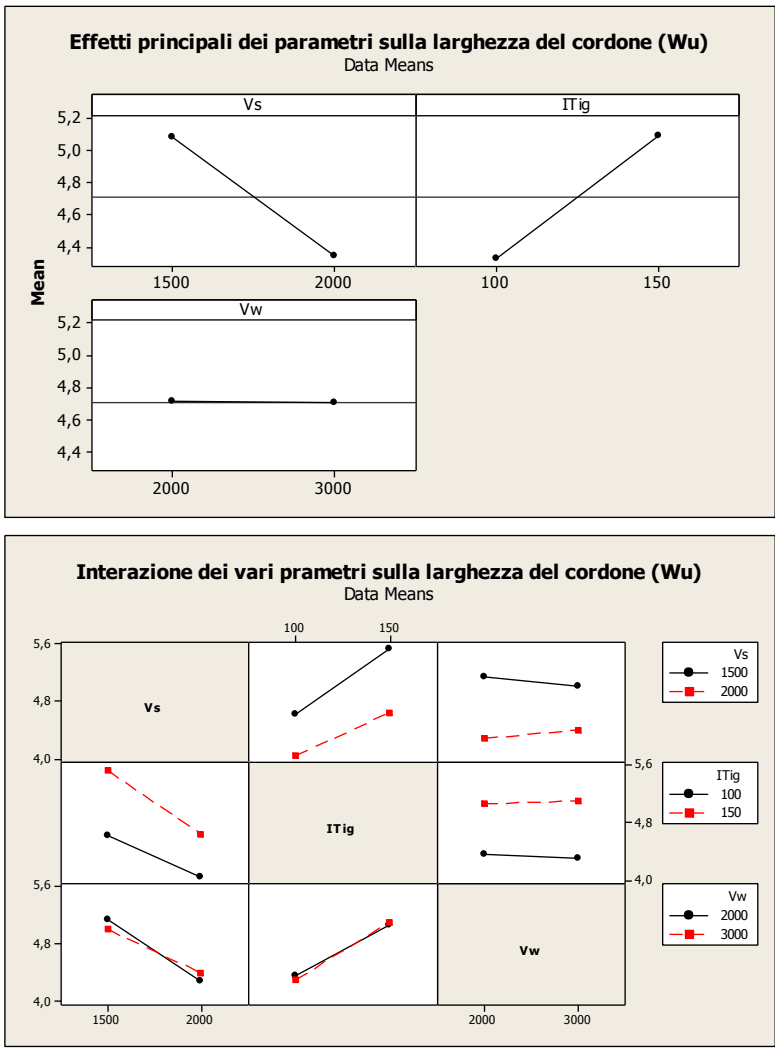


Figura 4-20: Grafici di riepilogo dei principali effetti e dell'interazione dei parametri di processo filo-laser-TIG sulla Larghezza del bagno di fusione.

La lieve riduzione della larghezza del bagno fuso al dritto indotta dalla maggiore quantità di filo d'apporto è coerente con l'effetto di assorbimento di energia (in particolare di quella TIG) necessaria alla sua fusione.

I risultati dell'analisi DoE sul sovrammetallo (R) sono sintetizzati nei grafici della figura seguente.

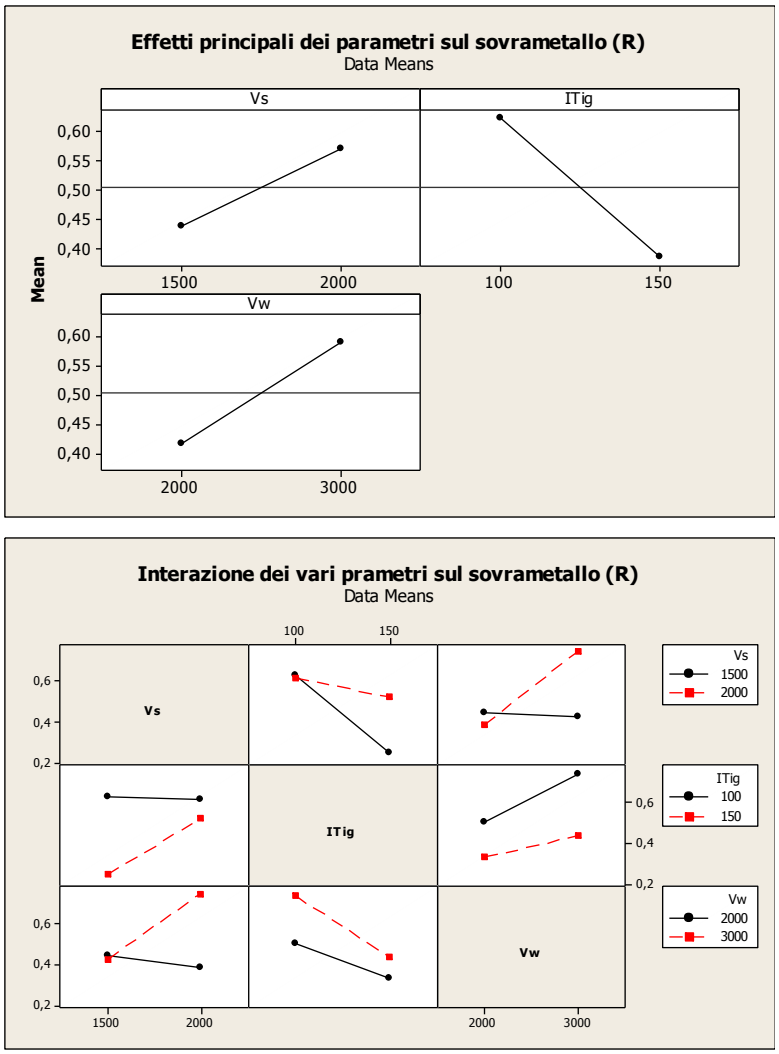


Figura 4-21: Grafici di riepilogo dei principali effetti e dell'interazione dei parametri di processo filo-laser-TIG sul sovrametallo.

Il sovrametallo, aumenta con l'aumentare della quantità di filo e con la riduzione della corrente TIG (cordone più stretto e quindi più alto) tuttavia l'effetto della velocità del processo (Vs) è del tutto opposto a quanto atteso. Infatti, con la riduzione della velocità di processo a parità di quantità di filo d'apporto, il volume di filo depositato per mm di saldato è certamente maggiore. Questo dato in controtendenza è tuttavia giustificato dal fatto che, mentre a velocità di 2 m/min non si è mai raggiunta la penetrazione, e quindi il deposito del filo d'apporto è tutto concentrato al dritto (aumento del sovrametallo), alla velocità di 1,5 m/min e 150 A si è ottenuta una piena penetrazione (in eccesso), con sovrametallo praticamente inesistente.

Se infatti si analizza il grafico relativo alle interazioni dei parametri di saldatura, si osserva che la pendenza delle linee di tendenza è opposta nei grafici Vs-Vw.

Per completezza, anche se ottenute con un numero di dati limitato, di seguito sono riportate le analisi riferite anche all'eccesso di penetrazione (e+) ed alla larghezza del cordone alla radice (Wl).

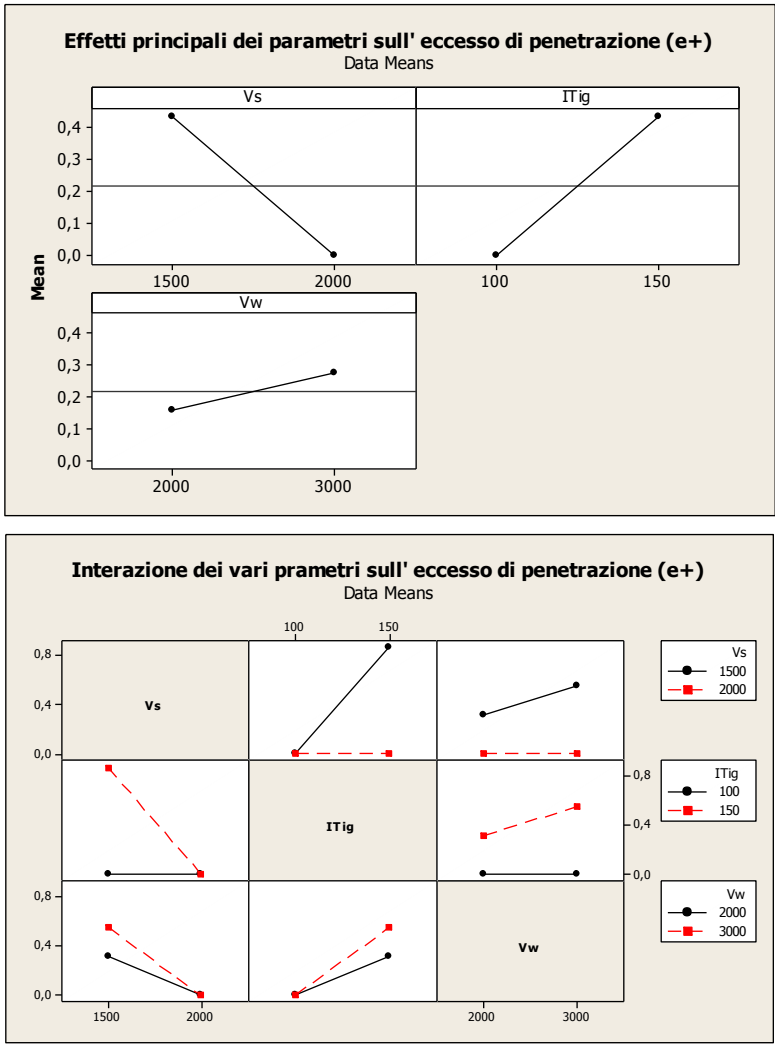


Figura 4-22: Grafici di riepilogo dei principali effetti e dell'interazione dei parametri di processo filo-laser-TIG sull'eccesso di penetrazione.

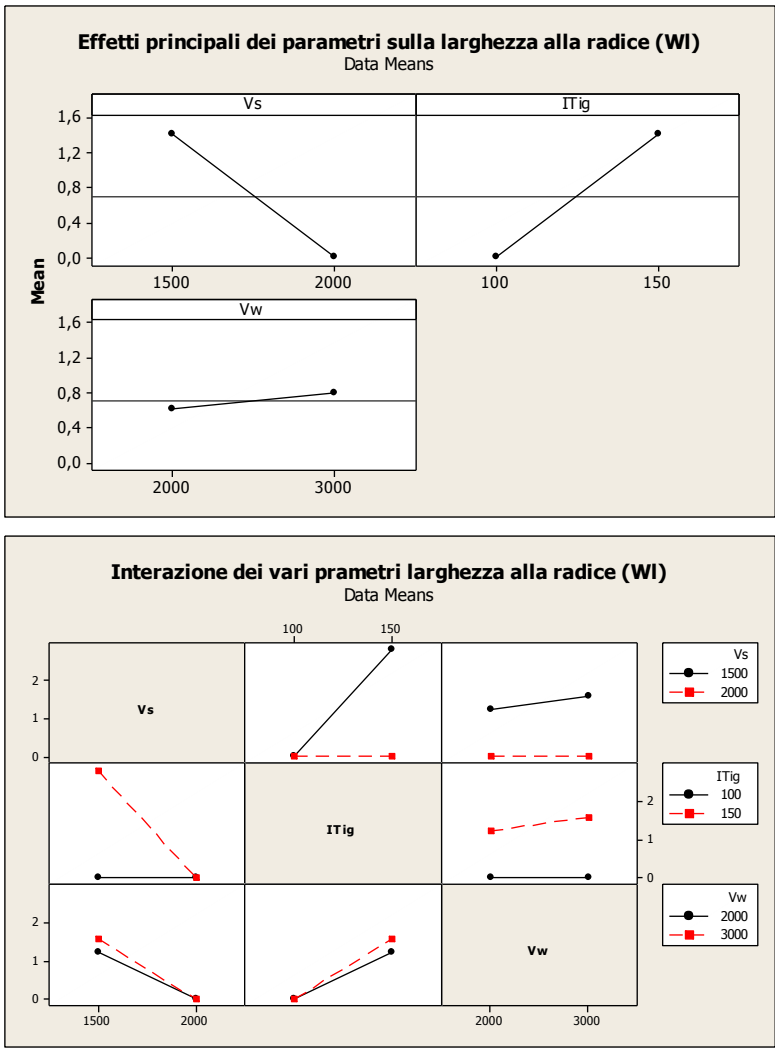


Figura 4-23: Grafici di riepilogo dei principali effetti e dell'interazione dei parametri di processo filo-laser-TIG sulla larghezza del cordone alla radice.

Ipotizzando che il cordone di saldatura delle pelli, con una profondità di penetrazione di 1,7 mm, abbia caratteristiche geometriche che rientrano nei limiti di accettabilità della normativa (UNI EN ISO 13919-2 Giunti saldati a fascio elettronico e laser - Guida dei livelli di qualità delle imperfezioni Parte 2: Alluminio e sue leghe livello C medio) avremo:

- D=1.7 mm;
- e+≤ 0,51 mm;
- R≤0,68 mm.

Considerato che per saldature laser di testa è in generale sufficiente una minore energia, rispetto alle prove BoP, possiamo impostare i seguenti limiti per la determinazione di una

finestra di parametri di primo tentativo da utilizzare per le prove di ottimizzazione su campioni reali di AFS.

D	e+	R
1.5- 1.8	≤ 0.34	≤0,51

Tabella 4-9: Caratteristiche geometriche del cordone di saldatura richieste

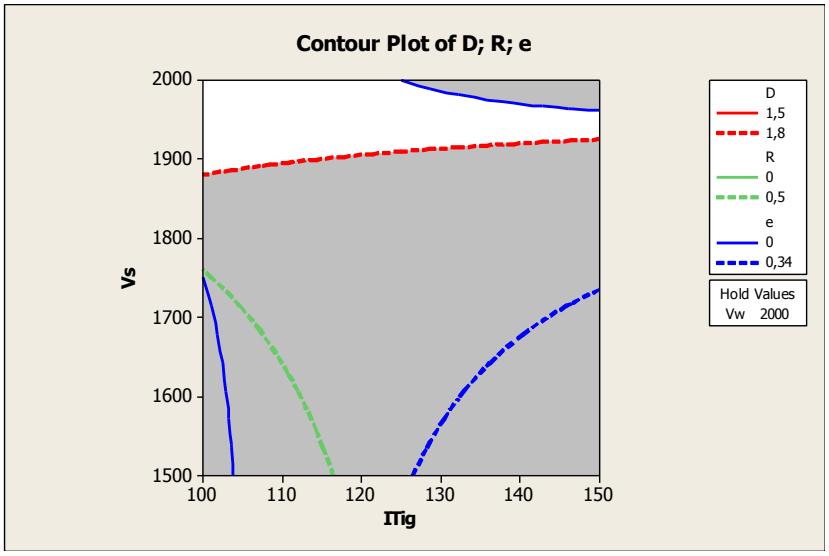


Figura 4-24: Potenziale finestra di ricerca all'interno del range di parametri già investigato.

Alla luce dei risultati ottenuti con la metodologia Laser Tig sui campioni AFS che hanno dimostrato la saldabilità con Vs=3000 mm/min, sono state estrapolate anche finestre al di fuori del range di prove effettuate.

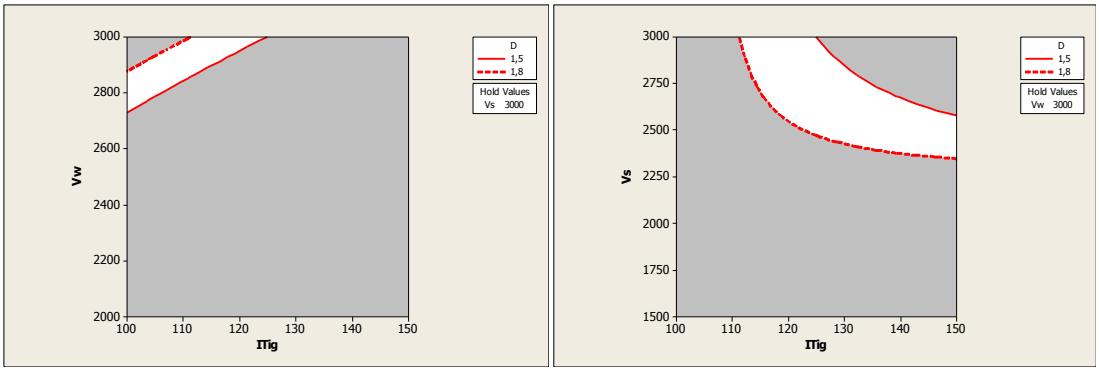


Figura 4-25: Potenziali finestre di ricerca all'esterno del range di parametri già investivato.

4.4.1 Saldatura Laser Filo TIG di AFS

Integrando i dati dell'analisi DoE sui test WLT e delle prove reali su AFS BAFS_LT è stato deciso di fissare i seguenti parametri di saldatura:

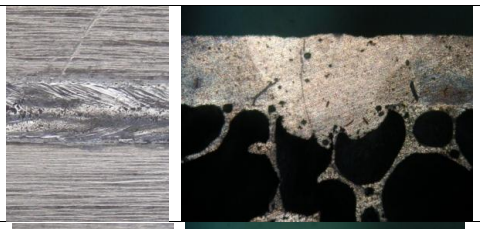
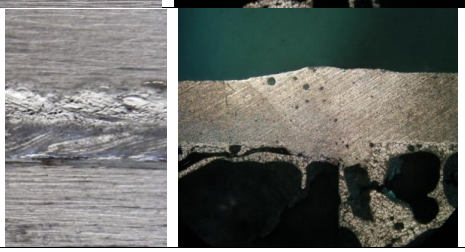
ID	Vw	ITig	Vs	Portata gas	Aspetto al dritto e Macro
BAFS_WLT1	3000	150	3000	10 Nl/min	
BAFS_WLT2	3000	100	3000	10 Nl/min	
BAFS_WLT3*	4000	150	3000	10Nl/min	* Gap Variabile da 0.3 a 0.5 mm

Tabella 4-10:Test di saldatura di AFS mediante filo Laser TIG

Le saldature effettuate con uguali Velocità di saldatura e del filo, con lembi perfettamente fresati ed allineati, hanno dato un risultato visivamente accettabile, sia con 150 A sia con 100 A. In quest'ultimo caso il cordone è leggermente più stretto.

Un'ulteriore prova è stata effettuata con un gap fra i lembi variabile da 0,3 a 0,5 mm. In questo caso è stata aumentata la velocità del filo per riempire il Gap corrispondente a 0,6 e 1 mm^2: la quantità di filo depositato è cresciuta da 1,13 mm^3/mm a 1,5 mm^3/mm.

Dall'analisi delle sezioni macrografiche è evidente che la saldatura BAFS_WLT3 ha una forma del cordone accettabile, sia con gap 0,3 sia con gap 0,5. In particolare, all'aumentare del gap si ha un maggiore *"gocciolamento"* del materiale al rovescio. Resta da studiare ulteriormente il problema della riduzione delle porosità, tipico della saldatura laser di leghe di alluminio, che è tuttavia da ritenersi ancora più accentuato dalla inevitabile presenza di componenti residui schiumati alla radice che, pur in piccola parte, vengono portati nel bagno di fusione.

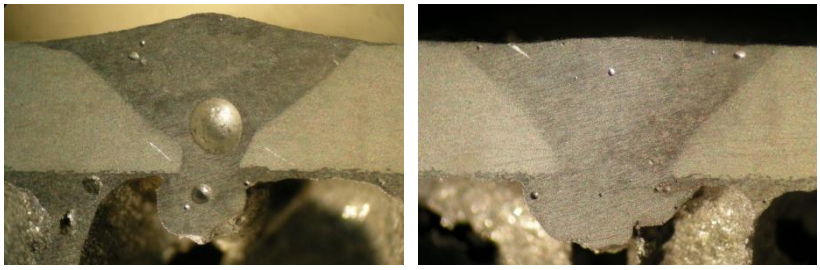


Figura 4-26: BAFS_WLT3: Sx parte iniziale con Gap 0.3mm; Dx parte finale con Gap 0.5mm.

4.4.2 Analisi di microdurezza

Le analisi di durezza sono state effettuate con microdurometro ed un carico di 200 g.

In questo modo da un lato i valori di durezza sono mediati e più omogenei dall'altra sono leggermente più bassi rispetto a quanto evidenziato nelle prove con 25 g.

Il materiael base in questo caso mostra un valore medio di 60,7 con una deviazione standard di 2,1 in linea con i valori rilevati sul campione EBW A2 (HV0.025 di circa 66 ed una relativa deviazione standard di 2,6 nel materiale base).

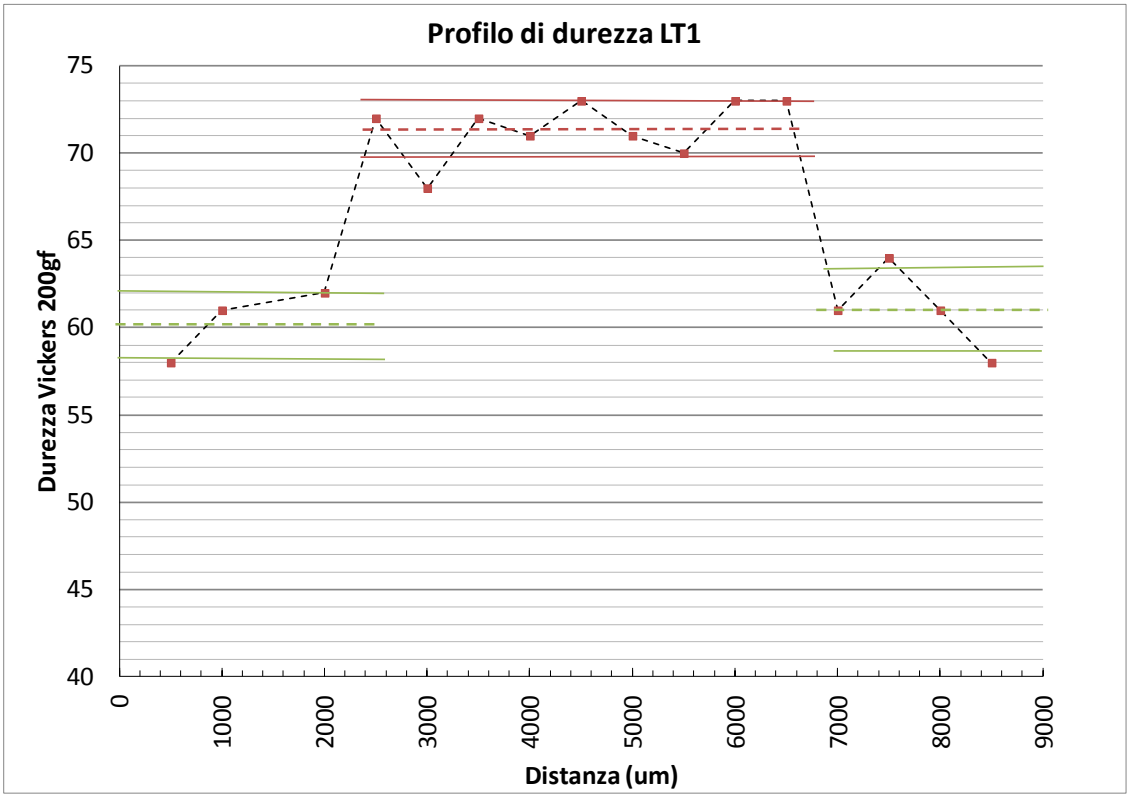


Figura 4-27: Grafico della durezza sul corsone di saldatura Laser TIG.

La maggiore dimensione dell'impronta e la maggiore distanza fra di esse non permette di evidenziare la ZTA.Tuttavia si riesce ad osservare come il cordone di saldatura Laser

TIG sia di larghezza circa doppia rispetto ai cordoni EBW. In ZF si verifica, nonostante la saldatura è avvenuta senza materiale d'apporto, un incremento della durezza rispetto al materiale base .(Questo fenomeno può essere giustificato poiché la fornitua delle pelli è nello stato T4).

4.5 Flessione a quattro punti su campioni saldati laser

Dal campione saldato con tecnologia ibrida laser TIG sono stati ricavati due provini (LT1A e LT1B) per le prove di flessione.

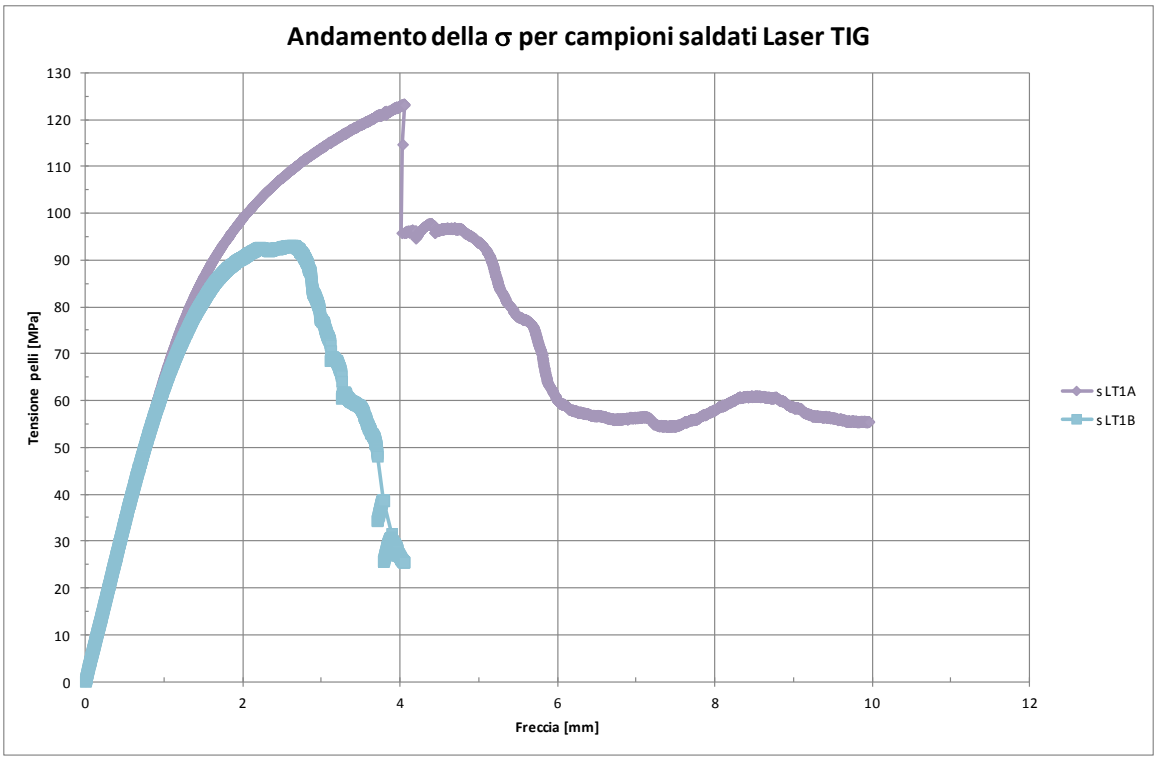


Figura 4-28: Grafici dele prove di felssione a 4 punti su campioni saldati Laser TIG.

I risultati dei test di flessione sono riportati nella Figura 4-28 e mostrano andamenti differenti legati al fatto che mentre il provino LT1A mostra la rottura nel *core* del materiale base, nel provino LT1B il cedimento avviene per criccatura della saldatura.

Il cedimento del cordone di saldatura è dovuto alla presenza di un maggiore gap pre welding che comporta una riduzione locale della sezione resistente, evidente anche dall'analisi radiografica (Figura 4-29).

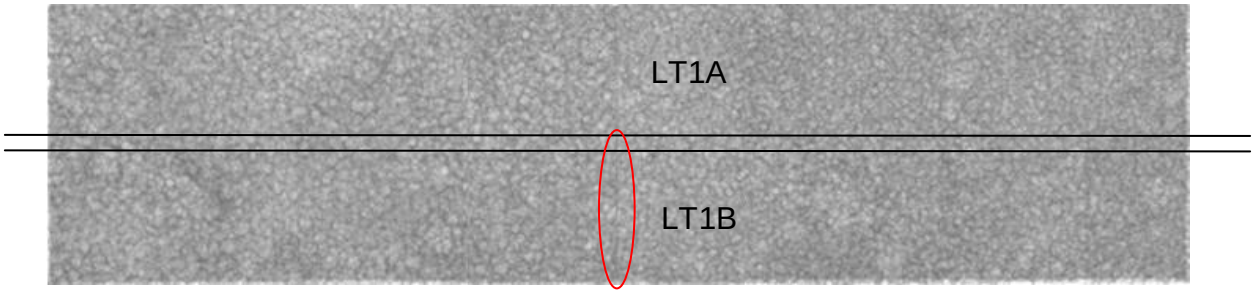


Figura 4-29: Radiografia del campione saldato Laser TIG

4.6 Conclusioni sulla saldatura a fascio Laser

La saldatura laser risulta più difficoltosa a causa di una forte riflettività della lega di alluminio AA 6082 di cui sono composte le pelli. La saldatura laser può essere realizzata solo se si dispone di sorgenti di potenza >= 2 kW. Tuttavia, la saldatura laser delle leghe di alluminio e quindi anche delle pelli degli AFS può essere migliorata attraverso l'accoppiamenteo sinergico della sorgente laser alla sorgente ad arco. Infatti, la saldatura laser, accoppiata a sorgente ad arcopulsata, permette due effetti positivi contemporanei:

- eliminina lo strato di allumina;
- migliora l'accoppiamento ottico laser materia grazie al preriscaldo fornito dalla sorgente ad arco.

E' stato verificato come l'accoppiamento della sorgente TIG con quella laser permette di incrementare del 50% la velocità di processo e allo stesso tempo di migliorare l'aspetto superficiale (TIG dressing) a scapito però, di un maggiore apporto termico che induce una aumento della larghezza della ZF e della ZTA.

Inoltre possono essere ottenuti altri vantaggi, in termini di metallurgia della giunzione e di "gap bridging", con l'impiego di filo d'apporto in accoppiamento alla tecnica laser + TIG. Infatti con velocità del filo d'apporto comprese tra 3 e 4 m/min e una velocità di saldatura di 3 m/min è possibile compensare gap da 0,3 a 0,5 mm rispettando i livelli qualitativi della norma UNI NE 13919-2 level C.

Possiamo affermare quindi che la saldatura laser + TIG + filo si candida a livello industriale come la tecnologia regina in termini di elevata qualità e produttività nella saldatura di pannelli AFS.

CAPITOLO 5.

Conclusioni

Conclusioni

Il lavoro ha portato allo sviluppo e qualifica di due differenti processi di saldatura ad elevata densità di energia che minimizzano l'entità della zona alterata dalla saldatura e le distorsioni.

La tecnologia di saldatura mediante fascio elettronico permette di definire un benchmark di riferimento per le altre tecnologie di saldatura. Sono stati ottimizzati i parametri di saldatura a due differenti livelli di velocità (1,5 m/mine 3 m/min). Dall'analisi del livello di qualità in accordo alla UNI EN ISO 13919- 2 la saldatura a velocità di 1,5 m/min, ha evidenziato caratteristiche geometriche migliori e livello di imperfezioni inferiori rispetto alla velocità maggiore. La successiva caratterizzazione meccanica ha evidenziato come in tutti i casi la rottura è avvenuta a sollecitazioni di rottura superiori rispetto a quanto evidenziato dalle prove su materiale tal quale.
In un solo caso la rottura è avvenuta nel cordone di saldatura in corrispondenza della ZTA, tuttavia il particolare campione ha raggiunto il valore massimo di tensione nelle pelli (>140 MPa). Tale valore è superiore al minimo garantito per il profilo estruso in AA6060 (vedi EUROCODICE9 UNI ENV 1999-1-1).
L'accoppiamento con inserti interni e profilati estrusi migliora le caratteristiche della saldatura se gli inserti sono in lega 5xxx. La saldatura diretta con estrusi della serie 6xxx, che sono certamente maggiormente disponibili sul mercato grazie alla estrudibilità di questo tipo di leghe [***55***], crea invece un forte softening della ZF messo in luce da prove di durezza sui cordoni di saldatura ed induce un maggiore rischio di criccabilità a caldo.

La saldatura laser risulta più difficoltosa a causa di una forte riflettività della lega di alluminio AA6082 di cui sono composte le pelli rispetto alla serie 5xxx. La saldatura laser può essere realizzata solo se si dispone di sorgenti di potenza >= 2 kW. La saldatura laser delle leghe di alluminio può essere migliorata attraverso l'accoppiamento sinergico della sorgente laser alla sorgente ad arco. Infatti, la saldatura laser, accoppiata a sorgente ad arco pulsata, permette due effetti positivi contemporanei:

- elimina lo strato di allumina;
- migliora l'accoppiamento ottico laser materia grazie al preriscaldo fornito dalla sorgente ad arco.

E' stato verificato come l'accoppiamento della sorgente TIG con quella laser permette di incrementare del 50% la velocità di processo e allo stesso tempo di migliorare l'aspetto superficiale (TIG dressing) a scapito però, di un maggiore apporto termico che induce un aumento della larghezza della ZF e della ZTA.
Inoltre, possono essere ottenuti altri vantaggi in termini di metallurgia della giunzione e di "gap bridging", sommando alla tecnica Laser- Tig l'impiego di filo d'apporto. Con velocità del filo d'apporto comprese tra 3 e 4 m/min e velocità di saldatura di 3 m/min è possibile compensare gap fra le pelli da 0,3 a 0,5 mm rispettando i livelli qualitativi della norma UNI NE 13919-2 level C.
Possiamo affermare quindi che la saldatura laser + TIG + filo si candida a livello industriale come una delle tecnologie più appropriate in termini di elevata qualità e produttività nella saldatura di pannelli AFS.

Per entrambe le tecnologie permangono i problemi legati alla micro porosità persistente in ZF. Questo fattore è di difficile controllo a causa dei residui di agente schiumate presente all'interfaccia core-pelle che in qualche modo in piena penetrazione vengono disciolti nel bagno fuso. Tuttavia, le prove meccaniche hanno mostrato come l'elemento debole, almeno in prove statiche, risulta il core che cede a taglio nella maggior parte dei casi. Il livello di tensione nelle pelli infatti resta usualmente al di sotto del 60% della resistenza a rottura di una lega 6082 T4 per cui piccoli difetti in termini di porosità possono essere tollerati nella saldatura.

Possiamo inoltre affermare che gli esami radiografici sembrano quelli che meglio mettono in evidenza uno dei limiti dei pannelli AFS, ossia una distribuzione molto disomogenea dei pori e della loro dimensione a dimostrazione che l'aspetto più critico e che deve essere ancora migliorato, è il controllo di tutti i parametri che entrano in gioco durante il processo di schiumatura del *core* (temperatura del forno [***36***], tempo di permanenza [***56***], velocità di raffreddamento, tipo di agente schiumante [***37***], metodo di raffreddamento, ecc. [***40***]). Infatti dal confronto tra le analisi radiografiche e le prove meccaniche risulta che le zone di frattura sono sempre quelle, nel *core* del pannello, in corrispondenza di aree meno dense, probabilmente dovute a presenza di "difetti" intesi come zone di coalescenza di bolle e bande di collasso delle stesse. Il limite della tecnica

radiografica è che non si riescono ad evidenziare difetti piani ortogonali alla direzione del fascio dei raggi X (per es. scollature delle pelli).

Possibili sviluppi futuri

Uno dei principali problemi evidenziato nell'impiego di questa classe di materiali è certamente la forte variabilità delle caratteristiche meccaniche rispetto a quanto avviene per i materiali metallici convenzionali.
Sulla base di questo lavoro di dottorato possono essere identificate alcune tematiche di ricerca future indispensabile per comprendere pienamente e controllare i fattori che influenzano la variabilità delle caratteristiche chimico-fisiche in modo da poter definire adeguati protocolli di progettazione e fabbricazione con questo tipo di materiali.

Il primo aspetto è lo sviluppo di tecniche di controllo non distruttivo che possano essere applicate sia in fase di fabbricazione e collaudo di materiali AFS sia in fase di monitoraggio servizio di componenti con essi realizzati. I limiti della tecnica radiografica infatti non permettono di evidenziare difetti come "criccature" parallele alle pelli. Questi difetti possono essere estremamente pericolosi e portare al collasso improvviso della struttura. Per componenti di grosse dimensioni l'applicazione di specifiche tecniche quali quelle ultrasonore e la più recente sherografia, che tuttavia necessita di ulteriori sviluppi, possono candidarsi a superar ei limiti della tecnica radiografica.

Il secondo aspetto riguarda la valutazione della resistenza a fatica delle giunzioni saldate e l'identificazione di prove meccaniche specifiche che superino i limiti mostrati dalla ASTM 393 che per quanto efficace nel caratterizzare il materiale base non si presta ad una completa caratterizzazione del cordone di saldatura.
Sarebbe di sicuro interesse osservare come si modificano i modi di cedimento, ed in particolare i fenomeni localizzati di cedimento per taglio, dei pannelli saldati, in corrispondenza del giunto, e confrontare tali risultati con analoghe prove sul tal quale.

Il terzo aspetto è l'ottimizzazione dei parametri di saldatura in configurazioni di giunzione differenti dalla giunzione di testa come ad esempio giunzioni ad L, giunti a

croce e giunzioni d'angolo, indispensabile nella realizzazione di forme complesse con e senza l'impiego di elementi di transizione. Per tali tipi di giunti è certamente critica anche la definizione di un protocollo di qualifica sia NDT sia meccanica.

In fine tra le informazioni di questo lavoro, possiamo considerare di notevole interesse per eventuali approfondimenti e possibili sviluppi, quella relativa agli stress residui, dovuti al processo di schiumatura, alle pareti delle celle della schiuma stessa. Tali informazioni infatti se, inserite all'interno dei modelli di calcolo e simulazione [***57***] del comportamento meccanico, può essere rilevante per la corretta comprensione dei meccanismi di cedimento su scala macroscopica. Potrebbe essere utile individuare adeguati trattamenti termici di distensione mirati al miglioramento delle caratteristiche meccaniche dei pannelli sandwich.
Sono attualmente in corso degli studi mirati alla verifica della influenza del processo di preparativa sullo stress residuo nella matrice di alluminio (è infatti possibile che uno stress ulteriore di compressione venga indotto sulla matrice dal processo di lappatura).

b

Bibliografia

[1] J. Banhart and H.-W. Seeliger, "Aluminium Foam Sandwich Panel: Manufacture, Metallurgy and Applications," *Adv. Eng. Mat*, vol. 10, no. 9, pp. 793-802, 2008.

[2] M.F. Asbhy et al., *Metal Foams: A Design Guide*.: Butterworth-Heinemann, 2001.

[3] H.- W. Seeliger, "Manufacture of aluminium Foam Sandwich (AFS) components," *Adv. Eng. Mater*, vol. 4, pp. 753-758, 2002.

[4] A. Dallampè, Schiume metalliche, 2000, Tesi di Laurea - Università degli studi di Trento - Facoltà di Ingegneria - Proff. D. Colombo.

[5] J. Banhart, J. Baumeister, and M. Weber, in *Proc. of the European Conference on Advanced PM Materials*, Birmingham, 1995, p. 221.

[6] http://www.alulight.com.

[7] M. Shiomi, S. Imagma, K. Osakada, and R. Matsumoto, "Fabrication of Alluminium Foam from Powder by hot Extrusion and Foaming," *J. Mater. Proc. Techno 210*, pp. 1203-1208, 2010.

[8] J. Banhart, "Foam Metal: The Recipe," *europhysics news*, pp. 17-20, january/february 1999.

[9] D. D. Radford, N.A. Fleck, and V. S. Deshpande, "The Response of Clamped Sandwich Beams Subjected to Shock Loading," *Int. J. Impact Eg.*, vol. 32, pp. 968-987, 2006.

[10] EN 485 - 2: Aluminium and aluminium alloys - sheet strip and plate - mechanical properties, 2000.

[11] H.P. Degischer and B. Kriszt, *Handbook of cellular metals: production, processing, applications*.: Wiley-VCH, 2002.

[12] A. Tatì and M. Mongelli, "Software di mappatura ultrasonora per componenti aeronautici," in *AIPND*, 2009.

[13] A. Tatì, "NON DESTRUCTIVE TESTS (X-RAY) ON THE PERMEATION MEMBRANE REACTOR IN STEEL ALLOY," 2011.

[14] G. Zappa, "La tecnica ICP-AES: origini sviluppi e prospettive," in *Applicazioni*

dell'ICP-AES nel laboratorio Chimico e Tossicologico - vol.1, C. Minoia, M. Bettinelli, and E. Sabbioni, Eds.: Morgan, 1992.

[15] M. Bettinelli, M.G. Del Monte, and G. Zappa, "Linee guida per l'impiego della tecnica ICP-AES in metodi normalizzati di misura," in *Applicazioni dell'ICP-AES nel laboratorio Chimico e Tossicologico - vol.1*, C. Minoia, M. Bettinelli, and E. Sabbioni, Eds.: Morgan, 1992.

[16] *ASM Handbook vol. 9- Metallography and microstructures*.: ASM International, 2004.

[17] W. C. Oliver and G. M. Pharr, *J. Mater. Res.*, vol. 7, no. 6, June 1992.

[18] W. C. Oliver and G. M. Pharr, *J. Mater. Res.*, vol. 19, no. 1, Jan 2004.

[19] C.M. Cady, G.T. Gray, C. Liu, M.L. Lovato, and T. Mukai, "Compressive properties of a closed - cell aluminum foam as a function of strain rate and temperature," *Mat. Sci. Eng. A*, vol. 525, pp. 1-6, 2009.

[20] M. Sebastiani, C. Eberl, E. Bemporad, and G. M. Pharr, "Depth-resolved residual stress analysis of thin coatings by a new FIB–DIC method," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 528, no. 27, pp. 7901-7908, 2011.

[21] T.M. McCormack, R. Miller, O. Kesler, and L.J. Gibson, "Failure of sandwich beams with metallic foam cores," *Int. J. Solids Struct.*, vol. 38, p. 4901, 2001.

[22] A.-M. Harte, N.A. Fleck, and M.F. Ashby, "Sandwich panel design using aluminum alloy foam," *Adv. Eng. Mater.*, vol. 2, no. 4, p. 219, 2000.

[23] J. Vogel et al., "Characterisation of strength behaviour of aluminium foam sandwiches under static load," vol. 47, 2011.

[24] M. Styles, P. Compston, and S. Kalyanasundaram, "The effect of core thickness on the flexural behaviour of aluminium foam sandwich structures," *Compos. Struct.*, vol. 80, p. 532, 2007.

[25] H.G. Allen, *Analysis and design of structural sandwich panels*. Oxford: Pergamon Press, 1969.

[26] L. J. Gibson, "Mechanical behavior of metallic foam," *Annu. Rev. Meter. Sci.*, vol. 30, no. 191, 2000.

[27] G.C. Barozzi, *Introduzione agli algoritmi dell'algebra lineare*. Bologna: Zanichelli,

1989.

[28] H.D. Young, *Elaborazione statistica dei dati sperimentali*. Roma: Veschi, 1965.

[29] E.W. Kuenzi, "Flexure of structural sandwich construction," Forest Product Laboratory, report n. 1829, 1951.

[30] K.Y.G. McCullogh, N.A. Fleck, and M.F. Ashby, "Uniaxial stress-strain behavior of aluminium alloy foams," *Acta Mater.*, vol. 47, p. 2323, 1999.

[31] B. Pan, K. Qian, H. Xie, and A. Asundi, "Two-dimensional digital image correlation for in-plane displacement and strain measurement: a review," *Meas. Sci. Technol.*, vol. 20.

[32] C. Eberl, Digital Image Correlation and Tracking, http://www.mathworks.com/matlabcentral/fileexchange/12413-digital-image-correlation-and-tracking.

[33] C. Chen, A.-M. Harte, and N.A. Fleck, "The plastic collapse of sandwich beams with a metallic foam core," *Int. J. Mech. Sci.*, vol. 43, p. 1483, 2000.

[34] O. Belluzzi, *Scienza delle costruzioni vol. 1*. Bologna: Zanichelli.

[35] M. Mukherjee, F. Garcia, Moreno, and J. Banhart, "Defect generation during solidification of aluminium Foam ," *Scripta Matirials*, vol. 63, pp. 235-238, 2010.

[36] F. Garcia-Moreno, N. Babcsan, and J. Banhart, "X-Ray Radioscopy of Liquid Metal Foams: Influence of Heating Profile, Atmosphere and Pressure," *Physicochem. Eng. Aspects*, vol. 263, pp. 290-294, 2005.

[37] B. Matijasevic-Lux, Characterisation and Optimisation of Blowing Agent for Making Improved Metal Foams, 2006, Institut für Werkstoffwissenschaften und technologien, Dissertation.

[38] M. Haesche, D. Lehmhus, J. Weise, M. Wichmann, and I. C. M. Mocellin, "Carbonates as Foming Agent in Chip - Based Aluminium Foam Precursor," *J. Mater. Sci. Technol.*, vol. 26, no. 9, pp. 845-850, 2010.

[39] S. Asavavisithchai and A. Opa, "Effect of TiC Particels on Foamability and Compressive Properties of Alluminium Foam," *Chiang Mai J. Sci.*, vol. 37, no. 2, pp. 213-221, 2010.

[40] R. Neugebauer et al., "Proc. of the International Conference on Cellular Material," ,

Dresden, 2010, p. 3.

[41] D. Lehmhus and J. Banhart, "properties of Het - Trated aluminium Foams," *Mater. Sci. Eng.*, vol. A349, pp. 98-110, 2003.

[42] T. Bernard, H.W. Bergmann, C. Haberling, and H.G. Haldenwanger, "Joining technologies for Al-foam-Al-sheet compound structures," *Adv. Eng. Mater.*, vol. 4, p. 753, 2002.

[43] S. Longerich et al., "Joining Strategies for Open Porous Metallic Foams on Iron and Nickel Base Materials," *Adv. Eng. Mater.*, vol. 9, p. 670, 2007.

[44] C. Born, G. Wagner, and D. Eifler, "Ultrasonically Welded Aluminium Foams/Sheet Metal – Joints," *Adv. Eng. Mater.*, vol. 8, p. 816, 2006.

[45] R. Klausecker, "Laser Beam Processing Foam Sandwich," in *Cellular metals: Manufacture, Properties, Applications MIT*, vol. 4, Verlag, 2003, pp. 515-519.

[46] T. Bernard, J. Burzer, and H.W. Bergmann, "Mechanical properties of structures od semifinished products joined to aluminium foams," *J. Mater. Process. Tech.*, vol. 115, no. 1, p. 20, 2001.

[47] H. Schultz, *Electron Beam Welding*.: Abington Publishing, 1993.

[48] D.C. Montgomery, *Design and Analysis of Experiments*.: John Wiley & Sons, 2009.

[49] Istituto Italiano della Saldatura, *Saldatura per fusione*. Milano: Hoepli, 2005.

[50] S. Kou, *Welding metallurgy*.: John Wiley & Sons, 1987.

[51] UNI EN 1999-1-1:2007, 2007.

[52] W.M. Steen and J. Mazumder, *Laser Material Processing*.: Springer, 2010.

[53] C. Bagger and F.O. Olsen, "Review of laser hybrid welding," *J. Laser appl.*, vol. 17, no. 1, pp. 2-14, 2005.

[54] M. Ono, Y. Shinbo, A. Yoshitake, and M. Ohmura, "Development of Laser-arc Hybrid Welding," *NKK Technical review*, no. 86, pp. 8-12, 2002.

[55] J.Gilbert Kaufman, *Introduction to Aluminum alloys and tempers*.: ASM International, 2000.

[56] I. Duarte and J. Banhart, "A Study of aluminium foam formation - kinetics and microstructure," *Acta mater*, vol. 48, pp. 2349-2362, 2000.

[57] M. De Giorgi, A. Carofalo, V. Dattoma, R. Nobile, and F. Palano, "Aluminium foams structural modelling," *Comput. Struct.*, vol. 88, p. 25, 2010.

[58] ASTM C393-00 “Standard Test Method for Flexural Properties of Sandwich Constructions”, 2000.