



UNIVERSITÀ
POLITECNICA
DELLE MARCHE

FACOLTÀ DI INGEGNERIA

CORSO DI LAUREA MAGISTRALE IN INGEGNERIA MECCANICA

**Studio del processo di compression molding
applicato alla produzione di componenti in
fibra di carbonio riciclata**

**Study of the Compression Molding process
applied to the production of recycled
carbon fiber components**

Relatore: Chiar.mo
Prof. **Archimede Forcellese**

Tesi di Laurea di:
Tiziano Di Stanislao

Correlatore:
Dott. Ing. **Vincenzo Castorani**

Anno Accademico 2019-2020

UNIVERSITÀ POLITECNICA DELLE MARCHE
FACOLTÀ DI INGEGNERIA
CORSO DI LAUREA MAGISTRALE IN INGEGNERIA MECCANICA
Via Brezze Bianche – 60131 Ancona (AN), Italia



UNIVERSITÀ
POLITECNICA
DELLE MARCHE

Tiziano Di Stanislao
Studio del processo di compression
molding applicato alla produzione di
componenti in fibra di carbonio riciclata

Sommario

Il presente lavoro di tesi è stato svolto presso l'azienda HP Composites SpA nella sede di Ascoli Piceno (AP), in particolare presso il reparto ricerca e sviluppo (R&D) dell'azienda. L'obiettivo della tesi è quello di studiare la fattibilità di un metodo alternativo per il riutilizzo del Prepreg in CFRP (Carbon fiber reinforced plastics) derivante dagli sfridi ottenuti dalle macchine per il taglio utilizzate in azienda. Tale metodo consiste nell'andare a tagliare gli sfridi in "chips" o rettangoli di varie dimensioni e sottoporre successivamente i ritagli ad un processo di Compression Molding. Il Compression Molding o stampaggio a compressione è un processo industriale che garantisce una buona produttività al fronte di ridotti costi d'esercizio e che si presta bene alla realizzazione di componenti in elevate quantità. Il lavoro si colloca nell'ambito del progetto CIRCE (Circular economy model for carbon fibre prepregs), progetto che ha l'obiettivo di realizzare un modello di economia circolare per i prepreg in CFRP non curati, utilizzandoli nella realizzazione di prodotti finiti in modo da reintrodurre gli sfridi nella value chain di produzione. Il focus del progetto è quello di passare dal concetto di "riciclo" a quello di "riuso" della materia prima, questo perché mentre il primo metodo risulta altamente energivoro e comporta un'elevata quantità di emissioni, il secondo ha i vantaggi di richiedere una quantità di energia bassissima, possibilità di utilizzo della materia prima in un range molto più ampio di settori, valorizzazione più elevata dello scarto e riduzione dei costi. Per valutare la fattibilità del processo di compression molding nell'ambito del riutilizzo dei CFRP sono state utilizzate tecniche DOE (Design of Experiments) con lo scopo di fornire la migliore combinazione possibile dei parametri di processo che vada a garantire la realizzazione di un prodotto che possa essere considerato finito o semi-finito. Alla sperimentazione è stata accoppiata un'analisi svolta tramite modelli virtuali con lo scopo di simulare il processo di produzione e i test di caratterizzazione meccanica del materiale. L'analisi virtuale è stata svolta tramite l'utilizzo dei software commerciali Moldex3D e Digimat, gentilmente forniti rispettivamente dai produttori CoreTech System Co., Ltd ed MSC software che si sono resi inoltre disponibili per garantire tutto il supporto e la formazione necessari. L'elaborato si divide in tre macro-parti: nella prima vengono introdotti il processo di compression molding e la tipologia di materiali utilizzati. Nella seconda viene descritto come sono state svolte la campagna sperimentale e l'analisi con modello virtuale. Nella terza parte vengono analizzati e discussi i risultati.

Indice

Sommario.....	i
Indice.....	ii
Indice delle figure	iv
Indice dei Grafici	vii
Indice delle Tabelle	viii
1 Introduzione.....	1
1.1 Scopo della tesi	1
1.2 I materiali compositi	3
1.2.1 Compositi a matrice Termoplastica	7
1.2.2 Compositi a matrice Termoidurente	8
1.2.3 Fibre di rinforzo.....	11
2 Il Processo di Compression Molding.....	15
2.1 SMC – Sheet molding compound.....	19
2.2 BMC – Bulk molding compound.....	23
2.3 Viscosità nei fluidi polimerici	24
2.4 Modello matematico per la descrizione del flusso	26
3 Riciclo e riutilizzo della fibra di carbonio	28
3.1 Mercato dei compositi CFRP	28
3.2 Il progetto CIRCE	32
3.3 Stato dell’arte sul riutilizzo dei compositi in fibra di carbonio	35
4 Sviluppo del modello virtuale	43
4.1 Moldex3D	45
4.2 Digimat	46
4.3 Workflow utilizzato	50
4.4 Approccio multiscala alla modellazione del materiale	53
4.5 Modello matematico per l’orientazione delle fibre.....	59
4.6 Materiale utilizzato	63
4.6.1 Test Preliminari per la scelta del materiale	66



4.7	Svolgimento dell'analisi in Moldex3D	71
4.8	Svolgimento dell'analisi in Digimat e Abaqus	83
4.8.1	Analisi in Digimat-FE	83
4.8.2	Analisi in Digimat-MF	101
4.8.3	Analisi In Digimat-MAP	108
4.8.4	Analisi in Digimat-CAE	111
4.8.5	Analisi accoppiata tra Abaqus e Digimat	112
4.8.6	Studio della rottura in Digimat-FE	116
5	Campagna sperimentale	118
5.1	Prove di trazione e Micro/Macrografie	118
5.2	Studio dei parametri di processo	127
5.2.1	Design of Experiments – DOE	127
5.2.2	Svolgimento dei test	131
6	Conclusioni e sviluppi futuri.....	139
	Riferimenti Bibliografici	141

Indice delle figure

Fig. 1 - Ritagli di prepreg con tessitura twill utilizzati nella tesi	1
Fig. 2 – Tipici Polimeri Utilizzati come matrici e loro proprietà.....	3
Fig. 3 - Passaggio di stato di un polimero ideale ed un polimero reale.....	4
Fig. 4 - Fibre tipicamente utilizzate e loro proprietà [3].....	5
Fig. 5 - Confronto tra proprietà meccaniche PMC e metalli [3]	6
Fig. 6 - Andamento della viscosità nel tempo di una resina epossidica	9
Fig. 7 - Resine termoindurenti più comuni e loro proprietà.....	10
Fig. 8 - Alcune applicazioni dei CFRP: (a) Serbatoio criogenico della navicella SpaceX, (b) Telaio monoscocca con struttura sandwich di una vettura racing McLaren, (c) Telaio monoscocca con struttura sandwich del Polimarche Racing Team	13
Fig. 9 - Tipi di tessuti 2D. (a) Plain weave. (b) Twill. (c) Satin weave	14
Fig. 10 - Processo di compression molding [7]	17
Fig. 11 - Tipico ciclo di cura di una resina termoindurente in compression molding	17
Fig. 12 - Componenti automotive prodotte per compression molding	18
Fig. 13 - Tipi di SMC. (a)SMC-R. (b)SMC-CR. (c)XMC.....	20
Fig. 14 - Macchina per la produzione di SMC [7].....	21
Fig. 15 - Stratificazione realizzata durante la fase di stampaggio dell'SMC [3]	21
Fig. 16 - Orientazione preferenziale delle fibre dovuta al flusso di resina	22
Fig. 17 - Avanzamento del flusso per una carica rettangolare [3].....	27
Fig. 18 - Confronto tra i costi di varie leghe metalliche e CRFP [13]	28
Fig. 19 - Capacità teorica di produzione dei CFRP nel 2019 delle varie aziende leader nel settore.....	30
Fig. 20 - Previsioni di domanda globale di CFRP fino al 2023	30
Fig. 21 - Forme intermedie del prepreg di scarto [16]	38
Fig. 22 - Interfaccia di Modex3D e tipi di analisi disponibili	45
Fig. 23 - Interfaccia iniziale di Digimat	46
Fig. 24 - Workflow in Digimat-MF	47
Fig. 25 - Workflow in Digimat-FE	47
Fig. 26 - Workflow in Digimat-MAP	48
Fig. 27 - Workflow in Digimat-CAE.....	48
Fig. 28 - Suite completa del pacchetto Digimat.....	49
Fig. 29 - Workflow utilizzato nel modello virtuale.....	52
Fig. 30 - Transizione Micro-Macro scala tramite RVE.....	53
Fig. 31 - Schematizzazione del metodo di omogeneizzazione [45]	54

Fig. 32 - Rappresentazione del problema di Eshelby [45]	57
Fig. 33 - Rappresentazione del modello di Mori-Tanaka [45]	57
Fig. 34 - Rappresentazione del Double Inclusion Model	58
Fig. 35 - Orientazione di una singola fibra nello spazio cartesiano	59
Fig. 36 - Alcuni tensori dell'orientazione e loro rappresentazione.....	61
Fig. 37 - Proprietà meccaniche GG630IMP503ZHT	65
Fig. 38 - Inserimento nello stampo di chips con grammatura di 1250g/m ²	66
Fig. 39 - Preformatura della pelle estetica.....	67
Fig. 40 - Stampate effettuate.....	68
Fig. 41 - Dettaglio dei difetti riscontrati.....	70
Fig. 42 - Manufatti col miglior risultato estetico a) Tessitura Twill+Plain. b) Tessitura Plain a bassa grammatura. c) Tessitura Twill con verniciatura. d) Tessitura Plain come pelle estetica. e) - f) Tessitura Twill come pelle estetica.	70
Fig. 43 - Dettaglio della stramatura nelle vetture con pelle estetica	70
Fig. 44 - Definizione della compression zone in Moldex3D.....	72
Fig. 45 - Carica di materiale in Moldex3D.....	72
Fig. 46 - Esempio di mesh BLM	73
Fig. 47 - Dettaglio della BLM mesh	74
Fig. 48 - Curva di viscosità di CAE-EMC-2 dalla libreria di Moledx3D.....	75
Fig. 49 - Proprietà del Flake Composite	75
Fig. 50 - Modello di Castro-Macosko e suoi parametri in Moldex3D.....	76
Fig. 51 - Modello combinato di Kamal-Sourour e suoi parametri in Moldex3D....	76
Fig. 52 - Modello di Tait-C e suoi parametri in Moldex3D.....	76
Fig. 53 - Parametri di processo per l'analisi in Moldex3D	77
Fig. 54 - Computation Parameters in Moldex3D	78
Fig. 55 - Avanzamento del fronte fluido in Moldex3D.....	79
Fig. 56 - Orientazione delle fibre in X (a ₁₁)	79
Fig. 57 - Orientazione delle fibre in Y (a ₂₂)	80
Fig. 58- Orientazione delle fibre in Z (a ₃₃)	80
Fig. 59 - FEA interface in Moldex3D.....	82
Fig. 60 - Modellazione della fibra come trasversa isotropa in Digimat-FE.....	84
Fig. 61 - Definizione Strands in Digimat-FE.....	85
Fig. 62 - Tensore dell'orientazione in Digimat-FE	85
Fig. 63 - RVE generato in Digimat-FE	87
Fig. 64 - Rappresentazione dell'algoritmo di generazione della microstruttura in Digimat [37]	88
Fig. 65 - Dettagli della curvatura delle chips nella direzione out-of-plane in Digimat- FE.....	88

Fig. 66 - Modellazione del prepreg come trasverso isotropo in Digimat-FE	90
Fig. 67 - File di input in Digimat-FE	92
Fig. 68 - RVE generato in Digimat-FE senza matrice	93
Fig. 69 - RVE con strands da 30x30mm.....	97
Fig. 70 - RVE con strands da 20x50mm.....	97
Fig. 71 - Modello di Omogeneizzazione utilizzato in Digimat-MF	101
Fig. 72 - Omogeneizzazione in due step in Digimat-MF	102
Fig. 73 - Decomposizione del composito in bundles in Digimat-MF	103
Fig. 74 - Aspect ratios identificativi dei bundles in Digimat-MF	103
Fig. 75 - Approssimazione tra bundle reali e virtuali	104
Fig. 76 - Definizione dell'SMC in Digimat-MF	104
Fig. 77 - Processo iterativo in Digimat-MF con chips da 10x10mm.....	106
Fig. 78 - Mesh strutturale generata in Abaqus	108
Fig. 79 - Condizioni al contorno in Abaqus	108
Fig. 80 - Provini ricavati in Digimat-MAP. A partire da sinistra in alto: X1, X2, X3, X4, X5 A partire da sinistra in basso: Y1, Y2, Y3, Y4, Y5.	109
Fig. 81 - Mappatura del provino centrale X3 (a11).....	110
Fig. 82 - Indice di delaminazione del provino nell'istante precedente alla rottura in Digimat-FE.....	117
Fig. 83 - Rottura del provino in Digimat-FE.....	117
Fig. 84 - Viste esplose degli stampi	119
Fig. 85 - Realizzazione delle piastre da 160x270mm	120
Fig. 86 - Confronto macrografie 10x Piastra A - Piastra B	124
Fig. 87 - Confronto micrografie 50x Piastra A - Piastra C.....	124
Fig. 88 - Piano sperimentale 2 ²	128
Fig. 89 - Piano sperimentale 2 ³	130
Fig. 90 - Interazioni e main effects nel piano 2 ³	130
Fig. 91 - Box-Behnken Design [50]	132
Fig. 92 - Piastre da 350x350mm realizzate	133
Fig. 93 - Provini ricavati dalle piastre 350x350mm.....	133
Fig. 94 - Macrografie dei provini realizzati. a) Provino 2, massima porosità. b) Provino 5, minima porosità.....	135
Fig. 95 - Contour Plot della porosità in funzione di pressione e temperatura	136
Fig. 96 - Contour Plot della porosità in funzione di dimensione chips e temperatura	137
Fig. 97 - Contour Plot della porosità in funzione di dimensione chips e pressione	137

Fig. 98 - Superfici di risposta. (a) Temperatura vs Pressione. (b) Temperatura vs Dimensione Chips. (c) Pressione vs Dimensione chips137

Indice dei Grafici

Grafico 1 - Curva di viscosità della resina IMP503ZHT	64
Grafico 2 - Risultati Digimat-FE Fibra+Matrice	89
Grafico 3 - Risultati Digimat-FE solo Strands	91
Grafico 4 - Risultati analisi comparativa Trasverso isotropo - Ortotropo	94
Grafico 5 - Risultati Digimat-FE E1 GG630IMP503ZHT_10x10	95
Grafico 6 - Risultati Digimat-FE E2 GG630IMP503ZHT_10x10	96
Grafico 7 - Risultati Digimat-FE G12 GG630IMP503ZHT_10x10.....	96
Grafico 8 - Risultati Digimat-FE E1 GG630IMP503ZHT_30x30	98
Grafico 9 - Risultati Digimat-FE E2 GG630IMP503ZHT_30x30	98
Grafico 10 - Risultati Digimat-FE G12 – GG630IMP503ZHT_30x30.....	99
Grafico 11 - Risultati Digimat-FE E1 – GG630IMP503ZHT_20x50	99
Grafico 12 - Risultati Digimat-FE E2 – GG630IMP503ZHT_20x50	100
Grafico 13 - Risultati Digimat-FE G12 – GG630IMP503ZHT_20x50.....	100
Grafico 14 - Risultati Tensile test su Abaqus-Chips da 20x50mm	113
Grafico 15 - Risultati Tensile test su Abaqus-Chips da 30x30mm	114
Grafico 16 - Risultati Tensile test su Abaqus-Chips da 10x10mm	115
Grafico 17 - Curva Tensione-deformazione del provino in Digimat-FE	117
Grafico 18 - Risultati Tensile Test Piastra A	121
Grafico 19 - Risultati Tensile Test Piastra B	121
Grafico 20 - Risultati Tensile Test Piastra C	122
Grafico 21 - Risultati Tensile Test Piastra D	122
Grafico 22 - Risultati Tensile Test Plate E	123
Grafico 23 - Confronto tra dati sperimentali e analisi virtuale in Digimat-FE, chips da 30x30mm	126

Indice delle Tabelle

Tabella 1 - Proprietà resina IMP503ZHT	63
Tabella 2 - Cicli di cura consigliati IMP503ZHT	64
Tabella 3 - Test preliminari effettuati	68
Tabella 4 - Proprietà Fibra GG630T	84
Tabella 5 - Proprietà Matrice IMP503ZHT	84
Tabella 6 - Risultati Digimat-FE Fibra+Matrice	89
Tabella 7 - Proprietà GG630IMP503ZHT Trasverso isotropo	90
Tabella 8 - Risultati Digimat-FE solo Strands	91
Tabella 9 - Proprietà GG630IMP503ZHT Ortotropo	92
Tabella 10 - Risultati analisi comparativa Transverse Isotropic-Orthotropic	94
Tabella 11 - Risultati Digimat-FE E1 GG630IMP503ZHT_10x10	95
Tabella 12 - Risultati Digimat-FE E2 GG630IMP503ZHT_10x10	96
Tabella 13 - Risultati Digimat-FE G12 GG630IMP503ZHT_10x10	96
Tabella 14 - Risultati Digimat-FE E1 GG630IMP503ZHT_30x30	98
Tabella 15 - Risultati Digimat-FE E2 GG630IMP503ZHT_30x30	98
Tabella 16 - Risultati Digimat-FE G12 – GG630IMP503ZHT_30x30	99
Tabella 17 - Risultati Digimat-FE E1 – GG630IMP503ZHT_20x50	99
Tabella 18 - Risultati Digimat-FE E2 – GG630IMP503ZHT_20x50	100
Tabella 19 - Risultati Digimat-FE G12 – GG630IMP503ZHT_20x50	100
Tabella 20 - Risultati Tensile test su Abaqus-Chips da 20x50mm	113
Tabella 21 - Risultati Tensile test su Abaqus-Chips da 30x30mm	114
Tabella 22 - Risultati Tensile test su Abaqus-Chips da 10x10mm	115
Tabella 23 - Piastre realizzate per i test a trazione	120
Tabella 24 - Confronto moduli ottenuti in Abaqus - Dati sperimentali	125
Tabella 25 - Confronto moduli ottenuti in Digimat-FE – Dati sperimentali	126
Tabella 26 - Fattori e livelli scelti nell'analisi DOE	131
Tabella 27 - Piano sperimentale generato da Minitab	132
Tabella 28 - Masse in Acqua e in Aria dei provini	134
Tabella 29 - Densità relativa e misurata dei provini	134
Tabella 30 - Percentuale di vuoti nei provini (provini riportati in ordine crescente di temperatura)	135
Tabella 31 - Livelli di porosità relativa	136
Tabella 32 - Risultato del livello di porosità per ogni provino	136



1 Introduzione

1.1 Scopo della tesi

Lo scopo della seguente tesi è quello di valutare la fattibilità del processo di compression molding come metodo di riutilizzo degli sfridi derivanti dal taglio di prepreg in CFRP (Carbon fiber reinforced plastics). La fattibilità di tale processo non è legata solamente alla capacità di ottenere manufatti in composito di buona qualità e con tempi di produzione ragionevoli ma bensì anche alla capacità di ottenere componenti che abbiano determinate caratteristiche meccaniche in termini di rigidità e resistenza.

Tali componenti non sono componenti strutturali ma componenti semi-strutturali, estetici o di rinforzo, che devono soddisfare determinate richieste in termini di performance meccaniche. È quindi necessario studiare contemporaneamente il materiale costituente il prodotto finito ed il metodo di produzione ad esso associato. Il materiale oggetto della tesi è costituito da ritagli di preimpregnato, più comunemente denominati “chips” o “strands” (la denominazione chips o strands verrà usata indistintamente nella trattazione successiva). In particolare, tali ritagli sono ottenuti da rotoli di prepreg tessuto piuttosto che unidirezionale essendo il tessuto di gran lunga più utilizzato all’interno dell’azienda ospitante. I rotoli da cui è ottenuto il materiale sono i medesimi rotoli che vengono poi utilizzati per il taglio delle dime tramite macchine da taglio, gli sfridi hanno ognuno forma randomica e diversa da un pezzo all’altro. Come prima analisi gli sfridi sono stati tagliati in forme rettangolari omogenee e all’interno dello stesso stampo sono state utilizzate solo chips delle medesime dimensioni. Non è detto che nel processo reale sia sempre possibile ottenere questa forma, l’obiettivo è comunque quello di avvicinarsi il più possibile ad essa.



Fig. 1 - Ritagli di prepreg con tessitura twill utilizzati nella tesi

Il seguente lavoro è stato quindi portato avanti su due fronti paralleli: lo studio del processo di produzione e dei parametri di processo necessari alla realizzazione di componenti con la miglior finitura estetica possibile e la costruzione di un modello virtuale che permettesse di simulare il processo di produzione stesso e prevedere le proprietà meccaniche ottenibili col materiale utilizzato.

Lo studio dei parametri di processo è stato svolto in tre fasi:

1. Studio e scelta del materiale da utilizzare nel processo tra i materiali disponibili in azienda
2. Svolgimento di test fisici
3. Analisi dei risultati

Il modello virtuale ha principalmente lo scopo di prevedere le proprietà meccaniche ottenibili realizzando un prodotto tramite il riutilizzo degli scarti di CFRP. Il modello comprende una simulazione del processo di compression molding tramite il software Moldex3D®, da cui andare a ricavare i parametri morfologici del materiale legati al processo di produzione come l'orientazione delle fibre, per poterli poi esportare per l'analisi agli elementi finiti tramite software strutturali. L'accoppiamento tra simulazione di processo e simulazione strutturale è stato svolto tramite Digimat® mentre l'analisi strutturale tramite Abaqus®.

1.2 I materiali compositi

I materiali compositi sono definiti come “Materiali costituiti da due o più fasi chimicamente distinte, con caratteristiche fisico-meccaniche diverse, con un’interfaccia riconoscibile che li separa” [1]. Una definizione di uso più comune fa riferimento a materiali costituiti da una matrice continua che lega e dà forma ad un sistema di rinforzo che conferisce resistenza e/o rigidità al composito [2]. I materiali oggetto di questa tesi sono i cosiddetti PMC, acronimo di Polymer Matrix Composites o Compositi a matrice polimerica. In particolare, si prenderanno in considerazione soltanto cosiddetti i CFRP (Carbon fiber reinforced plastics), comunemente detti compositi in fibra di carbonio. I materiali PMC sono costituiti da una matrice polimerica e da un rinforzo, tipicamente sotto forma di fibre. La matrice ha il compito di proteggere il rinforzo dall’ambiente esterno, trasferire i carichi al rinforzo e conferire al composito elevata tenacità. Le proprietà a compressione e taglio del composito sono fortemente influenzate dalle proprietà della matrice, così come l’infiammabilità e la resistenza ad agenti atmosferici. La matrice riveste inoltre un ruolo chiave nei processi di produzione dei PMC, in particolare l’andamento della viscosità della matrice nel tempo è un parametro fondamentale che contribuisce alla “bagnabilità” delle fibre, all’espulsione di bolle d’aria che potrebbero generare porosità e alla resa estetica del manufatto finale [3]. I polimeri tipicamente utilizzati come matrice nei PMC sono riportati in Fig. 2 e possono essere sia termoplastici che termoindurenti.

Properties of a Few Selected Polymers Used in PMCs

Polymer	Density (g/cm ³)	Tensile Modulus (GPa)	Tensile Strength (MPa)	Strain at Failure (%)	Glass Transition Temperature, T_g (°C)	Maximum Service Temperature (°C)
Thermosetting Polymers^a						
Epoxies	1.2–1.3	2.75–4.1	55–130	1.5–8	150–260	125
Polyesters	1.1–1.4	2.1–3.5	35–104	1–7		60–150
Vinyl esters	1.12–1.32	3–3.5	73–81	3–8		60–150
Bismaleimides	1.2–1.32	3.2–3.5	48–110	1.5–3.3	230–290	232
Polyurethanes	1.21	0.7	30–40	400	120–167	
Thermoplastic Polymers						
PEEK	1.30	3.7	110	25	143	260
PPS	1.35	3.45	93	15	85	218
Polyether-imide	1.28	3.45	117	60	210	171
Polyamide-imide	1.42	4.5	150	8	275	
PP	0.90	1.5	36	>100%	-10	50–75
Polyamide-6	1.13	3.10	80	50	60	

Fig. 2 – Tipici Polimeri Utilizzati come matrici e loro proprietà

I compositi a matrice polimerica possono essere classificati in due macrocategorie:

- *Compositi a matrice Termoplastica*
- *Compositi a matrice Termoindurente*

A prescindere dal fatto che sia termoplastico o termoindurente un polimero sottoposto ad una elevata variazione di temperatura passa da uno stato vetroso ad uno stato liquido tramite una transizione di fase. Se si considera un polimero cristallino ideale il passaggio di stato avviene in modo istantaneo ad una temperatura precisa (T_m - temperatura di solidificazione) che rimane costante fino a che tutto il materiale non ha effettuato il passaggio di stato. Se invece si considera un polimero "reale" completamente amorfo il passaggio da stato vetroso a stato liquido avviene passando per uno stato gommoso e non è più istantaneo alla temperatura T_m . Nel passaggio di stato da liquido a vetroso la viscosità del polimero aumenta in modo progressivo fino ad arrivare ad uno stato solido. Si può individuare una temperatura detta "Temperatura di transizione vetrosa - T_g " sotto la quale il polimero ha comportamento vetroso. Da [4]: "La transizione vetrosa non è una transizione termodinamica, bensì cinetica, alla quale non corrisponde alcun cambiamento nella disposizione degli atomi/molecole nello spazio, come invece avviene, ad esempio, nel passaggio di stato da solido cristallino a liquido".

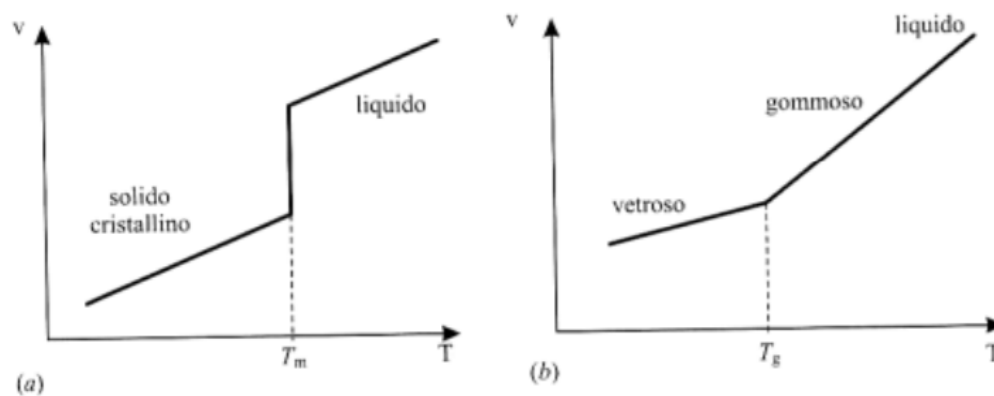


Fig. 3 - Passaggio di stato di un polimero ideale ed un polimero reale

La T_g è quindi un parametro di grande interesse tecnologico e applicativo: polimeri con $T > T_g$ saranno morbidi e flessibili mentre polimeri con $T < T_g$ saranno rigidi e fragili.

Le fibre hanno invece il compito di reggere i carichi a cui il composito è sottoposto, andando a conferire al materiale le proprietà di resistenza e rigidità. In genere le fibre vengono sottoposte ad un trattamento superficiale (Sizing) che ha lo scopo di aumentare la compatibilità tra fibra e matrice, migliorare la lavorabilità della fibra e garantire una migliore adesione con la matrice. Nei PMC ad alte prestazioni vengono utilizzate fibre lunghe ed il più possibile continue, con un contenuto in volume del 50-65%. Anche le fibre corte sono ampiamente utilizzate in compositi che richiedono proprietà meno spinte, in genere la frazione in volume in questi casi scende al 20-40% [3]. I tre tipi di fibra più utilizzati sono fibre di vetro (GFRP-Glass fiber reinforced plastics), fibre di carbonio (CFRP) e fibre aramidiche (AFRP-Aramid fiber reinforced plastics).

Properties of a Few Selected Fibers Used in PMCs

Fiber	Filament Diameter (μm)	Density (g/cm^3)	Tensile Modulus (GPa)	Tensile Strength (MPa)	Strain at Failure (%)
E-glass	10	2.54	72.4	3450	4.8
S-glass	10	2.49	86.9	4300	5
T-300 (PAN carbon)	7	1.76	230	3650	1.5
AS-4 (PAN carbon)	7.1	1.79	231	4410	1.7
IM-7 (PAN carbon)	5.2	1.78	276	5516	1.9
M-55J (PAN carbon)	–	1.91	540	4020	0.8
P120 (pitch carbon)	–	2.16	823	2200	0.3
Kevlar 49 (aramid)	11.9	1.45	131	3620	2.8

Fig. 4 - Fibre tipicamente utilizzate e loro proprietà [3]

Le proprietà ottenibili da un materiale composito sono nel complesso superiori a quelle dei singoli costituenti. I PMC sono caratterizzati da una densità di gran lunga minore rispetto ad altri materiali metallici come acciaio, alluminio e titanio ma anche rispetto ad altri materiali compositi come gli MMC (Metal matrix composites, Compositi a matrice metallica) e i CMC (Ceramic matrix composites, Compositi a matrice ceramica). Il range di densità raggiungibile da compositi PMC è di circa $1.2 \div 2 \text{ g}/\text{cm}^3$ [3], questo, unito alle elevate proprietà meccaniche raggiungibili in termini di resistenza e modulo (Fig. 5), fa sì che il rapporto tra proprietà meccaniche e densità sia di gran lunga più elevato rispetto ai metalli. Di conseguenza i materiali compositi a matrici polimerica rappresentano un'enorme opportunità in termini di risparmio del peso, rendendoli fortemente appetibili per utilizzi principalmente in ambito Aerospace ed Automotive ma anche nell'ambito delle costruzioni, nell'ambito sport & leisure e nell'ambito biomedicale.

Comparison of Properties of a Few Selected Metals and Composites

Material	Density (g/cm ³)	Tensile Modulus (GPa)	Tensile Strength (MPa)	Tensile Modulus-to- Weight Ratio (10 ⁶ m)	Tensile Strength-to- Weight Ratio (10 ³ m)
SAE 1010 steel (cold worked)	7.87	207	365	2.68	4.72
AISI 4340 steel (quenched and tempered)	7.87	207	1722	2.68	22.3
6061-T6 aluminum alloy	2.70	69	310	2.60	11.7
7178-T6 aluminum alloy	2.70	69	606	2.60	22.9
Ti-6Al-4V titanium alloy	4.43	110	1171	2.53	26.9
High-strength carbon fiber-epoxy composite (unidirectional)	1.55	137.8	1550	9.06	101.9
High-modulus carbon fiber-epoxy composite (unidirectional)	1.63	215	1240	13.44	77.5
E-glass fiber-epoxy composite (unidirectional)	1.85	39.3	965	2.16	53.2
Kevlar 49 fiber-epoxy composite (unidirectional)	1.38	75.8	1378	5.60	101.8
Carbon fiber-epoxy composite (quasi-isotropic)	1.55	45.5	579	2.99	38
SMC composite (isotropic)	1.87	15.8	164	0.86	8.9

Fig. 5 - Confronto tra proprietà meccaniche PMC e metalli [3]

Un'ulteriore proprietà tipica dei PMC è la loro natura anisotropica dovuta all'orientamento delle fibre all'interno del composito. Infatti, mentre il materiale polimerico costituente la matrice può essere considerato isotropo, la singola fibra può essere considerata come un materiale isotropo trasverso: ovvero con proprietà simmetriche attorno ad un asse normale ad un piano di isotropia. L'accoppiamento della matrice con delle fibre orientate fa sì che un laminato in composito CFRP abbia proprietà tipicamente ortotrope. In questo modo si possono ottenere manufatti con proprietà aumentate in una o più dimensioni a seconda delle esigenze di progettazione. Inoltre, il coefficiente di espansione termica di un composito PMC risulta bassissimo mentre il coefficiente di smorzamento risulta molto elevato, questo rende i PMC materiali adatti anche per applicazioni di isolamento termico, isolamento acustico e riduzione di vibrazioni. Come ultima proprietà è inoltre necessario ricordare che i materiali compositi a fibra polimerica esibiscono un'elevatissima resistenza alla corrosione, di conseguenza non hanno bisogno dei trattamenti anti-corrosione tipici dei materiali metallici.

1.2.1 Compositi a matrice Termoplastica

I Polimeri termoplastici sono caratterizzati da legami tra le catene polimeriche abbastanza deboli da poter essere spezzati durante il riscaldamento [4], questo fa sì che un polimero termoplastico possa essere riscaldato e rimodellato in nuove forme fino ad un certo numero di volte senza cambiamenti significativi nelle proprietà. I Polimeri termoplastici sono quindi dei materiali riciclabili. Si dividono in:

- *Polimeri di massa*: costituiscono il 75-80% del consumo, le prestazioni sono relativamente basse. Lo sono ad esempio il Polivinilcloruro (PVC) ed il polietilene (PP)
- *Polimeri di fascia intermedia*: circa il 15% del consumo, proprietà di poco superiori ai polimeri di massa, un esempio ne è il PMMA.
- *Tecnopolimeri*: costituiscono il 5% del consumo, le proprietà meccaniche e termiche sono decisamente superiori ai polimeri di massa. Appartengono a questa categoria il PET, il Policarbonato, le Poliammidi etc.
- *Superpolimeri*: costituiscono una nicchia molto bassa del consumo, hanno elevate proprietà meccaniche e termiche, i campi di applicazione sono simili ai compositi avanzati e spesso ne costituiscono la matrice.
- *Polimeri biologici*: sono polimeri in via di sviluppo ottenuti per fermentazione, le proprietà sono a metà tra i polimeri di massa ed i tecnopolimeri.

Nell'ambito dei CFRP la maggior parte dei compositi sono realizzati tramite matrici termoindurenti, questo è dovuto al fatto che le prestazioni richieste nell'ambito di utilizzo dei compositi in fibra di carbonio sono in genere un elevato modulo ed una elevata resistenza a trazione, alta tenacità a frattura, stabilità dimensionale alle alte temperature e resistenza all'umidità/solventi. Le resine termoindurenti generalmente sono soggette ad una deformazione minore dei polimeri termoplastici, hanno infatti maggiore rigidità ed un comportamento tipicamente fragile, subiscono meno creep e rilassamento viscoso, sono più stabili alle alte temperature, hanno delle Tg maggiori ed hanno il notevole vantaggio di essere costituite da prepolimeri di partenza liquidi a basso peso molecolare e bassa viscosità che consentono di incorporare bene le fibre nella matrice.

Questo non significa che i polimeri termoplastici non siano utilizzati, anche essi trovano comunque applicazione grazie al fatto che rispetto ai termoindurenti hanno maggiore resistenza alla frattura, una "storage life" infinita e maggiore facilità di manipolazione.

1.2.2 Compositi a matrice Termoindurente

I Polimeri termoindurenti sono i materiali tradizionalmente utilizzati come matrice nei compositi ad alte prestazioni. Hanno una struttura molecolare reticolata (cross linking) formata da legami covalenti forti [4]. Il calore può portare all'ammorbidimento del polimero ma i legami covalenti impediscono al materiale di tornare allo stato fluido che possedeva prima della reticolazione. Questo fa sì che una resina termoindurente mantenga sempre la sua forma originaria, non può quindi essere rimodellata o rifusa ma se esposta a temperature troppo elevate può degradarsi. Il processo di reticolazione è un processo irreversibile e rende le resine termoindurenti non riutilizzabili o riciclabili una volta curati. Il passaggio dallo stato liquido allo stato vetroso di una resina termoindurente avviene per via di una reazione chimica di reticolazione ad alta temperatura, detta reazione di cura. Durante la fase di cura si ha la reticolazione del materiale e la formazione dei "cross-link" tra le catene polimeriche che porta nel tempo ad un aumento della viscosità della resina, il rapporto tra i cross-links formati in un determinato tempo ed il numero di massimo di cross-links formabili definisce il grado di cura (α_c) della resina [2]. Questo è un parametro di prima importanza dato che influenza fortemente le proprietà meccaniche, termiche e fisiche del materiale, in particolare densità, Tg, Capacità termica, Conduttività termica, Modulo e Resistenza. Durante la cura il polimero emette calore, di fatto aumentando la sua temperatura ed autosostenendo la reazione stessa, basandosi su questo fenomeno un'ulteriore definizione del grado di cura è come rapporto tra il calore rilasciato dalla reazione al tempo t ed il calore massimo della reazione

$$\alpha_c = \frac{H}{H_r} \quad (1.1)$$

Dove:

$$H = \int_0^t \left(\frac{dQ}{dt} \right) dt \quad (1.2)$$

$$H_r = \int_0^{t_f} \left(\frac{dQ}{dt} \right) dt \quad (1.3)$$

H è il calore rilasciato al tempo t [J/g], H_r è il calore massimo della reazione [J/g], dQ/dt è il tasso di rilascio del calore e t_f è il tempo per completare la reazione.

Un modello matematico tipicamente utilizzato per la descrizione della cinetica di cura è il Modello di Kamal-Sourour, anche chiamato modello combinato ([2] [3] [5]), la cui espressione è la seguente:

$$\frac{d\alpha_c}{dt} = (k_1 + k_2 \alpha_c^m)(1 - \alpha_c)^n \quad (1.4)$$

Nell'equazione (1.4) $d\alpha_c/dt$ rappresenta il rateo di cura, k_1 e k_2 sono costanti che dipendono dalla temperatura di cura mentre m ed n sono costanti che non dipendono dalla temperatura di cura e descrivono l'ordine della reazione. Tale modello considera che ci siano due meccanismi prevalenti durante la reazione di cura: una reazione di ordine n -esimo che dipende unicamente dalla concentrazione dei reagenti ed una reazione autocatalitica il cui ratio dipende dalla concentrazione dei reagenti e dei prodotti, in pratica i prodotti della reazione autocatalitica aiutano l'accelerazione della reazione stessa. Le reazioni di ordine n -esimo possono essere descritte da un'equazione del tipo $k_1(1 - \alpha_c)^n$ mentre le reazioni autocatalitiche sono descritte da $k_2 \alpha_c^m(1 - \alpha_c)^n$. Il modello combinato è quindi una combinazione lineare dei modelli delle due equazioni. La temperatura a cui la reazione di cura ha inizio varia di polimero in polimero, in genere un range tipico per la temperatura di cura è di circa $120 \div 180$ °C [3].

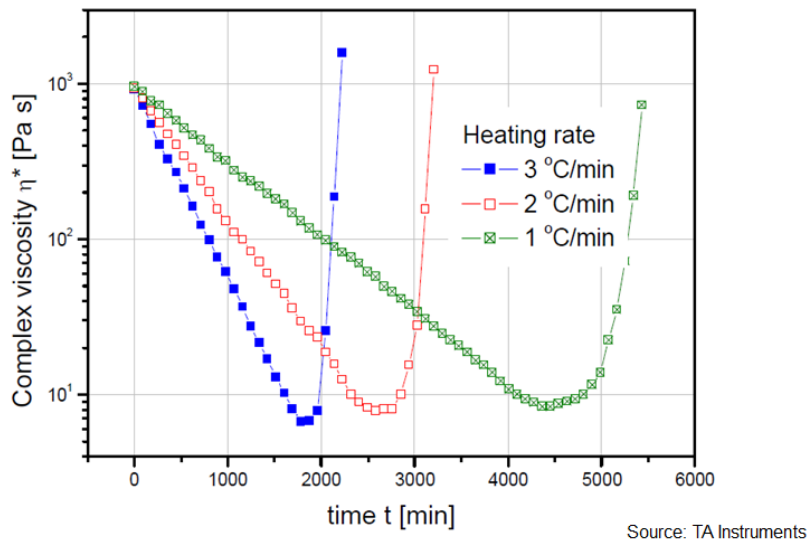


Fig. 6 - Andamento della viscosità nel tempo di una resina epossidica

Nella Fig. 6 è riportato l'andamento della viscosità in funzione del tempo per una resina epossidica. Si può notare come la viscosità abbia una fase iniziale discendente dovuta alla fluidificazione che si ha in seguito all'aumento di

temperatura e come, al raggiungimento della temperatura di cura, la viscosità inizia una repentina salita dovuta alla reazione di reticolazione del polimero. Il raggiungimento della temperatura di cura corrisponde in termini temporali al cosiddetto Gel Time, ovvero il momento in cui si forma un'unica molecola di peso molecolare uguale al peso del campione. Il gel time rappresenta un parametro molto importante dal punto di vista produttivo, infatti, in un qualsiasi processo di produzione, il flusso di resina deve completarsi prima del raggiungimento del gel time. Se ciò non dovesse accadere la resina potrebbe non riuscire a riempire lo stampo e potrebbero insorgere delle porosità dovute alla non corretta espulsione dell'aria dal flusso di resina.

Tipiche resine termoindurenti utilizzate come matrice nei PMC sono le resine epossidiche, fenoliche, poliestere, vinilestere etc.

RESINE	Resistenza a trazione (MPa)	Allungamento (%)	Modulo elastico (GPa)	Densità (kg/m ³)	Temperatura max di utilizzo (°C)
Fenoliche	60	2	9	1270	150
Amminiche	67	1	11	1500	120-200
Poliestere	87	3	4	1280	150
Epossidiche	100	6	3	1250	150-250
Uretaniche	67	6	-	1300	

Fig. 7 - Resine termoindurenti più comuni e loro proprietà

Le resine maggiormente utilizzate nei compositi ad alte prestazioni sono sicuramente le resine epossidiche, sono note per le elevate proprietà meccaniche (maggiori degli altri tipi di resina), per la loro resistenza ad agenti chimici e solventi e per la capacità di mantenere alte performance anche ad elevate temperature [3]. Garantiscono inoltre eccellente adesione con qualsiasi tipo di fibra, il che le rende utilizzate anche come adesivi oltre che matrici. Gli svantaggi principali sono il costo elevato ed il lungo tempo di cura necessario. All'inizio della reazione di cura le resine epossidiche si trovano in una condizione definita A-stage e solo pochi cross-links si sono formati, in questa condizione la reazione può essere rallentata tramite agenti esterni, ad esempio portando la resina ad una temperatura molto al di sotto della temperatura ambiente oppure aggiungendo degli inibitori di cura. A questo punto la reazione può cessare o proseguire ad una velocità molto bassa. Questa nuova condizione è definita B-stage ed è caratterizzata da una viscosità maggiore dello stadio iniziale, la resina ha una consistenza simile al gel ed ha un

elevato Tack, dove il tack è l'indice di adesività della resina. La condizione B-stage permette di mantenere la resina per diversi mesi senza che la reazione di cura avanzi troppo mantenendola in un freezer a basse temperature (-18÷-20°C). La reazione di cura potrà essere completata successivamente portando la resina ad un appropriata temperatura di cura (C-stage). I processi produttivi che prevedono l'utilizzo di materiali compositi preimpregnati (Prepreg) come il bag-molding o il compression molding utilizzano resine B-stage mantenute a basse temperature e pronte per essere curate durante il processo stesso.

1.2.3 Fibre di rinforzo

La fibra è la fase di rinforzo presente in materiale composito PMC, per avere un utilizzo efficiente della fibra è necessario che il rapporto tra il modulo longitudinale della fibra e quello della matrice sia maggiore di 4, ovvero il rinforzo deve avere un modulo almeno 4 volte maggiore della matrice in cui è disperso [2]. Le fibre utilizzate nei compositi moderni si dividono in genere in quattro categorie: fibre polimeriche, fibre di carbonio, fibre inorganiche e fibre organiche (naturali). Le fibre polimeriche costituiscono materiali compositi con buone proprietà meccaniche (anche se non paragonabili a quelle dei CFRP), ne sono un esempio i compositi in fibra aramidica che sono utilizzati per l'isolamento termico (ad esempio il Nomex®) o come protezioni balistiche (ad esempio il Kevlar®). Tra i compositi a fibra aramidica quello col maggior modulo a trazione è il Kevlar 149 [6] che può arrivare fino a 180 GPa. Le fibre inorganiche sono ad esempio fibra di vetro, alumina (Al₂O₃), boro, quarzo etc. Le fibre di vetro sono l'elemento rinforzante più diffuso nel mondo dei compositi per via del basso costo associato a proprietà meccaniche comunque buone. Nella forma standard sono prodotte come vetro E-Glass mentre nella forma più resistente come vetro S-Glass. Esistono inoltre moltissime altre forme come il C-glass con un'elevata resistenza agli attacchi chimici o l'M-glass ad elevato modulo elastico. I compositi in fibra di vetro trovano largo impiego nel settore marino e delle energie rinnovabili. Le fibre di origine naturale stanno riscontrando un successo sempre maggiore negli ultimi anni visto il crescente interesse verso l'ambiente e le stringenti normative ambientali. Le fibre naturali possono essere di origine animale, vegetale o minerale [2], in genere a trovare maggiore applicazione nell'ambito dei compositi sono le fibre di origine vegetale. Tra i vantaggi di tali fibre sono annoverati il basso costo, l'elevata disponibilità, la densità paragonabile alla fibra di carbonio ed ovviamente la caratteristica di essere biodegradabili e riciclabili. Per contro gli svantaggi sono una forte variazione delle proprietà tra i vari tipi di fibre naturali, una forte idrofilia e delle proprietà meccaniche in valore assoluto più basse

rispetto alle fibre non naturali. Tra le fibre naturali più utilizzate si trovano il Sisal [2], derivato dalla pianta dell'Agave con moduli che possono raggiungere circa 30GPa; la fibra di canapa, con moduli che possono arrivare intorno ai 10 GPa ed utilizzata per la realizzazione di alcuni pannelli interni della BMW serie 5 e la fibra di lino utilizzata principalmente in applicazioni di smorzamento delle vibrazioni. In generale, le fibre di origine naturale hanno un costo di gran lunga minore rispetto alle altre fibre, ad esempio il costo del Sisal risulta essere circa un decimo delle fibre di vetro ed un millesimo delle fibre di carbonio. Questo non è vero per tutte le fibre naturali infatti alcune fibre "bio" possono avere anche costi maggiori delle fibre di carbonio.

Le fibre di carbonio sono le fibre maggiormente utilizzate nei compositi ad alte prestazioni. Sono state utilizzate per la prima volta da Thomas Edison nel 1879 come filamento per la prima lampadina e sono state messe in commercio nel 1960 grazie al lavoro di ricerca svolto da Bacon e Singer negli Stati Uniti e Watt nel regno Unito [6]. Sono ampiamente utilizzate nei settori dove le performance sono più importanti del costo come l'aerospazio, automotive (specialmente nell'ambito racing e sportivo) e civile, questo è dovuto alle loro eccezionali proprietà meccaniche quali resistenza e modulo elevatissimi, basso coefficiente di dilatazione termica ed alta resistenza a fatica. Tutte queste proprietà abbinate ad una densità molto bassa fanno sì che i compositi CFRP abbiano un elevatissimo rapporto tra proprietà e peso, rendendoli fortemente appetibili per i settori precedentemente citati. Le fibre di carbonio possono essere classificate in ex-PAN (Poliacrilonitrile) o ex-Pitch (pece) in base al tipo di precursore.

Le fibre ex-PAN sono disponibili in 4 differenti varietà [3] [2]:

- HT (high strength): resistenza alla rottura maggiore di 3 GPa
- HM (high modulus): modulo maggiore di 300 GPa
- IM (intermediate modulus): modulo fino a 300 GPa
- UHM (ultrahigh modulus): modulo maggiore di 500 GPa

In genere le fibre ex-PAN hanno un modulo minore di quelle ex-Pitch ma una maggiore resistenza e sono utilizzate nel 90% dei casi. Le fibre di carbonio sono disponibili per diverse dimensioni dei tow (fascio costituito da un numero elevato di filamenti senza torsione), andando da 1000 fino a 50000 filamenti per tow. Gli svantaggi principali delle fibre di carbonio sono l'elevata fragilità delle fibre, con basso allungamento a rottura e bassa resistenza agli urti ed un costo molto elevato.

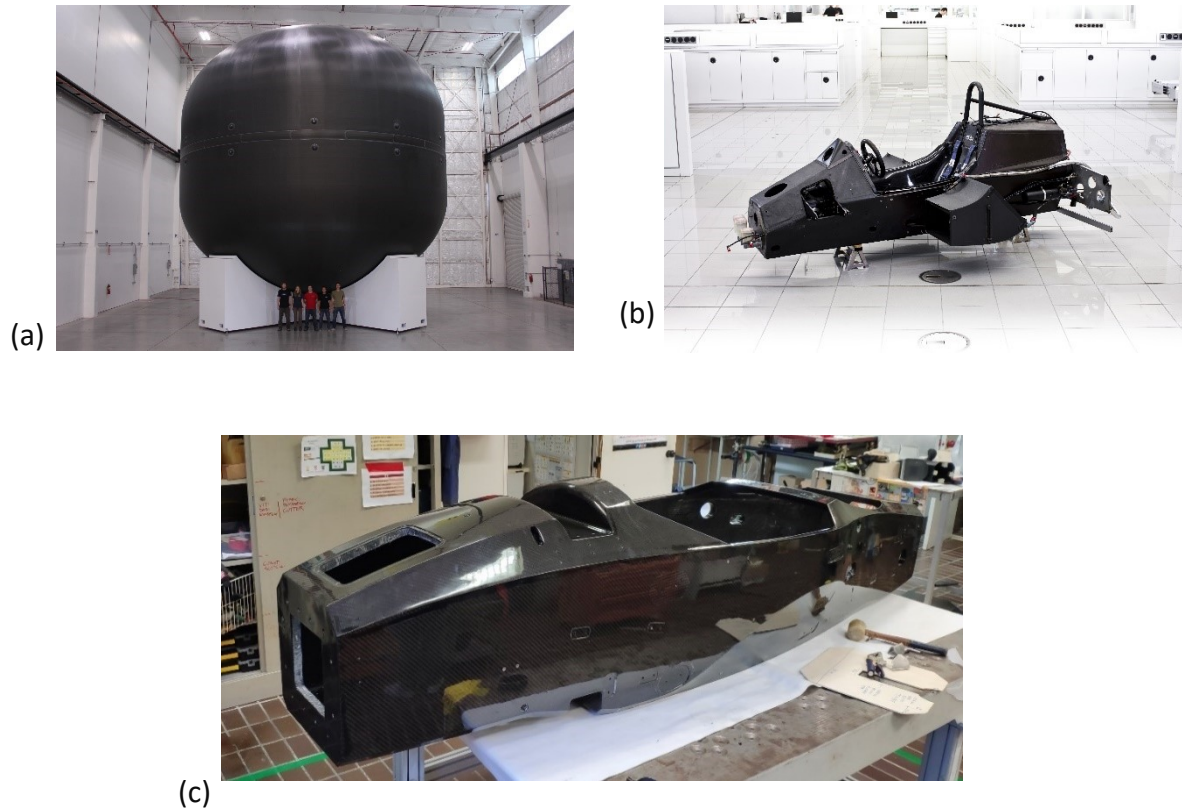


Fig. 8 - Alcune applicazioni dei CFRP: (a) Serbatoio criogenico della navicella SpaceX, (b) Telaio monoscocca con struttura sandwich di una vettura racing McLaren, (c) Telaio monoscocca con struttura sandwich del Polimarche Racing Team

Un'ulteriore classificazione delle fibre è quella basata sulla distinzione tra fibre corte e fibre lunghe. È prima di tutto necessario considerare che le caratteristiche meccaniche di un materiale composito sono il risultato dei meccanismi di trasferimento degli sforzi tra fibra e matrice, un efficace trasferimento degli sforzi si ha quando la superficie di contatto tra rinforzo e matrice è il più possibile estesa. Da questo si può intuire come i compositi con rinforzi fibrosi a fibra lunga risultino i più prestazionali.

Le fibre corte sono ottenute mediante taglio o triturazione delle fibre lunghe e la loro lunghezza può variare da qualche millimetro a centinaia di millimetri. Le fibre corte sono maggiormente utilizzate in processi di stampaggio come l'injection e il compression molding. Le proprietà ottenibili con un composito a fibra corta risultano quasi isotrope per via della distribuzione randomica delle fibre all'interno della matrice.

Le fibre lunghe invece sono di gran lunga più utilizzate quando il manufatto finale richiede maggiori prestazioni meccaniche. Sono ampiamente impiegate nei processi di laminazione come il bag molding e all'interno di compositi

preimpregnati anche se trovano applicazione anche in processi di produzione a fibra secca. Le fibre lunghe possono essere utilizzate per ottenere laminati unidirezionali (UD) in cui tutte le fibre sono orientate nella stessa direzione, oppure architetture 2D (woven, knitted e braided fabric). In questo caso le fibre sono orientate in due o più direzioni nel piano e si ottengono proprietà trasversali migliori rispetto agli UD ma proprietà longitudinali inferiori dovute al fatto che non tutte le fibre sono orientate nella stessa direzione. Da quanto detto si intuisce che le proprietà di un composito a fibra lunga sono fortemente anisotrope.

I tessuti 2D Woven fabric sono realizzati intrecciando i fili di trama e ordito in un telaio apposito, la trama è rappresentata dai fili orientati lungo la direzione della macchina mentre l'ordito è costituito dai fili intrecciati nella direzione ortogonale.

I tipi di tessuto maggiormente utilizzati sono mostrati nella Fig. 9 e sono [2] [3]:

- Plain weave: ogni filo di ordito passa una volta sopra ed una volta sotto ai fili della trama
- Twill weave: uno o più fili di trama si intrecciano con uno o più fili di ordito
- Satin weave: simile al twill ma gli intrecci sono più distanziati, il numero di volte in cui l'ordito passa sopra e sotto la trama di solito è 4, 5 o 8.
- Basket weave: simile al plain ma con gruppi di due o più fili di trama e ordito che si intrecciano alternativamente.

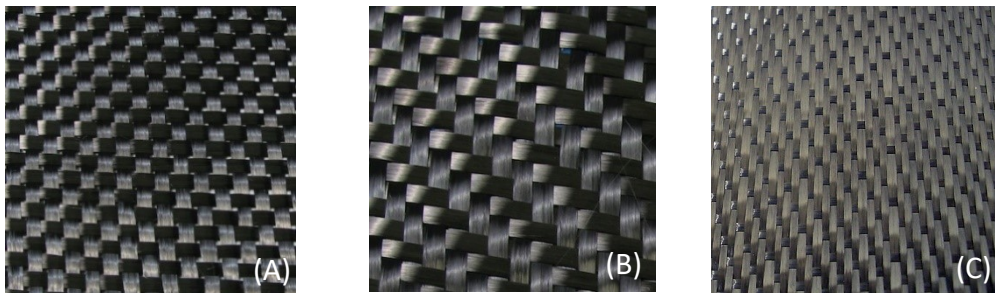


Fig. 9 - Tipi di tessuti 2D. (a) Plain weave. (b) Twill. (c) Satin weave

Il tipo di tessuto influenza la drappabilità (indice di quanto il tessuto riesca ad adattarsi alla superficie dello stampo), la stabilità (determina lo spostamento della fibra durante il flusso di resina) e la porosità del composito. Confrontando le diverse architetture è facile intuire che il plain ha un numero più elevato di intrecci e che quindi sarà più stabile e consigliato per i processi a fibra secca. I satin e twill sono più flessibili e quindi si adattano meglio a ricoprire forme complesse e sono quindi maggiormente utilizzati nei processi di bag molding.

2 Il Processo di Compression Molding

Il compression molding o stampaggio a compressione è una delle tecniche di produzione di materiali plastici più utilizzata a livello industriale. Il suo tasso di utilizzo è aumentato di molto a partire dagli anni 50 quando si è iniziato ad utilizzarlo per produrre le prime componenti per automobili in materiale plastico [7]. Il vantaggio principale del processo è la capacità di produrre parti di forma complessa in periodi di tempo molto brevi rispetto ad esempio ai processi di bag molding. Tramite il processo di stampaggio a compressione è facile realizzare parti a spessore non uniforme, si possono incorporare facilmente costolature di rinforzo, flange, fori ecc. andando così ad eliminare una gran parte dei processi secondari come le forature e snellendo di fatto il processo di produzione. Il compression molding è considerato il metodo primario per la realizzazione di molte componenti automotive come cerchioni, paraurti e parti di carrozzeria. Il processo consiste nell'andare a posizionare all'interno di uno stampo una determinata quantità di materiale e portarla ad ottenere la forma dello stampo tramite l'applicazione di elevata pressione attraverso una pressa idraulica. Le fasi del processo sono 4:

- 1) *Preparazione e piazzamento della carica*: Una certa quantità di materiale viene posizionata all'interno dello stampo su cui è stato precedentemente applicato un agente distaccante, lo stampo viene riscaldato con temperature che dipendono dal sistema di resina e in genere sono tra i 130 e 170°C [3]. La temperatura dello stampo deve essere tale da garantire una diminuzione della viscosità del polimero al suo interno. Se il processo viene svolto su una resina termoindurente la temperatura non può essere troppo alta o si rischierebbe di far iniziare precocemente la reazione di cura. La carica è in genere posizionata in modo da coprire circa il 50-90% della superficie dello stampo, la percentuale varia in funzione del tipo di resina e della sua curva di viscosità. Il posizionamento stesso della carica ha un ruolo di prima importanza nella realizzazione di componenti di forme complesse in quanto va a determinare la direzione del flusso di resina, l'orientazione finale della fibra, la presenza di eventuali linee di saldatura (date dall'incontro di due o più fronti di avanzamento del polimero fuso) e la presenza di vuoti nel manufatto.
- 2) *Chiusura dello stampo*: Lo stampo viene chiuso in modo da applicare una elevata pressione e far sì che il polimero fuso riempi lo stampo, le pressioni applicate possono andare da 1.5 a 35 MPa o da 30 a 150 Bar [3] [8]. In questa fase è importante che i parametri di processo siano settati in funzione del tipo

di materiale utilizzato come carica. I parametri di processo tipicamente controllabili in una pressa da compression molding sono:

- *Temperatura dello stampo*
- *Pressione applicata*
- *Velocità di pressata*

Nel caso di resine termoindurenti la combinazione di tali parametri deve essere tale da garantire che la massima pressione venga applicata nel momento in cui la resina ha la minima viscosità, la temperatura non deve essere troppo elevata per non correre il rischio di iniziare precocemente la fase di cura e la velocità di pressata non deve essere troppo alta per non iniziare a comprimere la carica in una fase in cui la viscosità è ancora elevata. Infatti, come visto in Fig. 6 la viscosità di una resina termoindurente inizialmente diminuisce per poi aumentare rapidamente una volta raggiunto il gel time ed iniziata la reazione di cura. Al raggiungimento del gel time lo stampo dovrebbe essere già completamente chiuso altrimenti l'aumento di viscosità potrebbe portare il materiale a non fluire perfettamente all'interno della cavità ottenendo manufatti non completamente formati e ricchi di porosità. Il flusso di resina è il fattore principale che determina la quantità del prodotto finito, infatti il flusso non solo serve a riempire lo stampo ma ha anche lo scopo di espellere le bolle d'aria. Se la velocità di pressata fosse troppo elevata il flusso di resina potrebbe non essere in grado di espellere le bolle d'aria, causando porosità e quindi basse proprietà meccaniche del manufatto. In alcuni casi per garantire una corretta espulsione dell'aria si vanno a prevedere nello stampo dei canali di espulsione. Da quanto detto si evince che la fase di chiusura è sicuramente la fase più critica nel processo di produzione.

- 3) *Fase di curing*: In questa fase lo stampo è completamente chiuso, la cavità dello stampo è completamente riempita e la pressione di chiusura viene mantenuta costante. Questa fase ha una durata variabile a seconda del tipo di resina, del suo ciclo di cura e dello spessore della parte, durante questa fase la resina subisce reticolazione e la parte viene consolidata, la durata va dai 30 minuti alle 2 ore circa a seconda della temperatura dello stampo. Nel caso di materiali termoplastici questa fase rappresenta la fase di consolidamento del materiale una volta che esso viene raffreddato, infatti nei termoplastici non esiste una reazione di cura e di conseguenza i tempi di ciclo sono di gran lunga più bassi arrivando anche a soli 2-3 minuti.
- 4) *Apertura stampo ed estrazione*: La parte viene rimossa dallo stampo tramite l'aiuto di appositi estrattori, viene lasciata raffreddare ed è pronta ad eventuali trattamenti di finitura. Lo stampo viene pulito, in alcuni casi viene riapplicato

l'agente distaccante ed è così pronto per essere utilizzato in un altro ciclo di stampaggio.

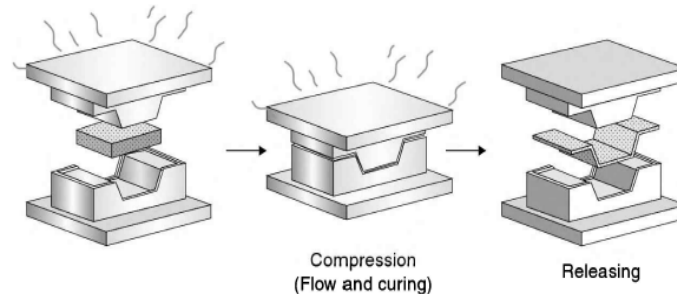


Fig. 10 - Processo di compression molding [7]

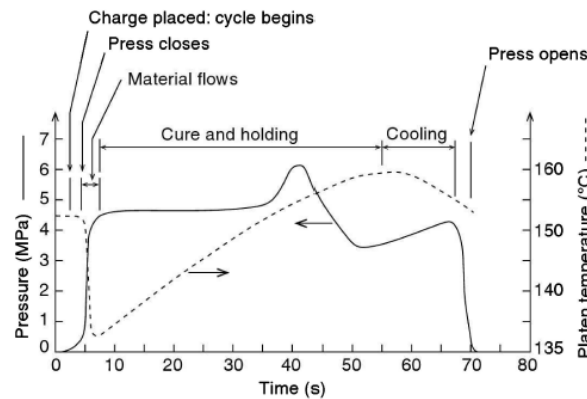


Fig. 11 - Tipico ciclo di cura di una resina termoindurente in compression molding

Gli stampi per compression molding sono in generale realizzati con leghe metalliche di alluminio o acciaio. Gli stampi di alluminio sono indubbiamente più leggeri ma nel caso di pressioni elevate tendono a subire danneggiamento superficiale sotto forma di ammaccature e cricche superficiali che a lungo andare possono compromettere la qualità del processo. Nei casi in cui le pressioni siano elevate si preferisce quindi utilizzare stampi in acciaio. La superficie dello stampo spesso necessita di trattamenti termici di indurimento superficiale per evitare graffi e ammaccature che potrebbero compromettere la qualità del manufatto finale. Inoltre, in alcuni casi si ricorre a trattamenti superficiali di placcatura in nickel o platino per diminuire l'attrito con la resina e migliorare il flusso del materiale fuso [3]. Nella progettazione dello stampo devono essere inoltre previsti opportuni raggi di raccordo tra stampo e controstampo e degli angoli di sforno minimi di 2-3° per garantire la corretta espulsione del componente. In alcuni casi i bordi esterni di stampo e controstampo su cui sono applicati gli angoli di sforno

sono realizzati in modo da lasciare un piccolissimo gap alla chiusura, la funzione di questo gap è quella di aiutare nell'espulsione dell'aria nei casi in cui non sia possibile o sia difficile realizzare dei canali di espulsione. La presenza del gap fa sì che nel prodotto finito sia presente un piccolo layer di resina che va a creare una bava sul bordo esterno del manufatto, che deve essere successivamente rimossa tramite opportune operazioni di taglio. Il riscaldamento dello stampo fino a temperatura desiderata può avvenire in due modi. Il metodo più semplice è quello di dotarsi di una pressa con piastre riscaldate e lasciare semplicemente che il calore si trasferisca allo stampo per conduzione. Questo metodo è sicuramente il più economico ma comporta un allungamento dei tempi di ciclo proporzionali alle dimensioni dello stampo dato che l'inerzia termica dello stampo stesso renderà molto più lunghi i tempi di riscaldamento e raffreddamento. Il secondo metodo è quello di dotare lo stampo di opportuni canali di riscaldamento in cui far passare olio caldo o vapore ad alta temperatura. Lo stesso ragionamento può essere fatto per la fase di raffreddamento facendo passare in canali analoghi dell'acqua o dell'aria. Questo secondo metodo è ovviamente più costoso in quanto prevedere l'aggiunta di ulteriori lavorazioni necessarie per la realizzazione dello stampo e ne aumenta la complessità. Nella pratica tali canali sono equamente spazati tra loro e posizionati ad una distanza uniforme dalla superficie dello stampo in modo da garantire una distribuzione del calore il più possibile uniforme. Nel caso di stampi con diverso spessore può essere necessario riposizionare i canali di riscaldamento/raffreddamento allontanandoli dalle parti meno spesse ed avvicinandoli alle parti più spesse. Essendo la reazione di cura una reazione esotermica, è necessario porre particolare attenzione alla scelta degli spessori nello stampo. In presenza di parti troppo spesse infatti la grande inerzia termica dello stampo, combinata con l'emissione di calore dovuta alla reazione può portare la temperatura a superare anche i 200°C localmente, bruciando o degradando la resina.



Fig. 12 - Componenti automotive prodotte per compression molding

2.1 SMC – Sheet molding compound

Il compression molding è un processo ampiamente utilizzato nella produzione di componenti in materiale composito PMC e CFRP, tali materiali vengono inseriti nello stampo sottoforma di SMC (sheet molding compound) o BMC (Bulk molding compound). Le forme più comuni di SMC e BMC prevede che il materiale composito sia formato da fibre discontinue disperse in una matrice di resina termoindurente ad alta viscosità non curata. La lunghezza delle fibre è variabile, si possono trovare materiali a fibre corte, fibre lunghe, disperse randomicamente o orientate. Il materiale ampiamente più utilizzato in ambito automotive per la realizzazione di SMC e BMC sono i compositi in fibra di vetro GFRP, al secondo posto si trovano i compositi in fibra di carbonio CFRP che stanno trovando sempre più applicazione soprattutto per la realizzazione di componenti di carrozzeria estetiche di tipo “carbon look” su vetture sportive. Principalmente gli SMC in fibra di carbonio sono utilizzati in campo aerospaziale per via dell’elevato costo del materiale.

Gli SMC rappresentano la forma più popolare di materiali per compression molding, la loro applicazione in campo automotive risale agli anni 70’ [7], da allora sono utilizzati nella realizzazione di parti non strutturali o semi-strutturali come componenti per paraurti, sponde, parti di carrozzeria e front-end-module carriers (struttura che regge componenti come radiatore, sensori airbag, clacson ecc.). Sono costituiti da dei “fogli” di materiale composito pronto per essere stampato, nel caso di forme complesse il materiale può essere precedente preformato per far sì che il foglio si adatti alla forma dello stampo. Per raggiungere spessori più elevati si possono posizionare diversi fogli di SMC l’uno sull’altro fino al raggiungimento dello spessore desiderato. Al mix di resina e fibra costituenti l’SMC spesso sono aggiunti catalizzatori per l’abbassamento dell’energia di attivazione della reazione di cura, addensanti, vari additivi ed agenti distaccanti. Gli SMC si dividono in 3 categorie a seconda della disposizione delle fibre [7] [3]:

- *SMC-R*: costituiti da fibre corte orientate in modo randomico nel foglio. La lunghezza delle fibre varia dai 10 ai 50mm a seconda dell’applicazione.
- *SMC-C*: le fibre in questo caso sono fibre più o meno lunghe e sono orientate in una particolare direzione.
- *SMC-CR*: le fibre corte randomicamente orientate sono accoppiate a delle fibre continue orientate in una determinata direzione al fine di incrementare le proprietà meccaniche.
- *XMC*: le fibre continue in questo caso sono incrociate ed accoppiate con le fibre corte con direzione random.

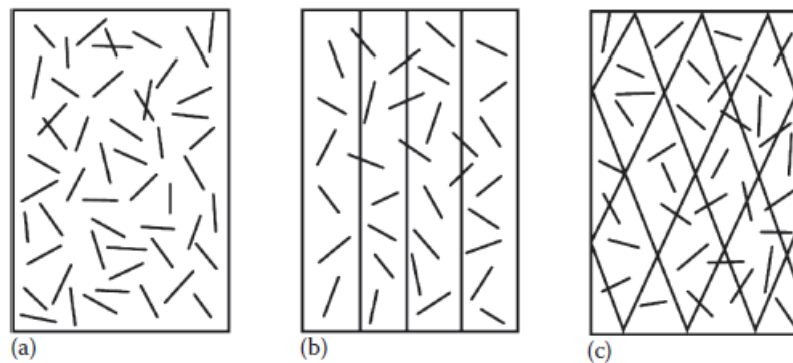


Fig. 13 - Tipi di SMC. (a)SMC-R. (b)SMC-CR. (c)XMC [3]

La percentuale in peso della fibra è in genere indicata alla fine della nomenclatura, ad esempio un SMC-R50 ha un 50% in peso di fibra mentre un SMC-C20R30 ha il 30% in peso di fibra continua e 20% di fibra discontinua random. I due materiali presi come esempio hanno il medesimo contenuto di fibra ma le proprietà del primo sono tipicamente quasi-isotrope grazie alle distribuzioni randomica mentre quelle del secondo sono ortotrope per la presenza del rinforzo orientato. Gli XMR sono utilizzati quando è necessario aumentare le proprietà in direzione trasversale rispetto, ad esempio agli SMC-CR, infatti le fibre continue sono inclinate di 5-7° rispetto alla direzione longitudinale quindi offrono un maggior contributo nella direzione ortogonale rispetto al caso in cui esse sono orientate a 0°.

La produzione degli SMC include 4 step [2] [3]: mixing, stampaggio, compattazione e maturazione. Nella fase di mixing la resina viene miscelata con addensanti, additivi, catalizzatori etc. Una volta pronta la miscela nella fase di stampaggio viene realizzato un primo strato di resina (bottom layer), questo viene caricato con le fibre e successivamente viene applicato un altro strato di resina (top layer). Tramite apposite macchine viene poi eseguita la compattazione del mix e viene aggiunto un film di polietilene per garantire lo stoccaggio e la manipolazione del foglio di SMC e l'avvolgimento del foglio in un rotolo. La fase di maturazione consiste nello stoccaggio del rotolo di materiale in una camera controllata a 28-32°C in cui la viscosità del materiale va ad aumentare da 20000-40000 MPa fino a 40-100x10⁶ MPa.

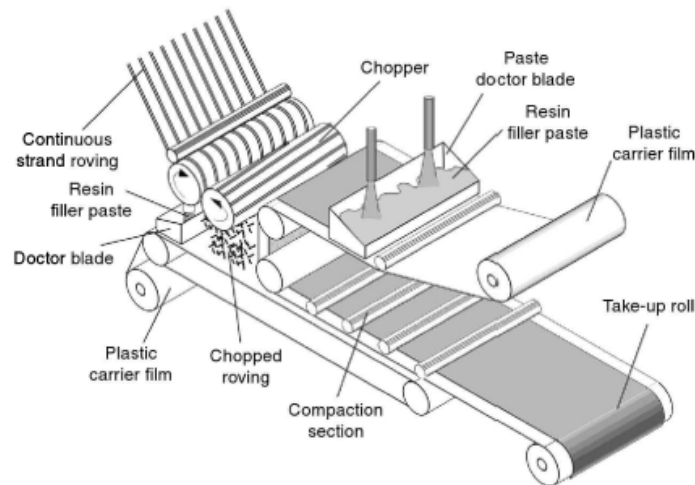


Fig. 14 - Macchina per la produzione di SMC [7]

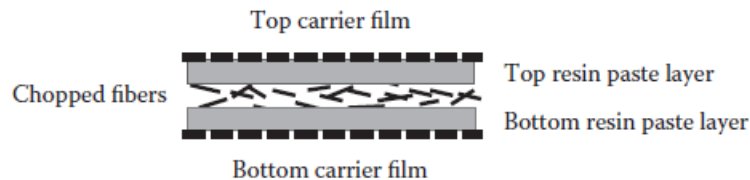


Fig. 15 - Stratificazione realizzata durante la fase di stampaggio dell'SMC [3]

I prodotti ottenuti per compression molding di SMC possono contenere una gran quantità di difetti interni e superficiali. Nel caso di difetti superficiali il componente potrebbe essere considerato scarto per la bassa finitura superficiale e la bassa qualità estetica mentre nel caso di difetti interni le proprietà meccaniche del componente possono essere compromesse. Il problema dei difetti interni è che non sono visibili ad occhio nudo e quindi vanno individuate con apposite tecniche per evitare che difetti non individuati possano portare a rotture inaspettate. Tipici difetti interni sono le porosità e i blister [3]. Le porosità sono dovute ad una non corretta espulsione dell'aria e di altri gas dalla miscela di resina. L'introduzione di aria all'interno del composito può essere ricondotta a diverse cause come una bassa bagnabilità delle fibre, un processo di compattazione svolto in modo scorretto o semplicemente il posizionamento di diversi layer di SMC l'uno sull'altro a formare la carica. Come già esplicito nel capitolo precedente una corretta espulsione dell'aria è strettamente legata alla viscosità della resina. I blisters sono invece piccole cricche interlaminari che si possono generare durante la compressione del materiale a causa di grosse bolle d'aria rimaste intrappolate nella resina. Se la pressione all'interno della bolla cresce troppo si generano delle cricche al momento dell'apertura dello stampo. Ulteriori difetti che si possono riscontrare sono quelli legati all'orientazione delle fibre nel flusso di resina. Infatti,

se il flusso di resina deve percorrere un lungo cammino per riempire bene lo stampo le fibre (specialmente quelle corte) tenderanno ad orientarsi nella direzione del flusso, andando a generare delle direzioni di carico preferenziali e rendendo il comportamento del materiale non più quasi-isotropo ma ortotropo localmente. Quando il manufatto da realizzare ha una forma particolarmente complessa che non consente la previsione dell'orientazione delle fibre è bene posizionare la carica iniziale in modo che copra il 70-90% della superficie dello stampo in modo da minimizzare il cammino del flusso di resina. Inoltre, quando due o più fronti del flusso di resina si incontrano, generano le cosiddette linee di saldatura (knit lines), le fibre tendono ad orientarsi nella direzione delle linee di saldatura, la direzione ortogonale ad una linea rappresenta una direzione preferenziale per l'inizio della frattura nel materiale. Un tipico punto di formazione delle knit lines è il retro degli inserti utilizzati per la realizzazione dei fori nel manufatto, questo fa sì che se il foro si trova vicino al bordo esterno del prodotto è più conveniente realizzare tale foro in una fase successiva così da non inserire inserti che possano portare a un'orientazione scomoda delle fibre.

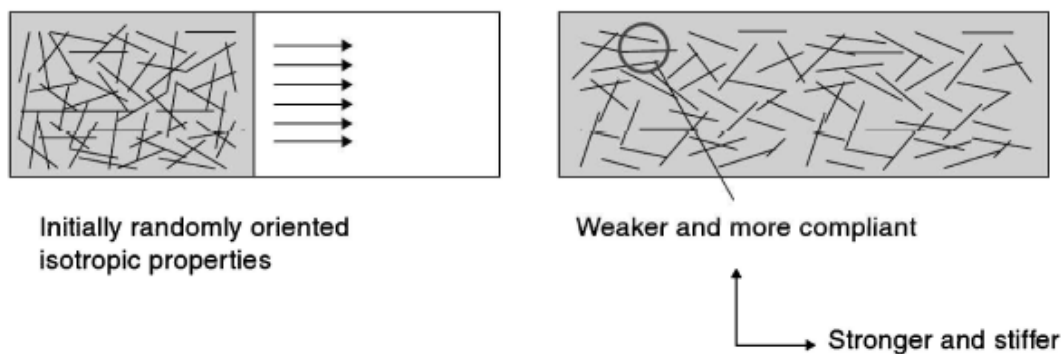


Fig. 16 - Orientazione preferenziale delle fibre dovuta al flusso di resina

Altre problematiche che si possono presentare sono le eventuali tensioni residue dovute a tempi di raffreddamento diversi in sezioni a spessore differente, la presenza di parti a diverso spessore fa sì che anche il grado di cura non risulti uniforme e porta al rischio di ottenere parti non completamente curate al loro interno se il tempo di chiusura dello stampo non è sufficientemente lungo.

Uno dei casi più interessanti e noti nell'utilizzo degli SMC per la produzione di parti con forme complesse è sicuramente la produzione del braccio oscillante inferiore nella sospensione della Lamborghini Sesto Elemento. La tecnologia utilizzata per la produzione del manufatto è denominata Lamborghini "Forged Composite®" [9], è stata sviluppata e brevettata da Lamborghini ed ha permesso la sostituzione del

braccio oscillante della sospensione di una vettura sportiva come la Sesto Elemento passando da un braccio in alluminio ad uno in composito, con una riduzione del peso pari al 27%.

2.2 BMC – Bulk molding compound

I BMC sono un'ulteriore tipologia di materiale utilizzata nei processi di compression molding. La differenza principale con gli SMC è il fatto che mentre quest'ultimi hanno la forma di un foglio, i BMC hanno una forma "di massa". Sono cioè dei veri e propri blocchi di materiale costituiti da un impasto di resina termoindurente e fibre a distribuzione randomica con lunghezza da 6 a 25mm. Sono spesso chiamati anche "dough molding compound" (dall'inglese dough, cioè impasto). I BMC sono principalmente realizzati con fibra di vetro E-glass ma anche la fibra di carbonio trova i suoi utilizzi. In genere la percentuale di fibra presente nel composito è minore di quella presente negli SMC e le fibre sono più corte, per questo motivo le proprietà meccaniche dei BMC risultano più basse.

Le problematiche relative alla produzione sono le stesse degli SMC, la differenza è che in questo caso il materiale farà più fatica a riempire completamente la superficie dello stampo dato che non viene preformato (altrimenti diventerebbe un SMC). Tutte le problematiche relative al percorso del flusso di resina sono quindi accentuate. In genere vista l'impossibilità di preformare un BMC, quest'ultimi sono utilizzati quando le forme del manufatto finale sono meno complesse e spesso si ricorre all'utilizzo di più cariche in posizioni diverse all'interno dello stampo.

2.3 Viscosità nei fluidi polimerici

La viscosità di un fluido è la misura della sua resistenza allo scorrimento. I due fattori principali che influenzano la viscosità di un fluido sono pressione e temperatura, in generale per ogni fluido all'aumentare della temperatura la viscosità diminuisce. Se la viscosità non varia al variare dello sforzo applicato, il fluido viene detto fluido newtoniano, se la viscosità aumenta con lo sforzo applicato il fluido è definito fluido dilatante o shear thickening fluid mentre se la viscosità diminuisce all'aumentare dello sforzo applicato il fluido si definisce fluido pseudoplastico o shear thinning fluid. I polimeri liquidi durante le fasi di produzioni tipiche si comportano come shear thinning fluids e la loro viscosità diminuisce con lo shear rate applicato.

Nei polimeri termoplastici la viscosità resta costante per piccoli valori di shear rate (di fatto il polimero si comporta come un fluido newtoniano) per poi andare a diminuire quando lo sforzo aumenta [3] [10]. Per valori molto alti di shear rate la viscosità torna ad essere costante. Il valore costante della viscosità quando lo sforzo è molto basso o nullo è indicato con η_0 e rappresenta la viscosità in assenza di sforzo. Il modello più semplice per rappresentare l'andamento della viscosità di un polimero termoplastico in funzione dello shear rate è di tipo power-law:

$$\eta = K \dot{\gamma}^{(n-1)} \quad (2.1)$$

dove η è la viscosità, $\dot{\gamma}$ è lo shear rate, K è una costante dipendente dalla temperatura e n è una costante compresa tra 0 ed 1 indipendente dalla temperatura. L'effetto della temperatura su un polimero termoplastico è spesso espresso tramite l'equazione di Arrhenius (eq. 2.2):

$$\eta = A e^{\left(\frac{E}{RT}\right)} \quad (2.2)$$

dove E è l'energia di attivazione ed R è la costante universale dei gas.

Nel caso di resine termoindurenti invece la viscosità non è solo una funzione dello shear rate e della temperatura ma anche del grado di cura della resina, che a sua volta è funzione della temperatura e del tempo. Come visto precedentemente, inizialmente la resina è un fluido a bassa viscosità, all'aumentare della temperatura la viscosità diminuisce ulteriormente fino a che non si raggiunge il gel time e a quel punto la viscosità aumenta fino a tendere ad infinito quando il polimero è completamente curato. In generale si può affermare che resine poliestere e poliuretatiche hanno un comportamento tipicamente newtoniano mentre le resine epossidiche tendono a comportarsi come shear thinning fluids. La dipendenza della viscosità da temperatura e grado di cura è quindi tale che la

viscosità diminuisca all'aumentare delle temperatura ed aumenti all'aumentare del grado di cura. Una relazione che ben descrive questo comportamento è:

$$\eta(T, \alpha) = \eta_0 e^{\left(\frac{c1}{c2T} + c3\alpha\right)} \quad (2.3)$$

con $c1$, $c2$, $c3$ costanti del materiale. La relazione più utilizzata per la descrizione dell'andamento della viscosità in funzione della temperatura e del grado di cura per una resina termoindurente è sicuramente la relazione di Castro-Macosko [5] [10] [11]:

$$\eta(T, \alpha) = A_\eta e^{\left(\frac{E_\eta}{RT}\right)\left(\frac{\alpha_g}{\alpha_g - \alpha}\right)^{a+b\alpha}} \quad (2.4)$$

In questa relazione E_η rappresenta l'energia di attivazione della reazione, α_g è il grado di cura al gel time, b ed a sono costanti mentre A_η è il fattore di frequenza dell'equazione di Arrhenius. Tale modello è ampiamente utilizzato nei software di simulazione commerciali come Moldflow e Moldex3D. La dipendenza dallo shear rate può essere introdotta tramite il modello di Cross [5] [11]:

$$\eta = \frac{\eta_0}{1 + \left(\eta_0 \frac{\dot{\gamma}}{\tau^*}\right)^{1-n}} \quad (2.5)$$

dove $\dot{\gamma}$ è lo shear rate, n è l'indice di power-law e τ^* è il minimo valore di sforzo applicato che porta la viscosità a diminuire.

2.4 Modello matematico per la descrizione del flusso

Il flusso del materiale in un processo di compression molding è uno dei fattori chiave che influenza la qualità del manufatto finale. Come detto nei paragrafi precedenti infatti il flusso ha un ruolo dominante nella determinazione del livello di porosità del prodotto finito, nell'orientazione finale delle fibre e nel corretto riempimento dello stampo. Nel caso della produzione di SMC, la distribuzione di pressione nella carica sottoposta a compression molding è descritta dall'equazione generalizzata di Hele-Shaw [3]:

$$\frac{\partial^2 p}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 p}{\partial y^2} = -12 \eta \left(\frac{s}{h^3} \right) \quad (2.6)$$

con p pressione, η viscosità, h altezza istantanea della carica ed s velocità di chiusura dello stampo. La (2.6) è basata su una serie di ipotesi:

- Stampo chiuso in direzione z negativa, flusso del materiale nel piano xy (quindi p è una funzione di x e y)
- Non è presente attrito tra la carica e le superfici dello stampo
- L'SMC è considerato un materiale isotropo incomprimibile e con comportamento da fluido newtoniano
- La variazione di pressione in direzione z è trascurabile
- Il flusso avviene in condizioni isoterme (non si considera il calore emesso da un eventuale reazione di cura)

Risolvendo l'equazione di Hele-Shaw si ottiene la distribuzione di pressione, nota la quale è possibile calcolare il campo di velocità del flusso. Per semplicità si considera la velocità nelle due direzioni x , y mediata sullo spessore.

$$\bar{u} = -\frac{h^2}{12 \eta} \left(-\frac{\partial p}{\partial x} \right) \quad (2.7)$$

$$\bar{v} = -\frac{h^2}{12 \eta} \left(-\frac{\partial p}{\partial y} \right) \quad (2.8)$$

La posizione del fronte del flusso può essere determinata noto il campo di velocità. La Fig. 17 mostra come, nel caso di carica rettangolare e stampo piano, l'avanzamento del flusso previsto (linea tratteggiata) vada a combaciare quasi perfettamente con l'avanzamento misurato sperimentalmente (linea continua)

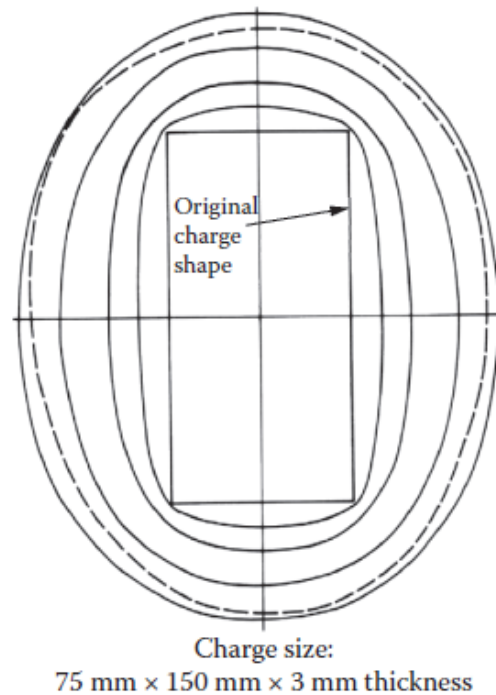


Fig. 17 - Avanzamento del flusso per una carica rettangolare [3]

Queste assunzioni sono in realtà valide solo per cariche a basso spessore. Per cariche spesse è presente un sottile strato di polimero fuso tra la superficie dello stampo e le prime cariche disperse nel materiale, che si comporta da lubrificante. L'ipotesi dell'assenza di attrito non è quindi più applicabile e il profilo di velocità del flusso diventa parabolico con valore nullo sulla superficie di contatto con lo stampo. Per tener conto di questo fenomeno la (2.6) è stata modificata da Barone e Caulk [12] ottenendo:

$$\frac{\partial^2 p}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 p}{\partial y^2} = \eta h \left(\frac{\partial^3 u}{\partial x^3} + \frac{\partial^3 u}{\partial x \partial y^2} + \frac{\partial^3 v}{\partial x^2 \partial y} + \frac{\partial^3 v}{\partial y^3} \right) - 2 k_H \left(\frac{s}{h} \right) \quad (2.9)$$

dove è stato introdotto il coefficiente d'attrito idrodinamico k_H . Il primo termine a destra dell'uguaglianza rappresenta la resistenza del materiale alla deformazione mentre il secondo termine rappresenta la resistenza al flusso dovuta all'attrito.

3 Riciclo e riutilizzo della fibra di carbonio

3.1 Mercato dei compositi CFRP

Il mercato dei materiali compositi in fibra di carbonio è un mercato in forte ascesa. Al giorno d'oggi i CFRP sono ampiamente utilizzati nei settori aerospace, automotive, industriale, marino, wind energy ecc. Le normative sempre più stringenti in termini di emissioni ed inquinamento, la necessità di sviluppare modelli di green economy e le sempre più alte performance richieste in ambito automotive ed aerospace hanno portato il mercato dei compositi ad una crescita quasi esponenziale negli ultimi anni. I materiali compositi, in particolare i CFRP, consentono un elevatissimo risparmio di peso ottenendo contemporaneamente un aumento delle proprietà meccaniche in termini di rigidità e resistenza. Questo li rende estremamente attrattivi in tutti quei settori in cui è richiesto risparmio di peso. Oltre alle applicazioni "classiche" nel mondo del racing e dell'aerospaziale, da un paio di anni i CFRP sono utilizzati anche nell'ambito della mobilità elettrica per la realizzazione di componenti strutturali e non, o per la realizzazione di serbatoi in composito nella vetture a idrogeno. Ne sono un esempio la BMW i8 del 2014, autovettura stradale elettrica che monta un telaio in fibra di carbonio; o la Audi E-Bike Worthersee del 2012. I CFRP sono fortemente utilizzati anche nel settore delle energie rinnovabili (I CFRP sono ormai uno dei materiali più utilizzati per la realizzazione della pale delle turbine eoliche insieme ai compositi in fibra di vetro). Il basso peso dei compositi in fibra di carbonio infatti consente un forte risparmio in termini di consumi rispetto ai materiali tradizionali. L'unico svantaggio che si può riscontrare è il costo, i CFRP infatti hanno un costo di gran lunga maggiore rispetto ad acciaio e alluminio e nel caso di applicazioni aerospaziali il costo risulta maggiore anche delle leghe di titanio [13].

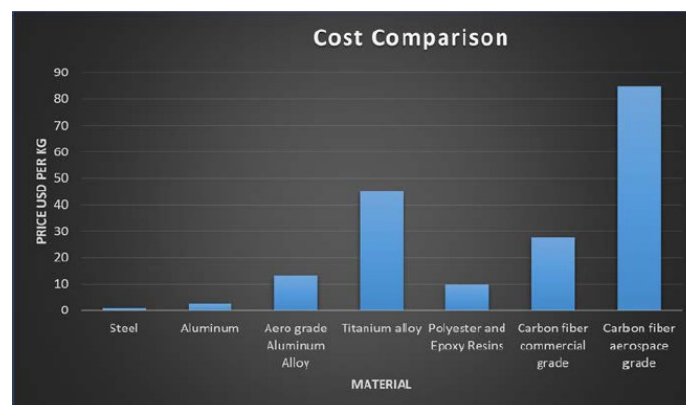


Fig. 18 - Confronto tra i costi di varie leghe metalliche e CRFP [13]

In un report del 2013 sull'andamento del mercato nel mondo dei compositi in fibra di carbonio [14] Holmes analizza l'andamento delle previsioni di domanda dei CFRP fino al 2020. Dal suo studio emerge una previsione di crescita annua del 13-17% dal 2012 al 2020, in particolare il settore col maggiore potenziale di crescita è l'automotive con una crescita annua del 34% in termini di tonnellate di materiale utilizzato che portano la domanda da 2150 ton/anno del 2012 a 23000 ton/anno del 2020. Tale previsioni sono state certamente rispettate visti i recenti sviluppi in termini di mobilità elettrica, risparmio del peso e riduzione delle emissioni di CO2 oltre allo sviluppo di nuove tecnologie di produzione di massa.

In [13] Shama rao N. afferma che nel 2014 il mercato dei materiali compositi arrivava ad un valore di 28 miliardi di dollari e le previsioni di crescita in termini di valore erano del 15-20% annuo. Nell'articolo viene messo in evidenza come l'andamento del mercato è fortemente condizionato dal costo relativo alla produzione di un prodotto finito in composito e come tale costo, grazie alle crescenti innovazioni nei metodi produttivi, nello sviluppo delle resine e nei software di supporto alla progettazione, abbia un andamento decrescente nel tempo.

La validazione di tali previsioni svolte negli anni passati avviene nel Composite Market Report del 2019 [15] stilato dal network Carbon-Composites e.V. in collaborazione con la German federation of reinforced plastics (AVK). Il documento emesso nel 2019 è l'ultimo emesso in termini cronologici in quanto al momento della stesura di questa tesi il documento 2020 non è ancora stato rilasciato. In tale documento si afferma che l'attuale capacità teorica di produzione di manufatti in CFRP posseduta dalle aziende leader nel settore a livello mondiale è di 150.9 kt/anno (kilotonnellate/anno) con un incremento di 1.6 kt/anno rispetto al 2018 che corrisponde ad una crescita dell'1,1%. Inoltre, viene riportato che sono state annunciate ulteriori misure d'espansione per gli anni successivi. Queste si dividono in misure a breve termine (fino al 2021) e misure a lungo termine (oltre il 2022). Tramite le misure a breve termine è prevista una crescita di 14.6 kt/anno (+9.7%) mentre grazie alle misure a lungo termine è prevista una crescita di 44.1 kt/anno (+29.2%) rispetto al 2019. Viene poi messo in evidenza come partendo da una domanda di 128.5 kt/anno del 2018 si abbia avuto un incremento del 12.7% nel 2019, andando addirittura a superare le previsioni fatte negli anni precedenti, infatti nel 2019 la domanda globale di CFRP è stata pari a 141.5 kt/anno. Le previsioni di domanda per gli anni successivi al 2020 affermano che nel 2023 la domanda globale di CFRP arriverà a 197 kt/anno mentre nel 2025 sarà 250kt/anno.

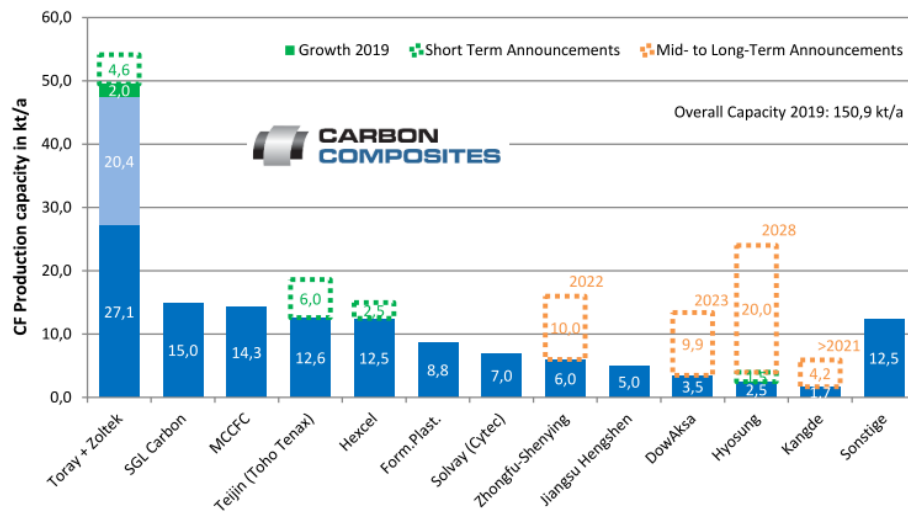


Fig. 19 - Capacità teorica di produzione dei CFRP nel 2019 delle varie aziende leader nel settore

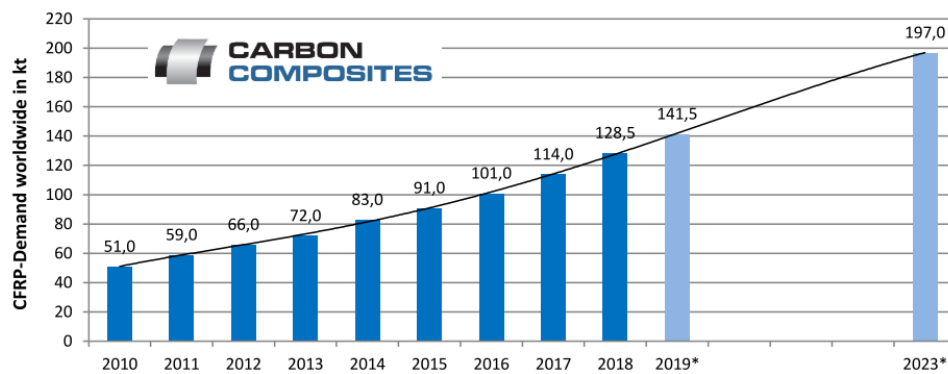


Fig. 20 - Previsioni di domanda globale di CFRP fino al 2023

È bene però sottolineare che tutti i dati qui riportati si riferiscono a previsioni svolte in periodi pre-Covid 19, è quindi facile immaginare che per via della crisi sanitaria globale in atto e delle conseguenze economiche a livello globale, la domanda dei CFRP sarà sicuramente minore rispetto alle stime. In tal senso si consiglia di consultare il Composite Market Report del 2020 non appena sarà disponibile. In ogni caso il mercato dei materiali compositi, in particolare quello dei CFRP risulta essere un mercato in fortissima crescita che sicuramente subirà un grande ampliamento nei prossimi anni.

Nella produzione di qualsiasi tipo di componente, a prescindere dal materiale utilizzato è necessario tener conto di una certa percentuale di scarto. In tal senso è possibile definire il Buy-to-fly ratio, ovvero il rapporto tra il peso della materia

prima utilizzata nella produzione di un componente e il peso del componente stesso. In accordo con [16] il buy-to-fly ratio di un composito in fibra di carbonio prodotto andando ad utilizzare materiale preimpregnato può variare da 1,2:1 fino a 3.5:1, considerando tutte le fonti di spreco dall'estrazione della materia prima fino alla realizzazione del prodotto finale. In particolare, la fase di manufacturing è responsabile del 6-19% dello spreco, la fase di taglio del prepreg ha una percentuale di scarto che va dal 25% al 50% e quella di post processing (finitura) dal 2% al 40%. Secondo il composite handbook del dipartimento della difesa americano, il 66% degli scarti generati è nella forma di prepreg non-curato (uncured), ovvero ancora nella fase B-stage. In base a questi dati è facile intuire che ogni anno migliaia di tonnellate di materiale sono classificate come scarto e tale quantità è destinata ad aumentare in seguito alla crescita del mercato. Nella maggior parte dei casi tali scarti vanno a riempire le discariche o sono mandati agli inceneritori, con ovvie conseguenze in termini di inquinamento ed emissioni in atmosfera. È inoltre bene porre attenzione al fatto che la produzione del prepreg è un processo fortemente intensivo dal punto di vista dell'energia richiesta. La produzione della fibra richiede dai 183 ai 285 MJ/kg mentre la produzione della matrice dai 76 agli 80 MJ/kg. La produzione di un prepreg combinando fibra e matrice richiede circa 40 MJ/kg [17]. Stimando che ogni kg di prepreg è tipicamente composto da circa 650g di fibra e 350g di resina ed ipotizzando che questo rapporto resti costante anche al variare del peso, la somma pesata fornisce:

- $650 [kg] * 230 \left[\frac{MJ}{kg} \right] = 149500 MJ$ Per la produzione della fibra
- $350 [kg] * 78 \left[\frac{MJ}{kg} \right] = 27300 MJ$ Per la produzione della matrice
- $1000 [kg] * 40 \left[\frac{MJ}{kg} \right] = 40000 MJ$ Per la produzione del prepreg

Quindi per ogni tonnellata di prepreg tolta alle discariche si risparmiano circa 216800 MJ di energia. All'interno di HP Composites è stato stimato che durante le fasi di taglio del prepreg e successiva formatura, circa il 20% del materiale è considerato sfrido. In questa percentuale sono contenuti sia gli sfridi derivanti dalle macchine da taglio dovuti al nesting, sia gli scarti di produzione. Su base annua questo si traduce in circa 30 ton di scarti. Il riutilizzo di tale materiale porta ad un risparmio di 6.480.000 MJ annui di energia.



CIRCE
Circular Economy Model
for Carbon Fibre Prepregs

3.2 Il progetto CIRCE

Il progetto CIRCE – CIRcular economy model for Carbon fibrE prepregs è un progetto che si colloca nel programma LIFE dell'Unione Europea per salvaguardare l'ambiente ed agire contro il cambiamento climatico. Il progetto ha l'obiettivo di realizzare un modello di economia circolare per materiali CFRP preimpregnati e non curati. Alla realizzazione del progetto partecipano cinque aziende italiane operanti nella ricerca e nel settore industriale, tra cui HP Composites. La durata prevista è di tre anni: dal 1° settembre 2019 al 31 agosto 2022, durante i quali saranno raggiunti una serie di obiettivi che vanno dalla riduzione dell'impatto ambientale dei rifiuti industriali, all'ottimizzazione dell'uso delle risorse naturali; dallo sviluppo di una mobilità più snella e meno inquinante, alla nascita di un paradigma virtuoso del riciclaggio dedicato al settore dei CFRP.

In particolare, al termine dei tre anni di progetto si conta di ottenere:

- 10 tonnellate/anno in meno di CFRP preimpregnati inviati alla discariche
- 550 tonnellate di CO₂ in meno emesse in atmosfera per ogni tonnellata di preimpregnato
- 5000 tonnellate all'anno recuperate di CFRP preimpregnati

Il progetto si concentra sul riutilizzo del materiale preimpregnato e non sul suo riciclo. Il riciclo del materiale infatti può prevedere trattamenti termici come la pirolisi che servono a recuperare la fibra del composito ma non la matrice. Il materiale polimerico della matrice infatti non può in alcun modo essere riciclato e deve necessariamente essere eliminato. Questo comporta che il materiale di scarto non possa essere al 100% reintrodotta nella value chain, andando a non eliminare completamente lo spreco. Inoltre, la pirolisi della matrice è un processo fortemente energivoro, comporta un certo livello di emissioni in atmosfera e non risulta economicamente conveniente per quantità di materiali inferiori a mille ton/anno. Per questo motivo il progetto punta a creare un modello di economia circolare per il riutilizzo degli scarti di CFRP che verrà successivamente validato andando a misurare l'impatto ambientale tramite Life Cycle Assessment (LCA).

Nella pagina seguente sono riportati i punti focali del progetto ed il ruolo di HP Composites nella realizzazione degli obiettivi prefissati. I cinque punti focali del progetto sono:

- 1) **Produzione dei CFRP:** I materiali compositi in fibra di carbonio sono materiali innovativi ed ultraleggeri, sempre più apprezzati in ambito automotive ed aerospaziale.
- 2) **Generazione degli scarti:** durante la produzione di componenti in materiale composito CFRP vengono generati scarti che nel migliore degli scenari finiscono nelle discariche o negli inceneritori.
- 3) **L'idea dietro al progetto:** rinnovare e riprogettare la catena del riciclo dei CFRP.
- 4) **Mezzi utilizzati:** Il team CIRCE ha il compito di andare a sviluppare due macchinari innovativi per la selezione, il taglio e il riprocessamento degli scarti di prepreg in modo da renderli riutilizzabili
- 5) **Riuso per creare nuovi prodotti:** Il materiale riprocessato verrà poi riutilizzato per produrre componenti automotive, puntali per calzari antinfortunistici ed altri componenti.

Uno dei ruoli di HP Composites all'interno del progetto, nonché ambito di lavoro di questa tesi, è quello di produrre componenti per veicoli in campo automotive tramite un processo di Compression Molding e dimostrare che gli sfridi del prepreg in CFRP si prestano bene alla realizzazione di componenti di vario tipo. Tali componenti sono principalmente componenti estetici o di rinforzo a parti estetiche. Il processo prevede la separazione del materiale di scarto dalla sua backing paper e il successivo taglio in forme rettangolari di varie misure tramite appositi macchinari, segue il riprocessamento del materiale tramite stampaggio a compressione. La realizzazione dei componenti ottenuti con questo processo passa per lo studio e la definizione dei parametri di processo necessari e la caratterizzazione del materiale utilizzato per la produzione con test dedicati.



3.3 Stato dell'arte sul riutilizzo dei compositi in fibra di carbonio

L'obiettivo dei processi di riciclo è quello di ridurre l'impatto ambientale riutilizzando i materiali in modo più sostenibile. Nel momento in cui si va a pianificare un piano di riciclo, oltre a considerare i vantaggi di tale procedura a livello ambientale è necessario chiedersi se il materiale riciclato avrà o no un mercato e se entrare in questo mercato è economicamente conveniente. Senza questo requisito qualsiasi piano di riciclo sarà portato a fallire in quanto, anche se il processo risulta fattibile a livello tecnico, nessuna realtà aziendale penserà di portare avanti tale progetto. Prendendo in considerazione un prodotto realizzato in CFRP e l'elevato valore associato alla materia prima è facile capire che tali componenti rappresentano un facile target per l'industria del riciclo. Gli scenari di fine vita relativi a prodotti in compositi PMC sono:

- *Stoccaggio in discarica*: il valore del materiale viene completamente perso. Inoltre, l'elevata durabilità dei compositi PMC comporta una degradazione molto lenta del materiale e quindi un elevato inquinamento.
- *Incenerimento*: se combinato con impianti di recupero energetico può essere considerato un metodo di riciclo dato che si recupera una parte del valore del materiale. L'efficienza di questo metodo è fortemente dipendente dal tipo di composito, ad esempio i compositi in fibra di vetro contengono una bassa quantità di materiale infiammabile e di conseguenza risultano poco efficienti sotto questo punto di vista.
- *Processi Chimici e Termici*: metodi basati sulla de-polimerizzazione della matrice in modo da recuperare la fibra per un eventuale ulteriore riciclo. Il costo del processo risulta elevato e non adeguato a processare volumi di prodotto relativamente bassi come sono quelli associati ai materiali compositi PMC. Un tipico esempio sono la solvolisi e la pirolisi.
- *Processi termomeccanici*: utilizzati unicamente per compositi a matrice termoplastica in quanto il metodo consiste nel riformare il materiale riportando il polimero allo stato gommoso, cosa impossibile per una resina termoindurente. In genere gli impianti in grado di processare compositi a matrice termoplastica sono gli stessi utilizzati per il riciclo di altri materiali plastici.
- *Processi meccanici*: utilizzati quando non ci sono altre opzioni al di fuori della discarica. Il materiale viene tritato senza separare fibra e matrice in modo da essere poi riutilizzato come filler in un materiale vergine.

Le tecniche di riciclo di materiali compositi in fibra di carbonio si basano sul riprocessamento del materiale quando questo si trova in una condizione di cura completa, il materiale da riciclare infatti deriva da prodotti arrivati al loro fine-vita o da prodotti contenenti errori di produzione e quindi considerati scarti. Il riutilizzo dei compositi in fibra di carbonio si basa sul riprocessamento del materiale in una condizione “uncured” ovvero materiale che non è stato ancora sottoposto al processo di produzione con conseguente consolidamento dovuto alla reazione di cura, un tipico esempio possono essere i preimpregnati scaduti che hanno superato la loro shelf-life (tempo massimo in cui il prepreg può rimanere in stock prima di essere processato) o il loro out-time (tempo massimo in cui il prepreg può essere tenuto fuori dal congelatore) oppure sfridi derivanti dalle macchine da taglio. In accordo con la direttiva europea 2008/90/EC sullo smaltimento dei rifiuti [18] la strategia di smaltimento dei rifiuti ha una gerarchia piramidale, la prima fase dovrebbe essere sempre quella della prevenzione e della riduzione dei rifiuti generati, subito dopo si trovano in ordine: riuso, riciclo, recupero e disposizione in discarica. Il riutilizzo del materiale è quindi sempre preferibile al suo riciclo. In letteratura è possibile trovare alcuni casi di studio d’interesse che fanno riferimento a progetti di ricerca finanziati dalle università o da centri di ricerca specializzati. Quasi tutti i processi di riuso prevedono di tagliare gli scarti di prepreg in “chips”, ovvero rettangoli di materiale di dimensioni diverse da sottoporre poi a processi di produzione in autoclave o stampaggio. La nomenclatura per questo tipo di materiale, come spesso accade nell’ambito dei materiali compositi, non è uniforme né standardizzata. Nella letteratura si fa riferimento al materiale costituito da “chips” o “strands” di preimpregnato utilizzando diciture diverse come ROS (randomly oriented strands), PPMC (prepreg platelet molding compound) o in modo più generico DFC (Discontinuous fiber composites) o LDF (long discontinuous fiber). In [19] è riportata brevemente la storia dello sviluppo di materiali DFC.

In [20] De Souza et al. hanno studiato le proprietà meccaniche di un prepreg per uso aeronautico non curato derivante dagli sfridi delle macchine per il taglio dei ply, producendo un laminato composto da chips di prepreg orientate randomicamente, con un area media di 0.015m^2 . Il materiale utilizzato è un plain weave prodotto dalla Hexcel Company: l’HexplyF155 W3T282. Il laminato è stato prodotto posizionando randomicamente le varie chips su uno stampo piano con un overlap di 50-10mm e sottoponendo il tutto ad un ciclo di cura a 180°C con una pressione di 0.7Mpa. La cura è stata svolta in un forno utilizzando il sacco da vuoto come unica fonte di pressione. Dai pannelli realizzati sono stati ricavati dei provini da testare a trazione, compressione, flessione e ILSS (interlaminar shear strenght)

in modo da confrontare le proprietà con la versione “vergine” dello stesso materiale. Prima dei test i provini sono stati sottoposti a due diverse condizioni atmosferiche: temperatura ambiente con bassa umidità (RTA- Room temperatura, Ambient) ed alta temperatura con elevata umidità (ETW - Elevated temperature, wet). I provini RTA hanno mostrato una diminuzione del 4% nel modulo e del 13% nella resistenza a trazione, il meccanismo di rottura prevalente è stata la delaminazione tra le varie chips. I provini ETW hanno mostrato una diminuzione ancora più accentuata della resistenza, fino al 39% in meno, dovuta all’assorbimento di umidità. A compressione la resistenza è diminuita del 23% nei provini RTA e del 39% nei provini ETW. I test ILSS hanno invece mostrato dei risultati inaspettati con un aumento del 34% rispetto al materiale vergine. La resistenza a flessione è la proprietà che ha subito la maggiore riduzione, 56% in meno rispetto al materiale vergine. In conclusione, si è osservato un trend generale di diminuzione delle proprietà meccaniche del materiale, tali proprietà sono però comunque abbastanza elevate da pensare di utilizzare il materiale ottenuto dagli scarti per la realizzazione di componenti non strutturali.

In [16] Nilakantan e Nutt hanno descritto diverse tecniche per il riuso degli scarti di prepreg passando per varie forme intermedie, classificate come:

- *LCF – Loose chip form*: chips di prepreg tagliate in rettangoli di dimensioni uniformi
- *RSRF – Reused scrap roll form*: rotoli di materiale ottenuto dagli LCF andando a inserire le chips tra 2 strati di backing paper per poi pressare il tutto tra 2 piastre riscaldate a bassa temperatura ed alta pressione. I rotoli ottenuti sono molto simili a rotoli di SMC.
- *RCF – Regular cutout form*: ritagli di forma rettangolare di dimensioni più grandi rispetto le chips, ottenuti da scarti di prepreg di dimensioni maggiori
- *RPRF – Resold prepreg roll form*: rotoli di materiale che hanno superato la loro out-life prima di essere consumati.
- *CCmat - Composite Construction material*: pannelli piani di materiale preformato andando a curare vari ply di RSRF pressati tra loro, sono pannelli rivenduti per realizzare costruzioni modulari come se fossero lastre di compensato.

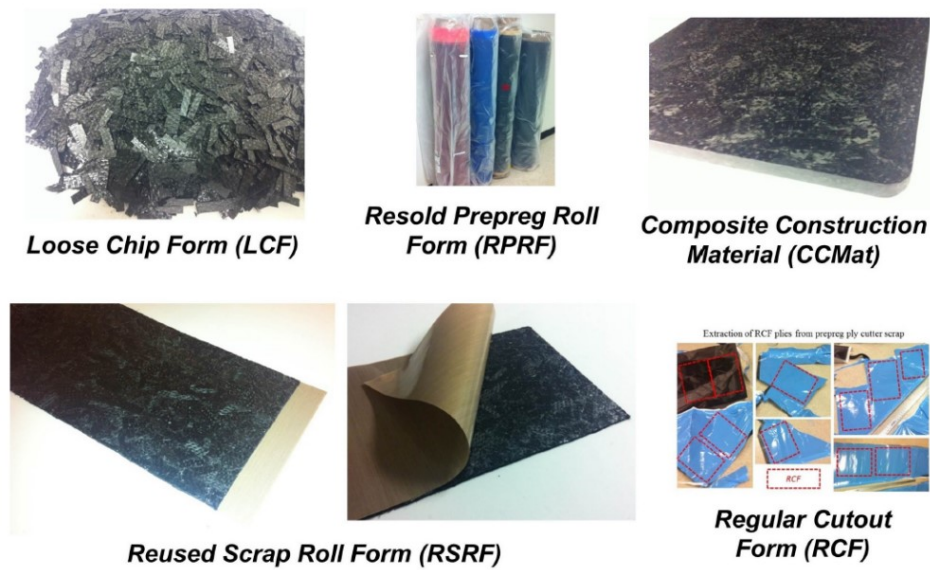


Fig. 21 - Forme intermedie del prepreg di scarto [16]

Il materiale utilizzato è un satin della Cytec, il CYCOM® 5320 con 370g/m² di grammatura e 40% di contenuto in resina, il cui rotolo è stato tenuto in stock per oltre 3 anni e quindi ben oltre la sua shelf-life. Per processare il materiale partendo dalle forme intermedie sono state utilizzate 3 tecniche: hot pressing tra 2 lastre riscaldate senza stampo; stampaggio a compressione con stampo chiuso e cura con sacco da vuoto. Con questi tre processi sono stati realizzati dei componenti di prova con forme di complessità diverse, andando da semplici pannelli corrugati a protesi da utilizzare in ambito biomedico. In questo modo è stato dimostrato che il riutilizzo di un materiale composito in fibra di carbonio può permettere di ottenere geometrie anche complesse mantenendo comunque una buona resa estetica. Nei prodotti realizzati tramite LCF sono stati utilizzati due tipi di chips, ritagliandole nel primo caso parallelamente alla direzione dell'ordito nel prepreg e nel secondo caso a 45° rispetto tale direzione, sono stati così realizzati diversi pannelli mixando i due tipi di chips con un rapporto 1:1 in peso, utilizzando chips con una dimensione media di 7.6x25.4mm. Le chips sono state tagliate da due tipi di rotoli, uno direttamente prelevato dal freezer ed uno mantenuto a temperatura ambiente per 14 giorni, con un umidità relativa variabile dal 40% al 65%. Sono stati realizzati inoltre dei laminati di confronto tramite cura in autoclave con pressione, cura in forno senza pressione (solo sacco da vuoto) e hot pressing. Sono stati poi svolti dei test meccanici a trazione secondo ASTM D3039 e compressione secondo ASTM D6641. Inoltre, è stata valutata la Tg dei vari pannelli tramite test DMA secondo la normativa ASTM E1640 e la frazione in volume delle fibre, la densità e il contenuto di vuoti tramite ASTM D3171. Nella realizzazione dei pannelli per hot pressing sono stati utilizzati due livelli di pressione, rispettivamente 365kPa e

731kPa. Il trend generale è stato quello di una diminuzione del contenuto di vuoti con l'aumentare della pressione e dell'out-time, probabilmente legato al minor tack del materiale. L'aumento della pressione ha inoltre comportato l'aumento della frazione in volume di fibre e la diminuzione dello spessore dei pannelli. I test meccanici hanno mostrato una ritenzione del 70% del modulo a trazione rispetto ai laminati di confronto e non si è trovata alcuna correlazione significativa tra l'orientazione delle fibre all'interno delle chips o la pressione applicata e le proprietà a trazione. La frattura nei provini testati è stata dominata dalla rottura della matrice nei pannelli LCF e dalla rottura delle fibre nei pannelli in laminato continuo. Il lavoro svolto dagli autori risulta molto più esteso di quanto riassunto in questa sede e molti risultati ottenuti non sono ritenuti rilevanti per gli scopi di questa tesi. Per una lettura approfondita si rimanda il lettore all'articolo stesso.

In [21] Blanco et al. hanno studiato la messa a punto di un processo di riuso del prepreg aeronautico A350, derivante dagli scarti generati durante i processi di Automated Tape Lay-up (ATL). Gli scarti sono stati tagliati in chips da 50x12.7mm e sottoposte a compression molding, di fatto trattando il materiale come se fosse un BMC. Sono stati prodotti due tipi di manufatti, nel primo le chips sono state inserite in uno stampo piano e compresse, nel secondo sono stati inseriti due strati di prepreg integro sopra e sotto le chips in modo da creare una pelle estetica analoga al materiale laminato originale. È stato svolto un ciclo di cura in 2 step: un primo step alla pressa con lo stampo a 190°C e con 120 bar di pressione ed un secondo step di post-cura per 1 ora a 180°C in forno. I componenti ottenuti sono stati sottoposti a DSC (Differential Scanning Calorimetry) per misurare la Tg ottenuta, che è risultata compatibile con quella dichiarata sui datasheet del materiale. Sono stati svolti dei test meccanici in cui si è riscontrato un forte aumento del modulo a trazione nei provini con pelle estetica rispetto a quelli senza pelle estetica. Inoltre, sono stati svolti dei test CAI (Compression after impact) ottenendo valori confrontabili con quelli dichiarati dal fornitore per il materiale vergine. Infine, sono stati realizzati dei prodotti di prova con geometrie complesse per dimostrare che il processo è applicabile nella realizzazione di componenti automotive ed aeronautiche.

In [22] Howell e Fukumoto hanno realizzato dei prodotti finiti per compression molding di un BMC costituito da chips di prepreg unidirezionale con matrice termoplastica, il lavoro è stato svolto presso la divisione CCS composites di TenCate Advanced Composites. Per la realizzazione dei manufatti sono state utilizzate chips con diverse lunghezze a seconda della complessità del manufatto da realizzare, variando da 6.3mm a 25.4mm. Sono stati utilizzati due tipi di prepreg: Cetex® MC1200 con matrice in PEEK e Cetex® MC1100 con matrice in PPS. Il processo di compression molding è stato svolto utilizzando una tecnologia chiamata X-Press che consente di ottenere un controllo delle temperature dello stampo più stretto rispetto alle normali presse riscaldate, questo è un grande vantaggio dato che i polimeri termoplastici richiedono un maggiore controllo della temperatura rispetto ai termoindurenti. La tecnologia X-Press ha consentito agli autori di controllare indipendentemente la temperatura in 32 posizioni diverse sullo stampo. Nel ciclo di cura sono state utilizzate una pressione tra i 13.8 e 20.7 bar ed una temperatura di 385°C per il PEEK e 330°C per il PPS ed i tempi di ciclo utilizzati vanno dai 2 a 10 minuti. Sono inoltre stati svolti dei test meccanici per caratterizzare il materiale ottenuto, che hanno fornito dei valori di poco inferiori a delle leghe di titanio ed alluminio precedentemente utilizzate presso la stessa azienda. Gli autori hanno quindi dimostrato che il processo di compression molding applicato a BMC di prepreg termoplastico consente di ottenere parti con forme anche complesse, con tempi di ciclo molto brevi e proprietà meccaniche confrontabili con le leghe metalliche precedentemente utilizzate.

In [23] Jin et al. hanno realizzato dei pannelli in composito utilizzando ritagli rettangolari ottenuti da un rotolo di prepreg che ha superato la sua out-life. Il materiale utilizzato è un UD con matrice termoindurente, il CYCOM T40-800B/5320-1. Alcuni pannelli sono stati realizzati tramite deposizione randomica delle chips mentre altri tramite un processo di “mat-stacking lay-up”, ovvero posizionando vari strati di ritagli su una lastra piana distaccata in modo da formare un vero e proprio lay-up, i vari strati sono stati posizionati in modo da riempire i vuoti nella superficie della lastra così da coprire tutta la superficie e sono stati successivamente pressati. I pannelli realizzati sono serviti per studiare la microstruttura e le proprietà meccaniche del materiale così realizzato, variando alcuni parametri come la dimensione delle chips. Le varie dimensioni studiate sono accomunate da una larghezza di 10mm mentre gli aspect ratio (AR) valgono 1, 2, 5, 10. Il ciclo di cura a cui sono stati sottoposti tutti i pannelli è di 3 ore a 121°C con pressione di 3.4 Mpa, seguito da una post-cura di 2 ore a 177°C in forno. Inoltre, è stato realizzato un pannello in laminato quasi-isotropo da utilizzare come confronto. I pannelli sono stati analizzati tramite tomografia a raggi-X e hanno

mostrato un contenuto di vuoti pari 10% nei pannelli realizzati con deposizione randomica e 2% nei pannelli realizzati con mat-stacking lay-up, il contenuto di vuoti riscontrato nel pannello di riferimento è <0.5%. La finitura estetica dei pannelli realizzati con mat-stacking lay-up è risultata inoltre di gran lunga superiore anche se si è riscontrato una maggiore fuoriuscita di resina. Sono stati confrontati anche gli spessori dei vari pannelli e si è riscontrato che nei pannelli mat-stacking lay-up si riescono ad ottenere spessori più omogenei, in entrambi i tipi di pannelli si è riscontrato un aumento dello spesso medio del pannello all'aumentare dell'AR delle chips. Successivamente sono stati svolti dei test meccanici secondo ASTM D3039 per determinare l'influenza del metodo di lay-up e dell'AR delle chips. I provini sono stati testati con una velocità di deformazione di 2mm/min. Si è riscontrato che a parità di aspect ratio i pannelli ottenuti per mat-stacking lay-up hanno proprietà meccaniche maggiori e che tali proprietà in entrambi i tipi di pannelli aumentano con l'AR, tanto che il modulo dei pannelli con AR maggiore risulta confrontabile con il modulo dei pannelli quasi-isotropi realizzati per il confronto. I meccanismi di rottura osservati sono stati diversi ma il meccanismo principale è dovuto al debonding delle chips tra loro, per AR molto elevati si è osservata anche la rottura delle chips stesse.

In [24] Wu, Centea e Nutt hanno anch'essi investigato il compression molding di chips di prepreg di scarto andando a variare alcuni parametri come dimensione delle chips, stato della resina e ciclo di cura per vedere che influenza avessero sulla porosità e sullo spessore dei componenti. Nello studio sono stati utilizzati 2 diversi prepreg, entrambi impregnati con resina CYCOM 5320. Il primo materiale è un UD con grammatura di 145 g/cm² e un contenuto in peso del 33% di resina (T40/800B) mentre il secondo è un Satin (5-HS) con grammatura di 360 g/cm² e contenuto di resina in peso del 37%. Entrambi i materiali sono stati processati con 2 condizioni diverse: nel primo caso il materiale è stato utilizzato prelevandolo direttamente dal freezer, nel secondo caso il materiale è stato lasciato a temperatura ambiente per 14 e 28 giorni. Le chips hanno lunghezze di 6.35mm, 12.7mm e 25.4mm mentre la larghezza è stata mantenuta costante al valore di 6.35mm. Sono stati utilizzati quattro livelli di carico alla pressa e due cicli di cura diversi, i manufatti sono stati confrontati con 3 laminati quasi-isotropi di riferimento realizzati con prepreg continuo, tali laminati sono stati prodotti rispettivamente tramite cura in autoclave, hot pressing con materiale "fresco" e hot pressing con materiale mantenuto per 14 giorni a temperatura ambiente. I vari pannelli realizzati sono stati sottoposti a test di trazione secondo ASTM D3039. Dai test effettuati si è riscontrata una diminuzione del contenuto di vuoti con l'aumentare del carico di pressata, questa riduzione è però sempre meno accentuata aumentando il carico

oltre 17kN. In particolare, per le chips di lunghezza minore la diminuzione del contenuto di vuoti è quasi nulla anche aumentando il carico, questo denota che chips più corte favoriscono un maggior consolidamento del materiale. Gli autori hanno inoltre studiato l'effetto del ciclo di cura sul contenuto di vuoti, notando che cicli a bassa temperatura fanno diminuire il contenuto di vuoti, specialmente ad alte pressioni. Questo indica che la generazione dei vuoti non è tanto indotta dal flusso di resina ma bensì dai gas volatili che si generano durante la reazione di cura. Il contenuto ottenuto è stato in generale più basso per l'UD che per il Satin. I pannelli mantenuti a temperatura ambiente per 14 e 28 giorni hanno mostrato un minor contenuto di vuoti rispetto ai pannelli con materiale fresco, questo secondo gli autori è dovuto al minor tack di tali materiali, che consente una distribuzione più uniforme delle chips e quindi maggiore consolidamento. Per quanto riguarda le proprietà meccaniche si è riscontrata una ritenzione della resistenza a trazione tra il 25% e 44% rispetto ai laminati costituiti da prepreg continuo mentre il modulo ha mostrato una ritenzione fino al 70%. Le proprietà ottenute sono confrontabili con quelle delle leghe di alluminio.

Altri lavori di ricerca in questo ambito sono consultabili in [\[25\]](#), [\[26\]](#), [\[27\]](#), [\[28\]](#), [\[29\]](#), [\[30\]](#), [\[31\]](#), [\[32\]](#).

In conclusione, la letteratura riporta una serie di lavori sul riutilizzo del prepreg in CFRP di scarto. Alcuni lavori sono stati svolti utilizzando materiali anche molto diversi tra loro ma tutti sono accomunati dalla medesima morfologia del materiale di partenza, costituito da "chips" o ritagli di prepreg ottenuti dai rotoli di materiale. In conclusione, si può affermare che:

- Il processo di compression molding può essere utilizzato con successo nella produzione di componenti composti da ritagli di prepreg ottenuti da scarti di produzione, ottenendo buona finitura estetica e bassa porosità;
- il modulo del materiale in un componente così realizzato è minore rispetto ad un componente realizzato con materiale "vergine" ma comunque comparabile a leghe metalliche leggere e laminati quasi-isotropi;
- la diminuzione del modulo a trazione è nel range del 15-30% rispetto al materiale vergine;
- le proprietà del materiale aumentano all'aumentare della lunghezza delle chips;
- diminuendo l'aspect ratio delle chips (inteso come rapporto lunghezza su larghezza nel piano) aumenta il consolidamento del materiale e quindi il suo contenuto di vuoti diminuisce;
- la delaminazione tra le chips è il meccanismo di rottura prevalente.

4 Sviluppo del modello virtuale

In questo capitolo viene descritta la realizzazione del modello virtuale sviluppato. Lo scopo del modello virtuale è quello di realizzare un metodo di analisi che sia facilmente ripetibile consentendo un notevole risparmio in termini di tempo ed attrezzature. Il modello sviluppato si compone di due parti: una simulazione del processo di compression molding con lo scopo di ottenere informazioni sul tempo di riempimento dello stampo, sulla forza di pressata necessaria e sull'orientazione finale delle fibre nel manufatto ed una simulazione strutturale che ha lo scopo di prevedere le proprietà meccaniche ottenibili.

Le simulazioni sono state svolte per mezzo di tre software commerciali: Moldex3D® per la simulazione di processo, Digimat® e Abaqus® per la simulazione strutturale. I software sono stati gentilmente concessi tramite delle licenze accademiche dai rispettivi fornitori che si sono inoltre resi disponibili per fornire tutto il training ed il supporto necessari all'utilizzo dei software. In particolare, le simulazioni sono strettamente legate tra loro. L'output dell'orientazione finale delle fibre ottenuto tramite Moldex3D® è infatti stato utilizzato come input per le simulazioni strutturali, andando così ad ottenere una più corretta rappresentazione della morfologia del materiale. Per quanto riguarda la simulazione strutturale, Digimat® è stato utilizzato per la modellazione delle proprietà del materiale e per l'accoppiamento tra la mesh di processo e la mesh strutturale, tali informazioni sono poi state esportate in Abaqus® che è stato utilizzato come solutore finale per simulare dei test a trazione in modo da ottenere le proprietà globali del materiale.

La scelta dei software è stata fatta in base a una precedente ricerca da parte dell'autore di questa tesi. Da tale ricerca è emerso come Moldex3D® sia attualmente uno dei pochissimi software commerciali in grado di simulare con successo il processo di compression molding di materiali compositi. Il tipo di materiale oggetto della tesi ha inoltre ristretto le possibilità di scelta del software per la caratterizzazione del materiale al solo Digimat® in quanto unico software commerciale sul mercato in grado di modellare compositi con morfologia "strand". Dalla ricerca in letteratura sono emersi diversi autori che hanno svolto attività di ricerca nell'ambito dello sviluppo di modelli virtuali adeguati alla modellazione di questo tipo di materiale. In particolare, una gran parte del lavoro in tal senso è da ricondurre alle figure di Anthony J. Favaloro, Drew E. Sommer e Sergii G. Kravchenko e R. Byron Pipes della Purdue University, il cui lavoro è consultabile in [33], [34], [35], [36], [37], [38], [39], [40]. In questi lavori gli autori



hanno utilizzato diverse metodologie per lo sviluppo dei modelli virtuali andando a studiare sia le proprietà del materiale in termini di rigidità e resistenza sia il processo produttivo e i suoi effetti sul componente finale. La maggior parte delle metodologie utilizzate dagli autori prevede la stesura di script informatici ad hoc per rappresentare correttamente il comportamento del materiale all'interno dei software di simulazione agli elementi finiti. Un esempio tipico è la stesura delle sub-routine UMAT in Abaqus/Standard e VUMAT in Abaqus/Explicit. Questo tipo di percorso non è stato ritenuto percorribile ai fini della tesi in quanto difficilmente replicabile in ambito industriale. L'altra alternativa percorsa anch'essa dagli autori della Purdue University è quella dell'utilizzo del software Digimat in sostituzione della sub-routine scritte a mano, quest'ultima alternativa risulta sicuramente più semplice e facilmente implementabile a livello industriale anche per quelle realtà che non svolgono attività di ricerca interna.

4.1 Moldex3D

Moldex3D è un software commerciale di simulazione o CAE (Computer aided engineering) specializzato nelle simulazioni dei processi di stampaggio, nasce come software per la simulazione dei processi di Injection Molding e al giorno d'oggi permette di simulare anche processi di Compression molding, Resin Transfer Molding, Compression-Injection molding ecc. È ampiamente utilizzato nell'industria delle materie plastiche e recentemente anche nell'ambito dei materiali compositi in quanto permette di modellare plastiche rinforzate sia con fibre corte che con fibre lunghe. Essendo un software per la simulazione di processi di stampaggio il solutore integrato in Moldex3D utilizza un approccio euleriano alla modellazione, basandosi sul metodo di risoluzione ai volumi finiti in cui le equazioni risolutive vengono integrate su determinati volumi sottoposti a determinate condizioni al contorno, ovvero gli elementi di mesh. Il software inoltre è in grado di dialogare con la maggior parte dei software commerciali utilizzati nelle simulazioni strutturali come Abaqus, Ansys, LS-Dyna, NX ecc. Questo facilita di gran lunga l'accoppiamento tra simulazione di processo ed analisi strutturale e rende possibile esportare nelle mesh strutturali le informazioni relative alle deformazioni termiche indotte nel componente, alle tensioni residue e all'anisotropia di un materiale composito dovuto all'orientazione delle fibre indotta dal processo di stampaggio. Degli esempi di questo tipo di approccio alla progettazione sono riportati in [41], [42], [43]. Per gestire il moto di particelle rigide in un flusso viscoso come ad esempio le fibre disperse in una matrice liquida, Moldex3D utilizza dei modelli matematici basati sulla combinazione del modello idrodinamico di Jeffery, con il modello a diffusione rotazionale di Folgar-Tucker. Tale modello matematico è definito modello iARD-RPR (improved anisotropic rotary diffusion-retardant principal rate).

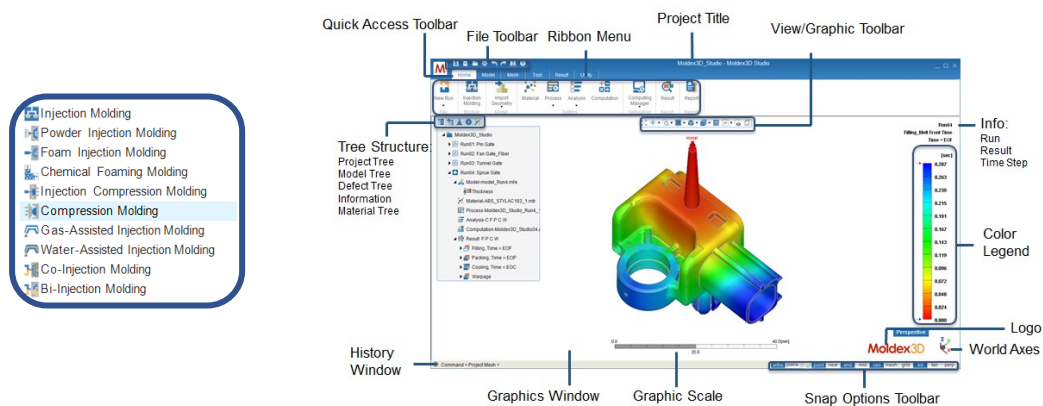


Fig. 22 - Interfaccia di Modex3D e tipi di analisi disponibili

4.2 Digimat

Digimat è un software commerciale all'avanguardia per nell'analisi multi-scala dei materiali, sviluppato da e-Xstream engineering e commercializzato da MSC Software, permette lo studio avanzato delle caratteristiche dei materiali compositi, andando a prevedere accuratamente il comportamento non lineare di strutture multifase e multimateriale. Digimat è ampiamente utilizzato come material modeler nell'industria aerospaziale ed automotive e in tutti quei settori in cui è necessario conoscere il comportamento di materiali compositi. La suite Digimat si divide in due tipi di prodotti:

- *Tools*: set di strumenti software complementari sviluppati per lo studio multi-scala dei materiali (Digimat-FE, Digimat-MF) e per l'ingegneria strutturale (Digimat-MX, Digimat-MAP, Digimat-CAE). Digimat-FE e Digimat-MF sono tool di direct engineering utilizzati per lo studio delle proprietà del materiale partendo dalla scala microscopica, Digimat-MF è utilizzato per l'accoppiamento con la scala macroscopica. Digimat-MX è la piattaforma di scambio tra i vari modelli del materiale mentre Digimat-CAE e Digimat-MAP sono utilizzati per l'accoppiamento coi software di simulazione strutturale. I tools sono pensati per l'utilizzo da parte di utenti esperti
- *Solutions*: set di strumenti software che utilizza la tecnologia presente nei tools andando a semplificare la sequenza delle attività ingegneristiche per utenti non-esperti tramite interfacce intuitive e workflow standardizzati. Fanno parte delle solutions: Digimat-RP, Digimat-VA e Digimat-HC

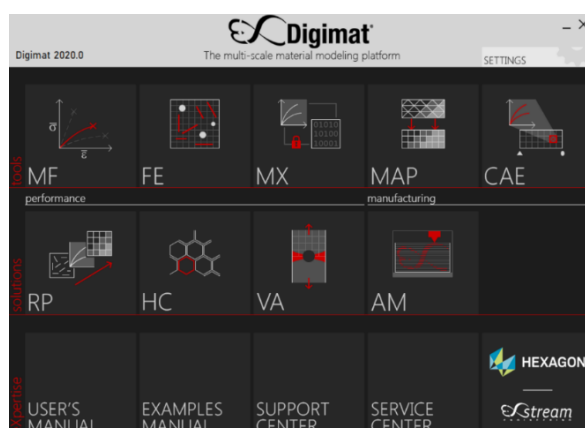


Fig. 23 - Interfaccia iniziale di Digimat

Di seguito è fornita una breve introduzione ai tools e alle solutions disponibili nella suite Digimat.

Digimat-MF è uno strumento di material modelling basato sulla teoria dell'omogeneizzazione mediante campi medi (Mean-Field Homogenization). Permette di prevedere il comportamento non-lineare di un materiale multifase partendo dalla conoscenza della morfologia e delle proprietà dei singoli costituenti, di fatto andando ad ottenere le proprietà macroscopiche del materiale dalla conoscenza delle proprietà microscopiche. Utilizza un approccio all'omogeneizzazione semi-analitico basato sulla teoria di Eshelby, descritta nei paragrafi successivi. L'output di *Digimat-MF* è un modello costitutivo del materiale composito contenuto in un file di testo con estensione *.mat mentre il file dell'analisi ha estensione *.daf (digimat analysis file).

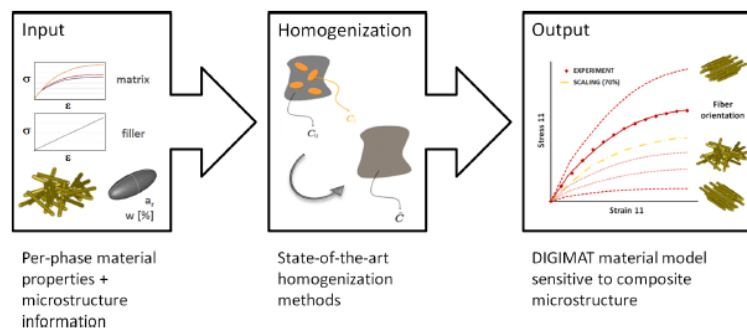


Fig. 24 - Workflow in *Digimat-MF*

Digimat-FE è il modulo di omogeneizzazione di *Digimat* basato sul metodo agli elementi finiti. È utilizzato per generare RVE (Representative Volume Elements) realistici con distribuzione stocastica da cui andare a ricavare le proprietà omogeneizzate del materiale. L'RVE rappresenta una porzione di materiale abbastanza grande da riuscire a contenere le varie inclusioni ed eterogeneità presenti nel composito e al contempo abbastanza piccola da avere dimensioni trascurabili rispetto a quelle del componente. All'interno di *Digimat-FE* sono presenti un mesher, un solutore e un post-processor proprietari ma possono essere utilizzate anche mesh e solutori importati da altri software FEM.

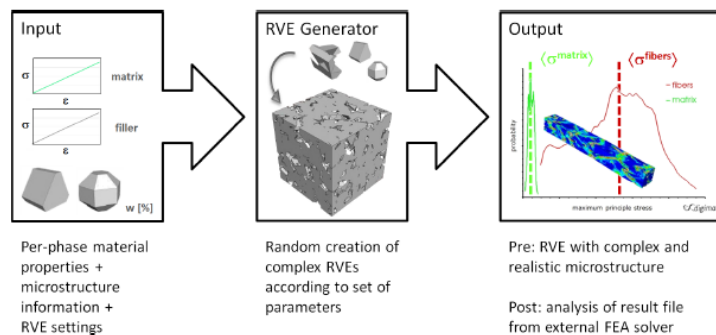


Fig. 25 - Workflow in *Digimat-FE*

Digmat-MX è la piattaforma di scambio della suite Digmat, è sostanzialmente un database che contiene al suo interno dati sperimentali accoppiati a modelli del materiale generati in Digmat. È spesso utilizzato come tool di reverse engineering per calibrare i modelli del materiale di Digmat tramite i dati sperimentali

Digmat-MAP è un software utilizzato per il trasferimento di informazioni tra mesh dissimili, un esempio tipico è la necessità di trasferire le informazioni contenute in una mesh di processo (come orientazione delle fibre, tensioni residue ecc.) in una mesh strutturale da andare poi a sottoporre ad un'analisi agli elementi finiti. La mappatura avviene tramite appositi algoritmi tra una "donor mesh" ed una "receiving mesh", sono supportate mesh provenienti dalla maggior parte dei software commerciali noti e il file di output è un file con estensione *.dof che deve essere dato in pasto a Digmat-CAE per essere utilizzabile da solutori esterni.

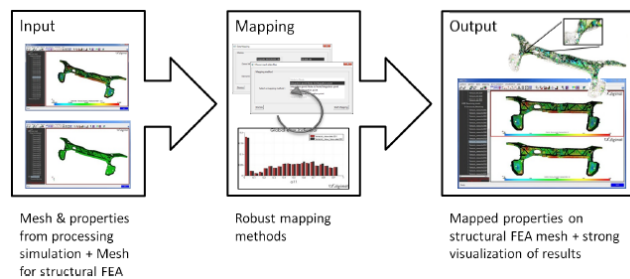


Fig. 26 - Workflow in Digmat-MAP

Digmat-CAE è lo strumento che consente a Digmat di svolgere analisi accoppiate con gli altri software di analisi strutturale commerciali, andando di fatto a colmare il gap tra simulazioni di processo e simulazioni strutturali. Partendo dal modello del materiale e dalle simulazioni di processo Digmat-CAE genera dei file di estensione *.aba e *.mat necessari per lo svolgimento di analisi accoppiate tra Digmat ed un solutore esterno.

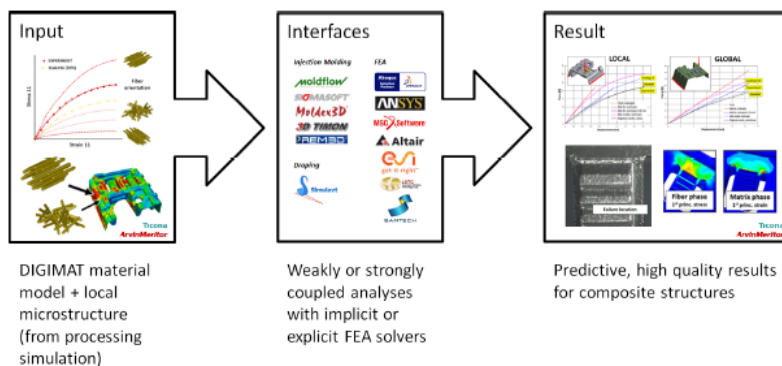


Fig. 27 - Workflow in Digmat-CAE

Digmat-RP è un modulo che consente di svolgere agilmente delle analisi accoppiate tra *Digmat* e altri solutori FEM per plastiche rinforzate. Il workflow è intuitivo e guidato dall'interfaccia utente, lo stesso workflow può essere svolto lavorando con i tools *Digmat-FE/MF*, *Digmat-MAP*, *Digmat-CAE*.

Digmat-VA è una soluzione integrativa che consente la previsione dei "virtual allowables" di un materiale composito, ovvero le sue proprietà fondamentali per la progettazione espresse come valori statistici rappresentativi del suo comportamento. *Digmat-VA* combina modellazione multiscala, analisi di danneggiamento e metodi di analisi stocastici per consentire la simulazione di provini in laminato composito.

Digmat-HC software sviluppato per la progettazione e lo sviluppo di pannelli sandwich con core in honeycomb, consente di ottenere la proprietà del sandwich tramite semplici test a compressione a 3 o 4 punti e test a taglio.

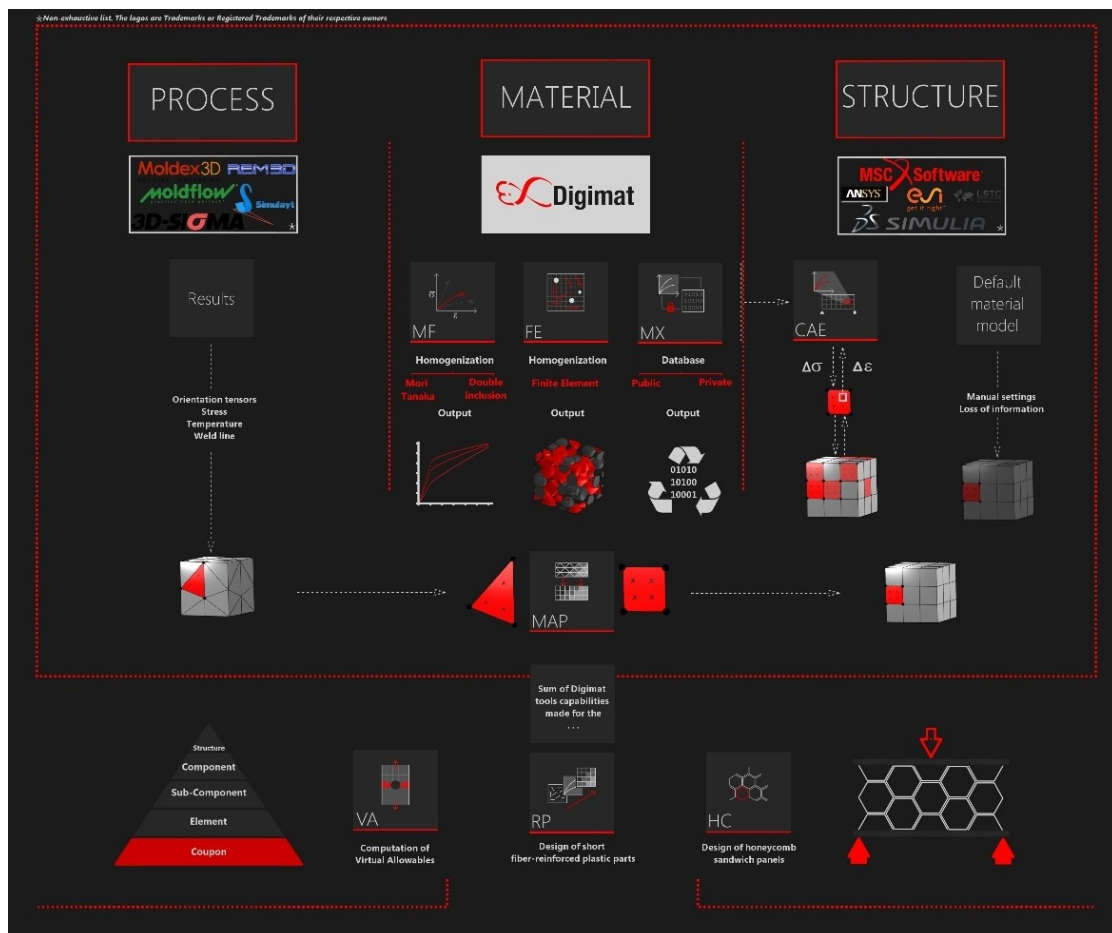


Fig. 28 - Suite completa del pacchetto *Digmat*

4.3 Workflow utilizzato

Come già anticipato, nel modello virtuale è stata svolta una simulazione di processo da cui estrarre le informazioni relative all'orientazione delle fibre indotta dal processo stesso. Tale informazione è stata utilizzata all'interno di una simulazione strutturale con lo scopo di caratterizzare il materiale. Il workflow completo ha previsto l'utilizzo di tutti i tools di Digimat meno che Digimat-MX.

La prima operazione è stata quella di svolgere delle simulazioni di processo tramite Moldex3D, da queste simulazioni è stata estratta una mesh di processo nella quale ad ogni elemento è associato un tensore dell'orientazione. Il prodotto su cui è stata realizzata la simulazione di compression molding è una lastra piana di dimensioni 350x350mm. Le informazioni sul tensore dell'orientazione per ogni elemento sono contenute in un file di testo con estensione *.o2d generato da Moldex3D.

A questo punto si è passati alla creazione del modello costitutivo del materiale composito realizzato per compattazione dei ritagli rettangolari di CFRP. Le proprietà del materiale infatti non sono state inizialmente disponibili in quanto al momento dell'inizio della modellazione non si aveva ancora a disposizione lo stampo necessario a realizzare i provini di materiale, di conseguenza si è optato per modellare il materiale partendo dalle proprietà del prepreg "vergine", cioè continuo e non costituito da ritagli, tali proprietà sono facilmente ottenibili dai datasheet del materiale. Il primo tool utilizzato è stato Digimat-FE, questo perché esso è l'unico material modeler disponibile nella suite Digimat che consente di modellare un materiale costituito da rinforzi di tipo "strand". Con Digimat-FE sono state svolte una serie di simulazioni a livello microscopico dalle quali sono stati ottenuti i moduli del materiale nelle due direzioni del piano ed il modulo a taglio sempre nel piano.

Si è poi passati all'utilizzo di Digimat-MF, che è servito per creare una material card che rappresentasse le caratteristiche meccaniche del materiale a livello macroscopico, ottenute tramite omogeneizzazione. Dato che Digimat-MF non consente la modellazione di materiali costituiti da rinforzi nella forma di strands si è optato per modellare il materiale come un SMC, inserendo nel software le proprietà delle singole fibra e matrice, ottenute dai datasheet e dalla letteratura. Le proprietà ottenute da Digimat-FE sono state utilizzate come target da ottenere con Digimat-MF. Le omogeneizzazioni sono quindi state ripetute in modo iterativo, cambiando di volta in volta i parametri di anisotropia del materiale e i moduli di fibra e matrice fino a che non si è raggiunto un modello del materiale che

coincidesse con quello ottenuto da Digimat-FE. Tale modello del materiale è stato salvato sottoforma di analisi con estensione *.daf

Per poter esportare in Abaqus la mesh ottenuta in Moldex contenente l'orientazione delle fibre è stato necessario eseguire un mapping tramite Digimat-MAP. Il software permette di mappare le informazioni relative all'orientazione delle fibre da una mesh di processo ad una mesh strutturale, a patto che le due mesh siano sovrapponibili. Le due mesh quindi possono essere uguali in termini di ingombro oppure essere diverse permettendo la mappatura solo di alcune sezioni della mesh di processo. Questo ha permesso di ottenere dalla singola mesh di processo 10 provini con mesh strutturale, 5 nella direzione preferenziale del flusso di resina e 5 nella direzione ortogonale. Ogni mesh mappata è stata esportata con un'estensione *.dof.

L'ultimo step per svolgere un'analisi strutturale accoppiata tra Digimat ed Abaqus è stato quello di utilizzare Digimat-CAE. Quest'ultimo tool ha la funzione di generare i file necessari per combinare all'interno di un'unica simulazione il modello del materiale sviluppato in Digimat, le informazioni relative all'orientazione delle fibre ottenute in Moldex ed il modello strutturale con le condizioni al contorno sviluppato in Abaqus. Digimat-CAE prende in ingresso il file *.dof ottenuto in MAP e il file *.daf ottenuto tramite MF e restituisce in uscita un file *.mat ed un file *.aba.

Per svolgere l'analisi accoppiata è necessario copiare entrambi questi file nella working directory dell'analisi strutturale, nella stessa cartella vanno aggiunti inoltre il file *.dof, il file *.inp contenente il modello strutturale di Abaqus ed un file di formato *.env fornito all'installazione di Digimat che contiene al suo interno delle variabili d'ambiente necessarie a far dialogare i due software. A questo punto è stato necessario modificare manualmente il file *.inp di Abaqus copiando al suo interno delle righe contenute nel file *.aba. Queste operazioni sono state ripetute per ognuno dei 10 provini al fine di svolgere le analisi strutturali agli elementi finiti.

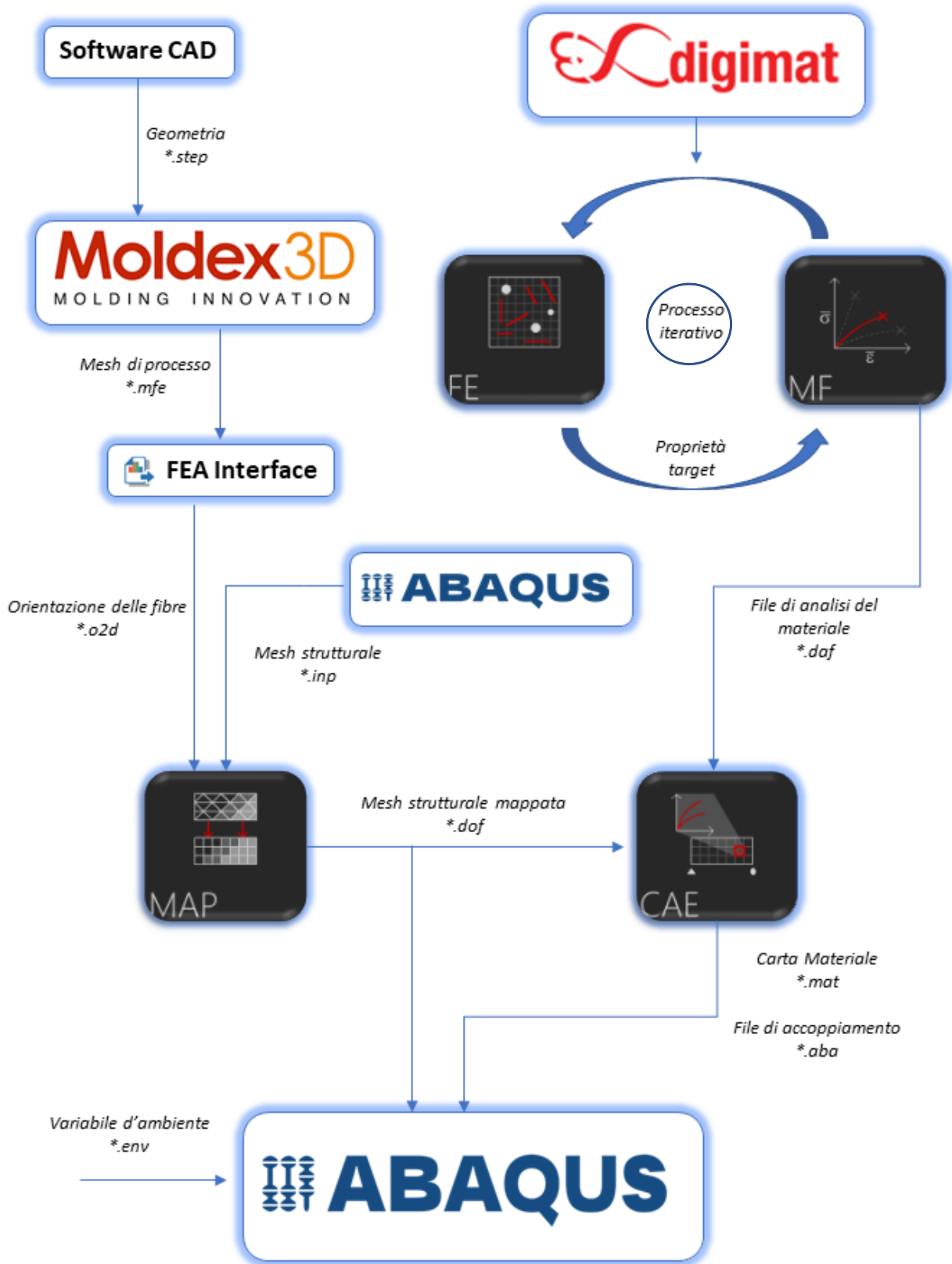


Fig. 29 - Workflow utilizzato nel modello virtuale

4.4 Approccio multiscala alla modellazione del materiale

Quando si è in presenza di materiali compositi eterogenei, siano essi CFRP, GFRP o altri, il modello costitutivo e le proprietà meccaniche non sono sempre disponibili a priori. Non è raro infatti che alcune proprietà d'interesse sia presenti solo parzialmente nei datasheet o siano addirittura assenti. Tramite la modellazione micromeccanica è possibile colmare questa mancanza se si è a conoscenza delle proprietà dei singoli costituenti. Pensare però di risolvere un problema strutturale rimanendo nella scala microscopica è impensabile per via dell'elevatissima potenza di calcolo richiesta. Si possono allora distinguere due scale: quella microscopica; in cui si distinguono facilmente le "eterogeneità" presenti nel materiale e la varie fasi sono ben distinte e quella macroscopica in cui il materiale può essere visto come localmente omogeneo. Il collegamento tra le due scale è rappresentato dal Reference Volume Element o RVE. Come anticipato nel paragrafo precedente, la definizione di RVE [44] è un volume di materiale abbastanza grande da riuscire a rappresentare le fasi presenti e abbastanza piccolo da far sì che in scala macroscopica ogni punto del materiale sia considerabile il centro di un RVE ed il materiale stesso sia considerabile omogeneo.

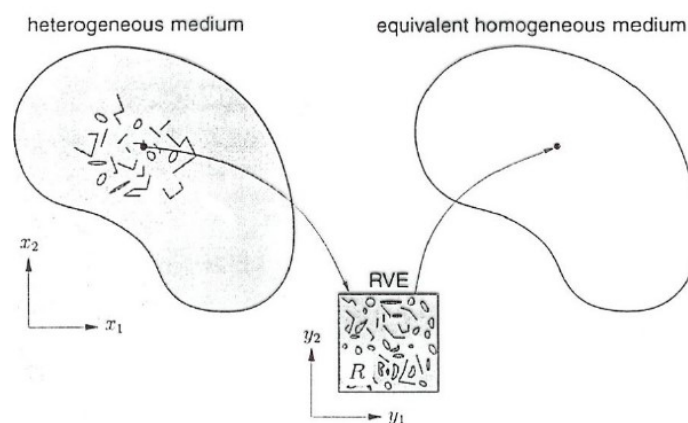


Fig. 30 - Transizione Micro-Macro scala tramite RVE

Nel passaggio tra scala microscopica e scala macroscopica si considera ogni macro-punto del materiale come il centro di un RVE che, nella micro-scala, contiene un numero finito di costituenti. Se si rimanesse a livello RVE si avrebbe la necessità di definire un modello del materiale per ogni costituente, rendendo l'analisi molto pesante a livello computazionale. Per questo motivo si utilizzano metodi di omogeneizzazione applicati all'RVE che consentono di ottenere il macro-modello costitutivo del materiale. A questo punto si possono applicare i classici principi della meccanica del continuo a livello macroscopico andando a calcolare la macro-tensione $\sigma(\mathbf{X})$ in ogni macro-punto \mathbf{X} , nota la deformazione $\varepsilon(\mathbf{X})$.

I metodi di omogeneizzazione prevedono la mediazione delle proprietà e dei campi deformativi e tensionali sul volume dell'RVE. Dato un campo qualsiasi f , il suo valore mediato sul volume V dell'RVE vale:

$$\langle f(\mathbf{X}, \mathbf{x}) \rangle = \frac{1}{V} \int_{\omega} f(\mathbf{X}, \mathbf{x}) dV \quad (4.1)$$

Dove ω è il dominio del volume V ed $f(\mathbf{X}, \mathbf{x})$ è il micro-campo all'interno dell'RVE. Un principio molto importante nella teoria dell'omogeneizzazione è il principio di Hill-Mandel, espresso dall'equazione (4.2) [44]. Esso afferma che dato un sistema di forze(tensioni) equilibrato ed un sistema di spostamenti(deformazioni) congruenti se le macro-tensioni e le marco-deformazioni sono legate tra loro allora l'energia di deformazione è la stessa a livello microscopico e a livello macroscopico

$$\langle \sigma * : \varepsilon * \rangle = \langle \sigma * \rangle : \langle \varepsilon * \rangle \quad (4.2)$$

Nella (4.2) i due punti stanno ad indicare il prodotto scalare. Il problema dell'omogeneizzazione allora non è altro che il calcolo delle tensioni e deformazioni a livello macroscopico note le tensioni e deformazioni a livello microscopico. In campo lineare questo può essere ricondotto a calcolo della rigidità macroscopica $\bar{\mathbf{C}}$, note le rigidità microscopiche dei singoli costituenti $\mathbf{C}_1, \mathbf{C}_2, \mathbf{C}_n$ in modo tale che:

$$\langle \sigma \rangle = \bar{\mathbf{C}} : \langle \varepsilon \rangle \quad (4.3)$$

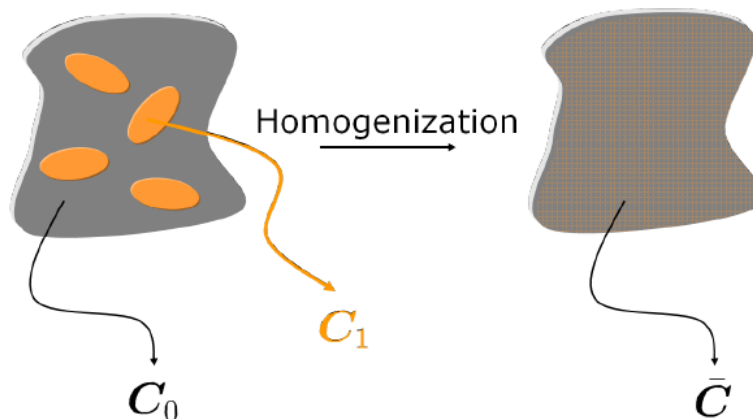


Fig. 31 - Schematizzazione del metodo di omogeneizzazione [45]

Da quanto detto si può riassumere il problema dell'omogeneizzazione in campo elastico lineare come la ricerca di un materiale omogeneo con la stessa rigidità

macroscopica del materiale composito eterogeneo, sotto le stesse condizioni al contorno.

L'omogeneizzazione può essere svolta tramite un gran numero di metodi ed algoritmi diversi tra cui l'analisi diretta agli elementi finiti (FEM) e l'omogeneizzazione per campi medi o mean field homogenization (MFH). Questi ultimi due metodi sono utilizzati rispettivamente da Digimat-FE e Digimat-MF. Utilizzare il metodo FEM per risolvere problemi di omogeneizzazione è una tecnica molto generale che fornisce risultati con una buona accuratezza ma comporta tutta una serie di difficoltà legate alla generazione della mesh e a tempi di calcolo molto elevati soprattutto per problemi non lineari. Il metodo MFH invece è un metodo semi-analitico che garantisce una maggiore facilità di utilizzo e tempi di calcolo molto bassi ma fornisce solo valori di tensione e deformazione mediati sul volume, sia a livello macroscopico, sia a livello delle singole fasi. Il metodo MFH inoltre non risolve il problema dell'RVE nel dettaglio a differenza del metodo FEM e quindi non consente di ottenere le micro-tensioni e micro-deformazioni in ogni fase.

I modelli di omogeneizzazione MFH più semplici sono i quelli di Voigt e Reuss [45], i quali assumono rispettivamente che i campi di deformazione nel primo caso e di tensione nel secondo siano uniformi all'interno dell'RVE. Di conseguenza nel primo caso la macro-rigidezza è la media volumetrica del suo corrispettivo a livello microscopico mentre nel secondo caso lo stesso vale per la cedevolezza (inverso della rigidezza). Questi modelli sono ovviamente molto semplici ma poco realistici e nel caso in cui ogni fase del composito sia isotropa, entrambi i modelli prevedono un comportamento isotropo del composito, a prescindere dalla forma ed orientazione delle inclusioni.

In ogni modello di omogeneizzazione MFH in cui si considerano 2 sole fasi (fibra e matrice), si possono definire due *tensori di concentrazione delle deformazioni* che legano le deformazioni della fibra, della matrice e del composito nel suo complesso:

$$\langle \varepsilon \rangle_{\omega_1} = \mathbf{B}^\varepsilon : \langle \varepsilon \rangle_{\omega_0} \quad (4.4)$$

$$\langle \varepsilon \rangle_{\omega_1} = \mathbf{A}^\varepsilon : \langle \varepsilon \rangle_{\omega} \quad (4.5)$$

Indicando con ω_0 il dominio della matrice e con ω_1 il dominio delle inclusioni, il tensore \mathbf{B} lega la media volumetrica della deformazione sulle inclusioni con la media volumetrica della deformazione sulla matrice, il tensore \mathbf{A} invece lega la media volumetrica della deformazione sulle inclusioni con la deformazione mediata su tutto l'RVE (cioè la macro-deformazione). I due tensori non sono

indipendenti e a partire dalla conoscenza di uno dei due si può facilmente ricavare l'altro tramite la (4.6), in cui I rappresenta il tensore identità.

$$\mathbf{A}^\varepsilon = \mathbf{B}^\varepsilon: [\nu_1 \mathbf{B}^\varepsilon + (1 - \nu_1)I]^{-1} \quad (4.6)$$

Allora, indicando con il pedice 0 la matrice e con il pedice 1 le inclusioni la rigidezza in scala macroscopica per un qualsiasi modello di omogeneizzazione può essere calcolata come:

$$\bar{\mathbf{C}} = [\nu_1 \mathbf{C}_1: \mathbf{B}^\varepsilon + (1 - \nu_1) \mathbf{C}_0]: [\nu_1 \mathbf{B}^\varepsilon + (1 - \nu_1)I]^{-1} \quad (4.7)$$

A partire dalla (4.7) ci si può ricondurre ai modelli di Voigt e Reuss andando a sostituire rispettivamente $\mathbf{B}^\varepsilon=I$ e $\mathbf{B}^\varepsilon=\mathbf{C}_1^{-1}: \mathbf{C}_0$, tali modelli per quanto approssimativi consentono di ottenere dei limiti superiori ed inferiori alla rigidezza ottenibile nel composito.

I modelli di omogeneizzazione più sofisticati utilizzano tutti una formulazione basata sul *problema a singola inclusione di Eshelby*, teoria risalente al 1957. Nel problema di Eshelby si considera un corpo solido di estensione infinita e rigidezza uniforme \mathbf{C}_0 , dal quale viene esportata una sezione ellissoidale di volume I . Questa sezione è sottoposta ad una "autodeformazione" ε^* , ovvero una deformazione che non è causata da una forzante meccanica esterna (un caso di autodeformazione sono le deformazioni termiche ad esempio), successivamente la sezione esportata viene riposizionata all'interno del corpo solido. Secondo Eshelby, la tensione nel volume I esportato è uniforme ed è legata all'autodeformazione secondo:

$$\varepsilon(x) = \zeta(I, \mathbf{C}_0): \varepsilon^* \quad (4.8)$$

Dove x è un punto materiale appartenente al volume esportato e $\zeta(I, \mathbf{C}_0)$ è il tensore di Eshelby che dipende dalla rigidezza del corpo solido e dalla forma ed orientazione della sezione esportata. Prendendo quindi un corpo solido composto da una matrice di rigidezza \mathbf{C}_0 e da una singola inclusione ellissoidale di rigidezza \mathbf{C}_1 , soggetto ad una deformazione macroscopica \mathbf{E} , il problema può essere risolto grazie alla formulazione di Eshelby e la deformazione nell'inclusione è legata a quella macroscopica tramite la (4.9), in cui \mathbf{H}^ε indica il tensore di concentrazione delle deformazioni sulla singola inclusione.

$$\varepsilon(x) = \mathbf{H}^\varepsilon(I, \mathbf{C}_0, \mathbf{C}_1): \mathbf{E} \quad (4.9)$$

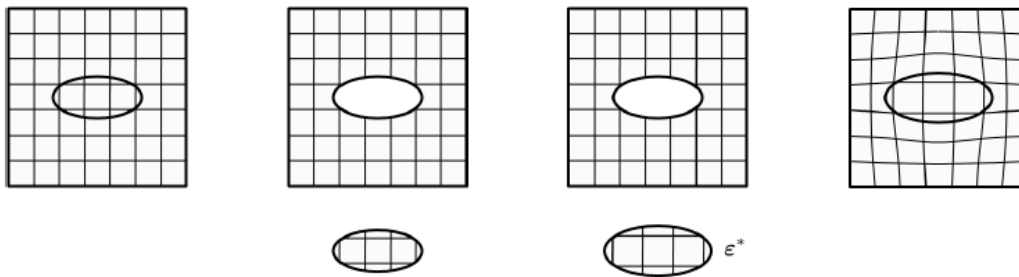


Fig. 32 - Rappresentazione del problema di Eshelby [45]

Partendo dal modello di Eshelby, nel 1973 Mori e Tanaka [46] hanno proposto un modello di omogeneizzazione per compositi multi-inclusione, l'ipotesi di base di tale modello è però che le inclusioni abbiano tutte la stessa orientazione e siano tutte uguali tra loro. Nel modello di Mori-Tanaka il tensore di concentrazione delle deformazioni che lega la media volumetrica della deformazione sulle inclusioni con la media volumetrica della deformazione sulla matrice è legato ad \mathbf{H}^ε da:

$$\mathbf{B}^\varepsilon = \mathbf{H}^\varepsilon(I, \mathbf{C}_0, \mathbf{C}_1) \quad (4.10)$$

Cioè i due tensori sono uguali, concludendo che ogni inclusione nell'RVE reale si comporta come se fosse isolata nella matrice, di fatto non considerando le interazioni tra fibra e matrice. Il modello di Mori-Tanaka è di gran lunga il più utilizzato nell'omogeneizzazione di compositi bifase in quanto offre ottimi risultati nel caso di contenuti in volume di fibra intorno al 50% o inferiori ed è la base della metodologia utilizzata da Digimat-MF.

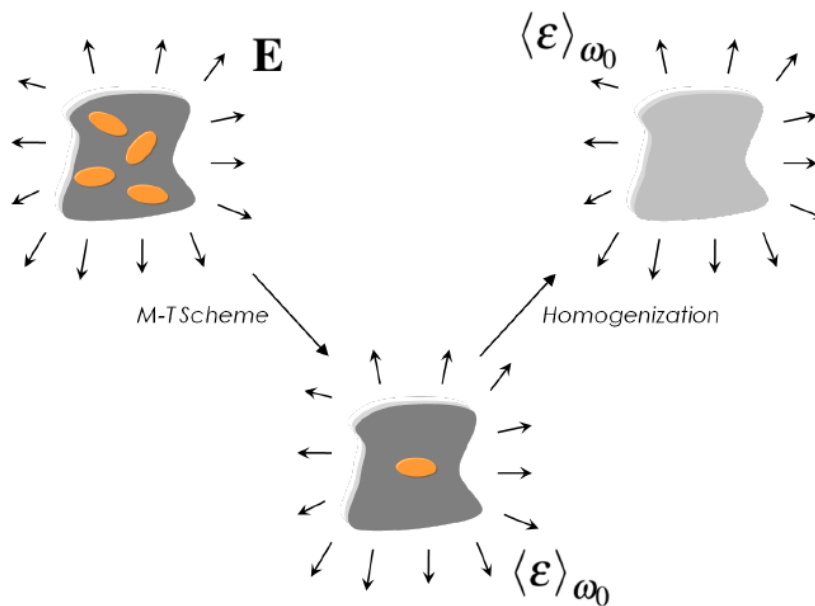


Fig. 33 - Rappresentazione del modello di Mori-Tanaka [45]

Nel caso in cui il volume di fibra nel composito sia molto elevato ed arrivi a valori del 70% o superiori il modello di Mori-Tanaka inizia a fornire risultati meno accurati. Questo è dovuto al fatto che con un volume di fibra elevato le interazioni tra fibra e matrice iniziano a diventare rilevanti e questo effetto è tanto più accentuato tanto più è elevato il volume di fibra. Per compositi ad alto contenuto di fibra si utilizza un altro modello di omogeneizzazione chiamato Double Inclusion Model è stato sviluppato da Nemat-Nasser e Hori nel 1993. L'idea di base dietro tale modello è che attorno ad ogni inclusione di rigidezza C_1 sia presente un rivestimento di rigidezza C_0 e le inclusioni sono immerse in una matrice di rigidezza C_R . Il rivestimento serve a rappresentare gli effetti di interazione tra fibra e matrice e l'omogeneizzazione in questo caso viene svolta considerando tutte e 3 le fasi in modo da rendere più accurata la previsione delle proprietà del composito risultante.

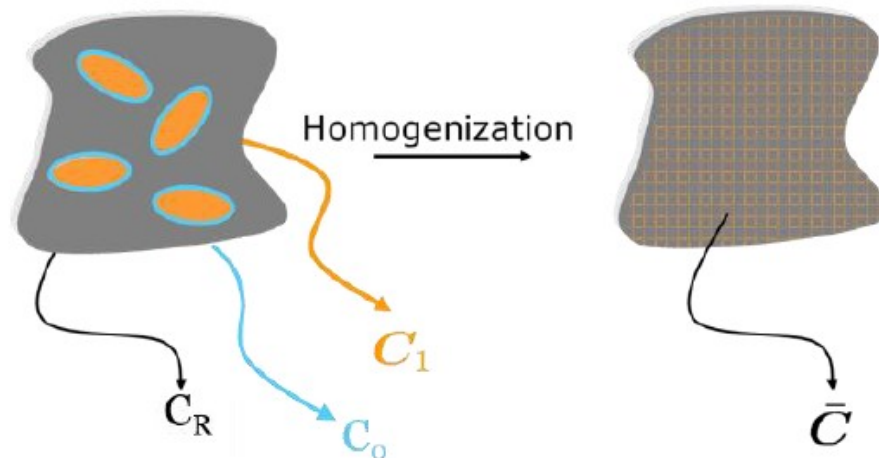


Fig. 34 - Rappresentazione del Double Inclusion Model

4.5 Modello matematico per l'orientazione delle fibre

L'orientazione di una singola fibra può essere descritta come l'orientazione di un vettore $\underline{p} = (p_1, p_2, p_3)$ in un determinato spazio cartesiano. Tale orientazione è descritta da due angoli θ, ϕ che descrivono delle rotazioni rispettivamente rispetto l'asse x e rispetto l'asse z [10]. Le componenti cartesiane del vettore \underline{p} sono rispettivamente:

$$p_1 = \sin \theta \cos \phi \quad (4.11)$$

$$p_2 = \sin \theta \sin \phi \quad (4.12)$$

$$p_3 = \cos \theta \quad (4.13)$$

Lo spazio di orientazione è costituito da tutte le possibili direzioni di \underline{p} e corrisponde ad una sfera di dimensioni unitarie. Con riferimento alla (4.13) è facile capire che se le fibre sono orientate lungo una direzione planare, l'angolo θ assume valore $\pi/2$ e $p_3=0$ per ogni fibra. In tal caso lo spazio d'orientazione diventa un piano ed è rappresentato da un cerchio di dimensioni unitarie

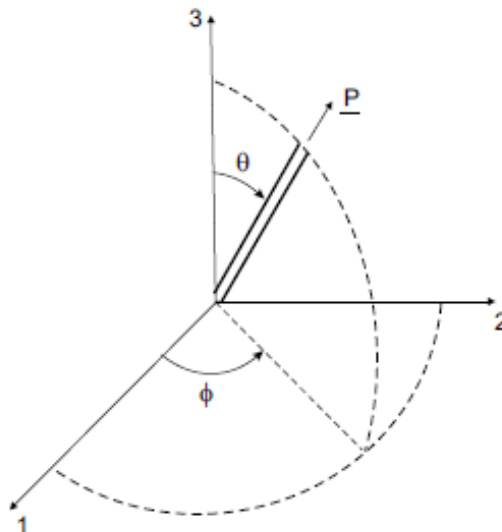


Fig. 35 - Orientazione di una singola fibra nello spazio cartesiano

Nel caso di compositi a fibre orientate come gli UD o Woven, la descrizione dell'orientazione delle fibre può avvenire facilmente tramite il vettore \underline{p} dato che la maggior parte delle fibre sono tutte orientate in solo 1 o 2 direzioni ortogonali tra loro. Nel caso di compositi a fibra corta però, in cui le fibre sono disperse con un'orientazione randomica all'interno della matrice, è necessario ricorrere ad una descrizione di tipo statistico. Si introduce quindi una funzione densità di probabilità $\psi(\theta, \phi)$ (in forma vettoriale $\psi(\underline{p})$) che fornisca una misura dello stato di

orientazione delle fibre in una determinata posizione nel composito. Secondo tale definizione, la probabilità di trovare una fibra tra gli angoli $(\theta, \theta+d\theta)$ e $(\phi, \phi+d\phi)$ è data da $\psi(\theta, \phi) \sin\theta d\theta d\phi$. Questa distribuzione deve rispettare due condizioni:

dev'essere periodica;

$$\psi(\theta, \phi) = \psi(\pi - \theta, \phi + \pi) \quad (4.14)$$

deve garantire che ogni fibra abbia un'orientazione, quindi l'integrale della funzione sulla superficie della sfera d'orientazione dev'essere unitario;

$$\int_0^{2\pi} \int_0^\pi \psi(\theta, \phi) \sin\theta d\theta d\phi = 1 \quad (4.15)$$

Un alternativa più efficiente per descrivere l'orientazione di un certo numero di fibre è quella proposta da Advani e Tucker [10] che prevede l'utilizzo di tensori dell'orientazione: un tensore dell'orientazione del secondo ordine

$$a_{ij} = \langle p_i \otimes p_j \rangle = \int \psi(\mathbf{p}) p_i p_j d\mathbf{p} \quad (4.16)$$

ed un tensore dell'orientazione del quarto ordine

$$a_{ijkl} = \langle p_i \otimes p_j \otimes p_k \otimes p_l \rangle = \int \psi(\mathbf{p}) p_i p_j p_k p_l d\mathbf{p} \quad (4.17)$$

Dove \otimes rappresenta il prodotto tensoriale. Le componenti dei due tensori dell'orientazione si ottengono quindi dalla media delle orientazioni date dai prodotti delle componenti del vettore \mathbf{p} .

Il tensore dell'orientazione del secondo ordine gode di due proprietà; il tensore è simmetrico

$$a_{ij} = a_{ji} \quad (4.18)$$

e la sua traccia è unitaria.

$$a_{11} + a_{22} + a_{33} = 1 \quad (4.19)$$

Di conseguenza, solo cinque componenti risultano indipendenti. Nel caso planare il tensore si riduce a quattro componenti di cui solo due indipendenti. Gli autovettori di a_{ij} rappresentano le direzioni principali dello stato d'orientazione mentre gli autovalori stanno ad indicare come le fibre sono distribuite lungo le 3 direzioni principali [47]. È chiaro quindi che la rappresentazione tramite tensori consente di descrivere il campo di orientazione tramite un numero finito di parametri discreti e non più tramite una funzione di due variabili. Il significato degli

elementi del tensore dell'orientazione non è altro che la probabilità di trovare delle fibre orientate nelle varie direzioni. Se le fibre sono distribuite uniformemente si ha $a_{11}=a_{22}=a_{33}$ e $a_{12}=a_{23}=a_{31}=0$ e il tensore è diagonale. Successivamente sono mostrati alcuni tipici tensori dell'orientazione del secondo ordine.

Orientazione completamente random nello spazio:

$$a_{ij} = \begin{bmatrix} \frac{1}{3} & 0 & 0 \\ 0 & \frac{1}{3} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{1}{3} \end{bmatrix}$$

Orientazione completamente random nel piano:

$$a_{ij} = \begin{bmatrix} \frac{1}{2} & 0 \\ 0 & \frac{1}{2} \end{bmatrix}$$

Orientazione preferenziale lungo un'unica direzione nello spazio:

$$a_{ij} = \begin{bmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{bmatrix}$$

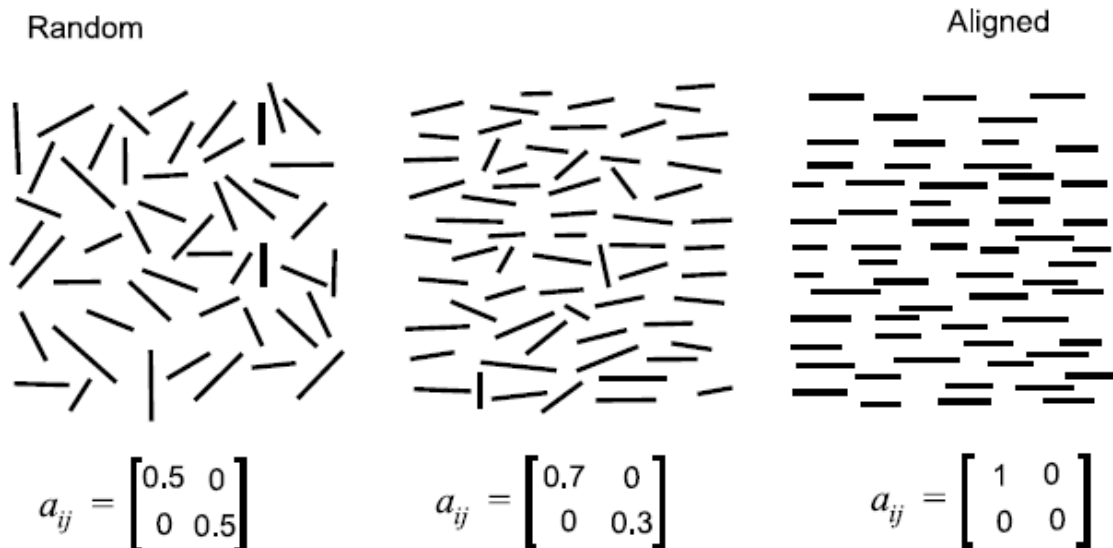


Fig. 36 - Alcuni tensori dell'orientazione e loro rappresentazione

In generale, nei comuni software per simulazioni di processo come Moldex3D in output viene fornito solo il tensore dell'orientazione del secondo ordine e non quello del quarto ordine. Per poter svolgere accuratamente delle analisi su manufatti contenenti una determinata orientazione delle fibre in alcuni casi è sufficiente la conoscenza del tensore del secondo ordine mentre in altri casi i software di omogeneizzazione necessitano della conoscenza di entrambi i tensori. Ad esempio, un processo di omogeneizzazione di un composito lineare elastico con matrice isotropa necessita anche del tensore del quarto ordine.

In tal caso è necessario ricavare il tensore a_{ijkl} a partire dalla conoscenza del tensore del secondo ordine a_{ij} , questo problema è chiamato "closure problem". La soluzione in forma chiusa di tale problema esiste solo in due casi specifici: orientazione completamente randomica delle fibre e fibre unidirezionali.

Nel caso di orientazione randomica la soluzione è chiamata *Linear Closure*:

$$a_{ijkl}(a_{ij}) = \alpha_l \mathbf{1} \otimes \mathbf{1} + 2(\alpha_l - \beta_l) \mathbf{I} + \beta_l (\mathbf{1} \otimes a_{ij} + a_{ij} \otimes \mathbf{1}) + 2\beta_l [\mathbf{I}(a_{ij} + \mathbf{1}) - \mathbf{I}(a_{ij})] \quad (4.20)$$

Dove $\alpha_l = -\frac{1}{35}$ e $\beta_l = \frac{1}{7}$ per problemi tridimensionali mentre $\alpha_l = -\frac{1}{24}$ e $\beta_l = \frac{1}{6}$ per problemi bidimensionali.

Nel caso di fibre unidirezionali la soluzione è chiamata *Quadratic closure*:

$$a_{ijkl}(a_{ij}) = a_{ij} \otimes a_{ij} \quad (4.21)$$

In tutti gli altri casi invece la soluzione in forma chiusa non esiste ed è necessario ricorrere ad una soluzione approssimata. In particolare, Digimat utilizza una soluzione denominata *hybrid closure approximation*:

$$a_{ijkl}(a_{ij}) = (1 - f) a_{ijkl}(a_{ij}) + f a_{ijkl}(a_{ij}) \quad (4.22)$$

Dove $f = 1 - N_h \det(a_{ij})$, $N_h = 27$ per problemi tridimensionali e $N_h = 4$ per problemi bidimensionali.

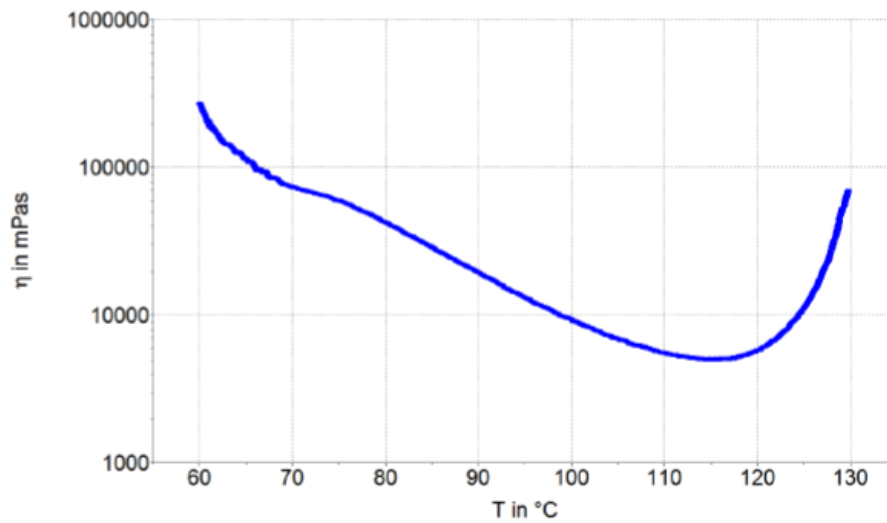
4.6 Materiale utilizzato

Il materiale scelto per lo svolgimento dell'analisi e dei successivi test alla pressa è il GG630IMP503ZHT, un preimpregnato a resina epossidica con tessitura Twill prodotto da Impregnatex Compositi. Questo materiale è ampiamente utilizzato all'interno di HP Composites, il sistema di resina (IMP503ZHT) è stato sviluppato appositamente per ottenere manufatti estetici di tipo "carbon-look" e questo rende il preimpregnato molto utilizzato nella produzione delle parti di carrozzeria delle autovetture sportive. La denominazione HT sta per High Temperature e sta ad indicare che il materiale è adatto ad utilizzi anche ad alte temperature di esercizio a differenza della sua controparte IMP503Z. Il preimpregnato è disponibile in diverse grammature, partendo dai 204 g/m² fino a oltre 1000 g/m², per una semplice questione di reperibilità del materiale si è scelto di utilizzare una grammatura di 630g/m².

Di seguito sono riportate alcune proprietà del sistema di resina ottenute dai datasheet rilasciati dal produttore, la sua curva di viscosità e alcuni cicli di cura da svolgere in autoclave consigliati.

Proprietà IMP503ZHT		
Tipo di resina	Estetica tenacizzata	
Densità resina curata	1.15÷1.25	g/cm ³
Gel time a 125°C	6÷8	Minuti
Gel time a 110°C	20÷25	Minuti
Tack	Medio	
Contenuto di vuoti	<1%	
Shelf-life a Temperatura ambiente (23°C)	5	settimane
Shelf-life in congelatore (-18°C)	1	anno

Tabella 1 - Proprietà resina IMP503ZHT



HAAKE RheoWiz 4.41.0000

Rampa di salita: 3°C/'

Frequenza di rotazione: 0.2 Hz

Grafico 1 - Curva di viscosità della resina IMP503ZHT

La curva di viscosità è stata misurata tramite analisi dinamico-meccanica DMA (Dynamic Mechanical Analysis) che consente di ottenere le proprietà viscoelastiche del materiale sottoponendolo ad un carico sinusoidale. Le proprietà sono estratte in funzione di temperatura, tempo e frequenza del carico. La viscosità minima della resina si raggiunge intorno ai 115 °C ed ha un valore di circa 4000 mPas.

Cicli di cura consigliati dal produttore		
Temperatura	Tempo	Tg ottenibile
110°C	2 h	120÷125
125°C	1.5 h	130÷135
135°C	1.5 h	140÷145

Tabella 2 - Cicli di cura consigliati IMP503ZHT

Nel datasheet sono inoltre state fornite alcune proprietà meccaniche del preimpregnato in funzione della grammatura e del contenuto percentuale di fibra e resina. Le proprietà riportate nel datasheet sono relative ad un contenuto in volume di resina normalizzato del 37%, i ritagli utilizzati in questa tesi sono stati ottenuti di diversi rotoli di materiale ma tutti con un contenuto in resina del 37%. I valori contenuti nei datasheet sono perciò considerati affidabili.

		GG630T - 12K		
MATRIX IMP503Z-HT			ACTUAL FIBER VOLUME FRACTION	NORMALIZED TO PREPREG NOMINAL RESIN CONTENT 37% BY WEIGHT
Tensile strength	0°	MPa	730 [61%]	654 [54.5%]
Tensile modulus		GPa	60 [61%]	54 [54.5%]
Tensile strength	90°	MPa	690 [61%]	625 [54.5%]
Tensile modulus		GPa	57 [61%]	50 [54.5%]
Elongation	0°	%	1.21 [61%]	-
Elongation	90°	%	1.21 [61%]	-
Poisson's ration	0°		0.054 [61%]	-
Poisson's ration	90°		0.051 [61%]	-
Poisson's ration	±45°		0.71 [61%]	-
Compression strength	0°	MPa	570 [65%]	486 [54.5%]
Compression modulus		GPa	69 [65%]	58 [54.5%]
Compression strength	90°	MPa	565 [65%]	474 [54.5%]
Compression modulus		GPa	69 [65%]	58 [54.5%]
In-plane shear strength		MPa	71 [61%]	-
In-plane shear modulus		GPa	4.6 [61%]	-
ILSS		MPa	59 [65%]	-

Fig. 37 - Proprietà meccaniche GG630IMP503ZHT

Nella modellazione del materiale è stato però necessario conoscere separatamente le proprietà di fibra e matrice, in questo caso le proprietà non sono disponibili nei datasheet redatti da Impregnatex Compositi ed è stata necessaria un'ulteriore ricerca. Per la matrice non sono stati trovati ulteriori riferimenti, sono quindi state utilizzate delle proprietà generiche di una resina epossidica disponibili in vari testi come [3], [10]. Per quanto riguarda le fibre l'unico dato disponibile è stato trovato nei datasheet di un altro fornitore di HP Composites, ed è stato il modulo a trazione, pari a 239 GPa. Gli altri dati sono stati ottenuti da delle ricerche in letteratura e sono riportati nel paragrafo 4.8.

4.6.1 Test Preliminari per la scelta del materiale

La scelta del materiale è stata fatta in seguito a dei test di compressione svolti utilizzando le presse nel reparto R&D di HP Composites. I test sono stati svolti utilizzando uno stampo in alluminio già presente nel reparto, raffigurante il profilo di una vettura sportiva. Questo stampo è stato precedentemente utilizzato da HP Composites per realizzare componenti estetici realizzati con materiali innovativi da esporre nelle fiere di settore.

Nello svolgimento dei test sono stati utilizzati diversi materiali e parametri di processo al fine ottenere delle conoscenze iniziali per lo studio del processo di Compression Molding. Oltre all'utilizzo del solo materiale di scarto derivante dagli sfridi delle macchine da taglio, si è anche provato ad utilizzare una combinazione "ibrida" di materiale di scarto e prepreg vergine, utilizzato come pelle estetica. Il processo svolto è molto semplice e si compone delle seguenti fasi:

1. Taglio del prepreg in chips di varie dimensioni
2. Stoccaggio dei ritagli in congelatore tramite appositi sacchetti ermetici con inserimento di talco nei sacchetti per evitare l'incollaggio delle chips tra loro
3. Inserimento delle chips all'interno dello stampo preriscaldato andando a massimizzare l'area coperta dalle chips
4. Preriscaldamento delle chips dai 2 ai 5 secondi
5. Chiusura graduale dello stampo

L'utilizzo del talco ha sicuramente un effetto inquinante sul manufatto finale ma è necessario nel caso di stoccaggio per lunghi periodi al fine di garantire che le chips, specialmente in caso di materiali ad elevato Tack, non vadano a formare degli agglomerati incollandosi tra loro.



Fig. 38 - Inserimento nello stampo di chips con grammatura di 1250g/m^2

Nel caso di stampate con pelle estetica esterna al processo è da aggiungere una fase di preformatura della pelle estetica. Tale fase consiste nel laminare uno strato di pelle estetica su uno stampo maschio e successivamente stoccare in congelatore la preforma e lo stampo, mantenendoli sottovuoto. In questo modo lo strato estetico assume la forma della vettura.



Fig. 39 - Preformatura della pelle estetica

La lista dei test effettuati alla pressa è contenuta nella tabella successiva, il materiale identificato come “random” è costituito da fibre corte disperse in una resina epossidica. Il ply costituente la preforma in tal caso è stato realizzato alla pressa come un mat posizionando il materiale su una superficie piana e applicando una pressione di 120 bar a 50°C.

Test	Materiali	Grammatura (g/m ²)	Tessitura	Massa (g)	Dimensione (cm)	Ciclo	P (bar)
1A	GG 380 DT121H	380	Twill	82	1,5x1,5	90 min/130 °C	120
	LTC210-1-C(t)- 1000 (scaduto)	1000	Twill				
2A	CC 630 E3	630	Twill	75.2	1x1	90 min/130 °C	120
	GG 630 X1	600	Twill				
3A	GG 380 IMP 504z	380	Plain	73	1x1	90 min/120 °C	120
	GG 230 IMP 503z	230	Twill				
4A	1250 X1	1250	Twill	75.3	1x1	150 min/130 °C	120
	1250 E3	1250	Twill				
5A	GG 630 IMP 503zHT	630	Twill	72	1x1	90 min/130 °C	130
	CC 630 E3	630	Twill				
6A	GG 204P IMP 503Z HT	204	Plain	75.2	1x1	90 min/130 °C	140
	GG 200P DT121H	200	Plain				
7A	1250 X1	1250	Twill	75.4	0,5x0,5	90 min/130 °C	280
	1250 E3	1250	Twill				

1B	GG 630 IMP 503ZHT	630	Twill	73.3	1x1	90 min/120°C	190
	CC 630 E3	630	Twill				
2B	GG 630 IMP 503ZHT	630	Twill	48 Preforma, 33 carica	1x1	90 min/130 °C	180
	GG 630 IMP 503ZHT	630	Plain				
3B	GG 630 IMP 503zHT	630	Twill	59 preforma, 35 carica	1x1	60 min/125°C	90
4B	GG 630 IMP 503z	630	Twill	56 preforma, 44 carica	1x1	60 min/125°C	120
5B	GG 630 IMP 503z + Random	630 + Random	Twill	49 preforma, 26 carica	2x2 + Fibre corte random	60 min/130°C	120

Tabella 3 - Test preliminari effettuati



Fig. 40 - Stampate effettuate

Le prime informazioni che sono emerse da queste stampate preliminari sono che per materiali con grammature superiori agli $800\text{g}/\text{m}^2$ c'è una forte tendenza alla creazione di agglomerati di materiale, di conseguenza non è possibile ottenere un corretto riempimento dello stampo. Inoltre, tali agglomerati tendono a danneggiare lo stampo, creando graffiature e ammaccature, per questo motivo si è scelto di utilizzare uno stampo in acciaio per tutte le stampate successive. La seconda informazione è che nei manufatti con la maggiore finitura estetica e il minor grado di porosità è stata sempre utilizzata la resina IMP503ZHT. In particolare, le porosità visibili ad occhio nudo sono diminuite all'aumentare della

pressione applicata. L'aumento della pressione però ha portato in alcuni test ad una elevata fuoriuscita di resina, creando di conseguenza delle zone in cui la fibra risulta quasi secca, in particolare in corrispondenza delle ruote della vettura. Tali zone sono quelle in cui lo spessore della parte finita è minore e molto probabilmente è questa la causa della mancanza di resina. Le zone delle ruote inoltre costituiscono un punto critico per lo stampaggio con pelle estetica, infatti in tutte le stampate si è riscontrata una stramatura più o meno forte della pelle estetica a seconda del livello di pressione applicata. Ancora una volta questo è probabilmente legato allo spessore molto piccolo della parte, che va a favorire l'effetto di "squeezing" portando ad una distribuzione di pressione che favorisce il flusso di resina nella direzione di uscita dallo stampo. Inoltre, è bene sottolineare che in tutte le vetture stampate si è riscontrato uno spessore non uniforme, dovuto ad una distribuzione non uniforme della pressione di stampaggio, conseguenza della distribuzione non omogenea delle chips. Alla luce di quanto detto, si è scelto di continuare lo studio scegliendo come materiale il prepreg costituito dal sistema di resina IMP503ZHT, visti i migliori risultati estetici ottenuti. Il materiale da utilizzare per lo studio è stato prelevato direttamente dagli scarti derivanti dalle macchine del reparto taglio dell'azienda, in seguito ad un colloquio coi responsabili del reparto si è convenuto che la grammatura di 630g/m^2 è tra le più utilizzate e quindi tra le più probabili da trovare negli scarti giornalieri.

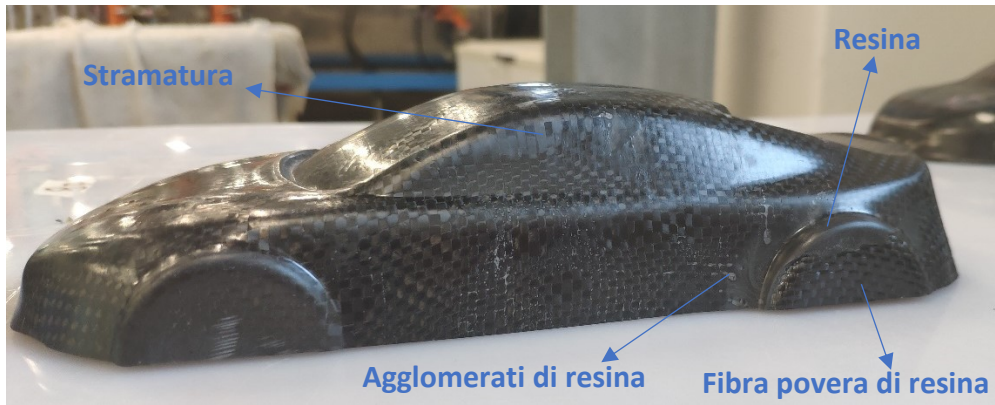


Fig. 41 - Dettaglio dei difetti riscontrati



Fig. 42 - Manufatti col miglior risultato estetico

- a) Tessitura Twill+Plain. b) Tessitura Plain a bassa grammatura. c) Tessitura Twill con verniciatura.
d) Tessitura Plain come pelle estetica. e) - f) Tessitura Twill come pelle estetica.

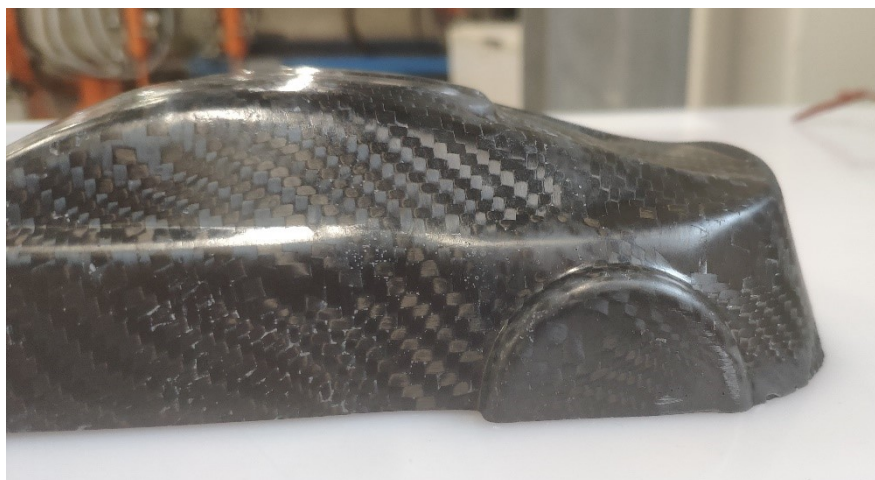


Fig. 43 - Dettaglio della stramatura nelle vetture con pelle estetica

4.7 Svolgimento dell'analisi in Moldex3D

L'analisi svolta su Moldex3D ha lo scopo principale di ottenere la distribuzione dell'orientazione delle fibre (in realtà degli strands) all'interno del manufatto finale. Inizialmente si era pensato di utilizzare Moldex3D anche per lo studio dei parametri di processo da utilizzare poi alla pressa nei test fisici. Non è stato però possibile svolgere questo tipo di analisi in quanto non è stato possibile caratterizzare completamente il comportamento reologico della resina IMP503ZHT in termini di viscosità, cinetica di cura, calore specifico e comportamento PVT (pressione-volume-temperatura). Un'ulteriore problematica è inoltre rappresentata dal fitting dei dati ottenibili da tali attrezzature. I dati infatti vanno raggruppati all'interno di un file *.mtx, estensione proprietaria di Moldex. Il servizio di caratterizzazione del materiale e successivo data fitting è offerto da CoreTech System Co., Ltd, azienda produttrice del software ma i costi sono risultati proibitivi. Per questo motivo si è scelto di utilizzare una material card già presente nel database di Moldex3D che avesse le curve di viscosità il più possibile simili a quelle dell'IMP503ZHT, andando a modificare a mano il tipo di rinforzo e le sue proprietà in modo da adattare al materiale oggetto della tesi. Questo ha creato un'approssimazione non indifferente nella simulazione di processo, che quindi rende meno accurati lo studio della forza di pressata, della temperatura dello stampo e del grado di cura ottenibile. La distribuzione dell'orientazione degli strands invece è meno influenzata dalle proprietà reologiche della resina mentre risulta più dipendente dal percorso del flusso di resina come già anticipato nel Capitolo 2, è quindi possibile svolgere il calcolo del tensore dell'orientazione con un errore accettabile.

La prima fase dell'analisi è stata ovviamente quella di importare il file CAD del componente da stampare ed effettuare la correzione di eventuali difetti nella geometria, in tal caso il componente è una semplice piastra piana di dimensioni 350x350x2,5 mm, con un leggero angolo di sforno pari a 2°. Successivamente il tipo di analisi da svolgere è stata impostata su Compression Molding in modo che nel software venga attivato un workflow dedicato ed è stata impostata la Compression Zone. Questa zona rappresenta nel software quel volume di controllo 3D nel quale verrà applicata la pressione necessaria a svolgere la stampata. Nella definizione della compression zone è necessario definire la direzione di compressione, l'estensione spaziale del volume e la superficie del pezzo da stampare da cui far partire la compression zone.

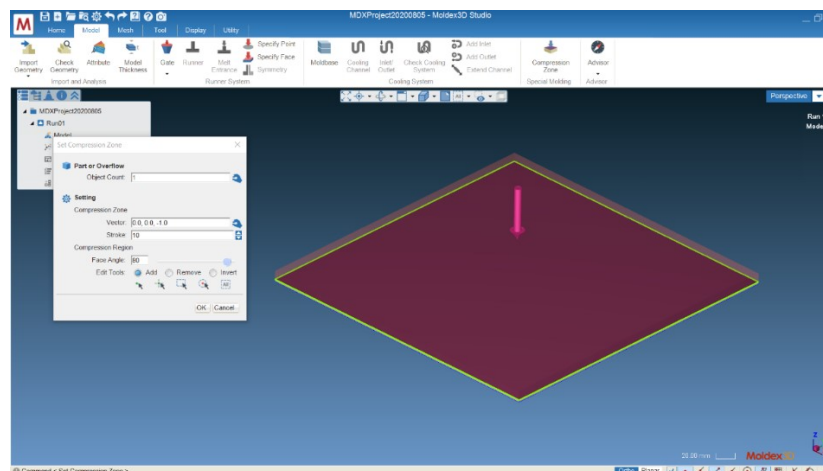


Fig. 44 - Definizione della compression zone in Moldex3D

A questo punto è stata impostata la carica, che rappresenta il materiale inserito nello stampo e che subirà successivamente il processo di stampaggio a compressione. Dato che lo stampo rappresentato in questo modello è uno stampo piano, la carica è stata modellata semplicemente come un rettangolo di materiale con dimensioni di 172x350x10mm. La scelta delle dimensioni della carica è stata fatta secondo 3 vincoli:

- Volume della carica circa uguale a quello dello stampo da riempire
- Riempimento della superficie di stampo del 60% circa
- Ottenimento di un flusso di resina monodirezionale

La carica è stata quindi creata e posizionata in modo tale da garantire che il flusso di resina fosse vincolato nella direzione y e potesse esserci flusso solo nella direzione x. Questa scelta è dovuta al fatto che si è voluto confrontare le proprietà meccaniche ottenibili nella direzione del flusso con le proprietà nella direzione perpendicolare, in modo da vedere il diverso effetto dato dall'allineamento delle fibre.

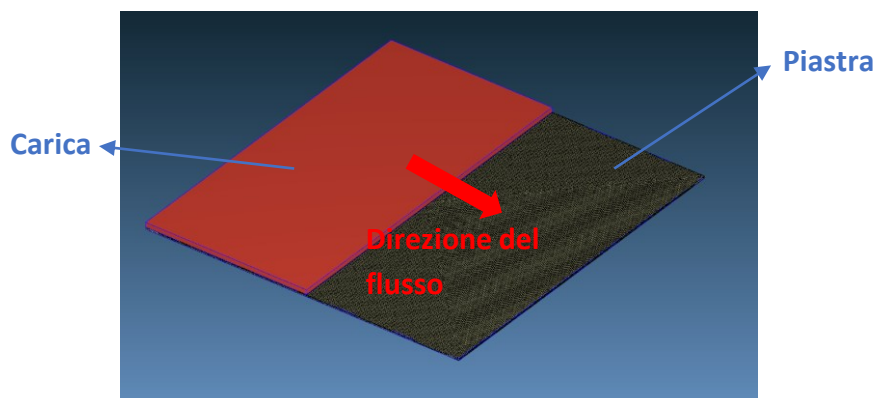


Fig. 45 - Carica di materiale in Moldex3D

Il passo successivo è stato la creazione della mesh di processo. Nel procedimento di meshing sono stati discretizzati sia la parte da stampare sia la compression zone dato che anch'essa rappresenta un volume di controllo. La mesh utilizzata da Moldex3D è una mesh ibrida denominata BLM o Boundary Layer Mesh, è costituita da una serie di layer di elementi prismatici a 8 nodi sul bordo che formano un "sandwich" con all'interno degli elementi tetraedrici. Questo tipo di mesh è in grado di aumentare enormemente l'accuratezza del processo nel caso in cui i fenomeni viscosi siano dominanti nel modello fisico. La BLM infatti è sviluppata appositamente per rappresentare lo strato limite che si forma sulla superficie di un fluido viscoso in moto (da cui la denominazione Boundary Layer) e di conseguenza si presta molto bene alla modellazione di un fluido ad alta viscosità come una resina epossidica.

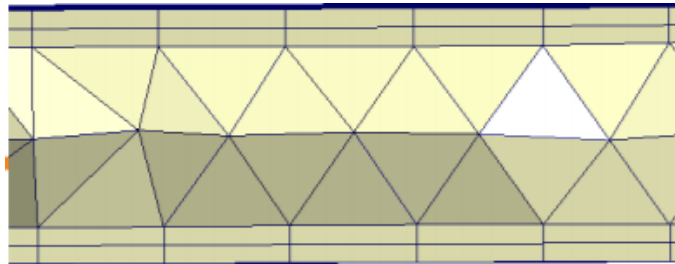


Fig. 46 - Esempio di mesh BLM

La mesh BLM è stata utilizzata nella discretizzazione della parte da stampare mentre la compression zone è stata modellata più semplicemente con degli elementi prismatici dato che all'interno di tale volume non sono presenti effetti viscosi predominanti. In questo modo i tempi di calcolo risultano fortemente ridotti. Per la mesh BLM sono stati utilizzati 3 layer nello strato limite mentre nella mesh prismatica della compression zone sono stati definiti 20 layer lungo lo spessore. Il seeding della mesh è stato impostato al valore di 2 in modo da ottenere un numero di elementi tali da garantire un'analisi sufficientemente accurata. In questo modo si è ottenuta una mesh solida costituita da un totale di 1 063 994 elementi, di cui 358 794 appartenenti alla piastra e 705 200 appartenenti alla compression zone. Il numero di elementi risulta sicuramente molto elevato e questo ha sicuramente influito sui tempi di calcolo ma da precedenti analisi tale numero è risultato necessario per ottenere una stima accettabile del tensore dell'orientazione in ogni elemento.

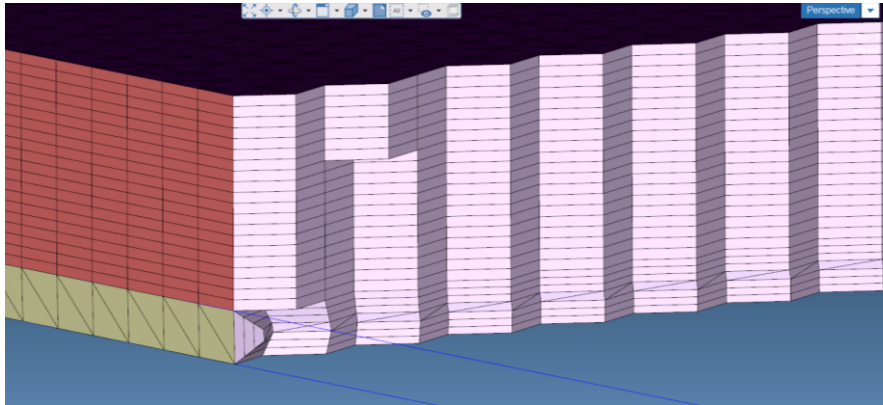


Fig. 47 - Dettaglio della BLM mesh

Per lo svolgimento della simulazione è necessario associare alla carica il materiale che subirà il processo di compression molding. Nell'impostazione del materiale in Moldex3D è possibile percorrere tre vie:

- Utilizzo di un materiale preso dalla libreria di Moldex3D
- Caricamento di un file *.mtx esterno
- Creazione manuale delle curve del materiale tramite appositi modelli matematici contenuti nel Material Wizard

Come già anticipato, non è stato possibile caratterizzare il materiale in modo da ottenere il file *.mtx, inoltre anche la calibrazione manuale delle proprietà reologiche tramite modelli matematici è risultata impraticabile per via della complessità dei dati necessari. Si è quindi scelto di utilizzare un materiale già disponibile nella libreria Material Wizard di Moldex3D, tale libreria è molto vasta ed è organizzata per produttori, contiene al suo interno una gran quantità di materiali che sono stati precedentemente caratterizzati per i clienti di CoreTech System Co., Ltd. Oltre ai materiali caratterizzati sono inoltre presenti dei modelli di materiale appositamente sviluppati dai produttori del software, pensati come materiali generici da utilizzare come punto di partenza per le analisi in cui il materiale non sia del tutto caratterizzato. Tali materiali sono appunto denominati CAE e le loro proprietà sono modificabili manualmente a seconda delle necessità. Il materiale scelto è denominato CAE-EMC-2 ed è costituito da una resina epossidica fibro-rinforzata. La scelta del materiale è stata fatta basandosi sulle curve di viscosità, infatti l'andamento della viscosità del CAE-EMC-2 risulta il più simile a quello della resina IMP503ZHT, è bene però far notare che la curva di viscosità dell'IMP503ZHT riportata nei datasheet è stata ottenuta con una rampa di 3°C/min mentre la rampa più piccola riportata nelle curve di CAE-EMC-2 è di 10°C/min.

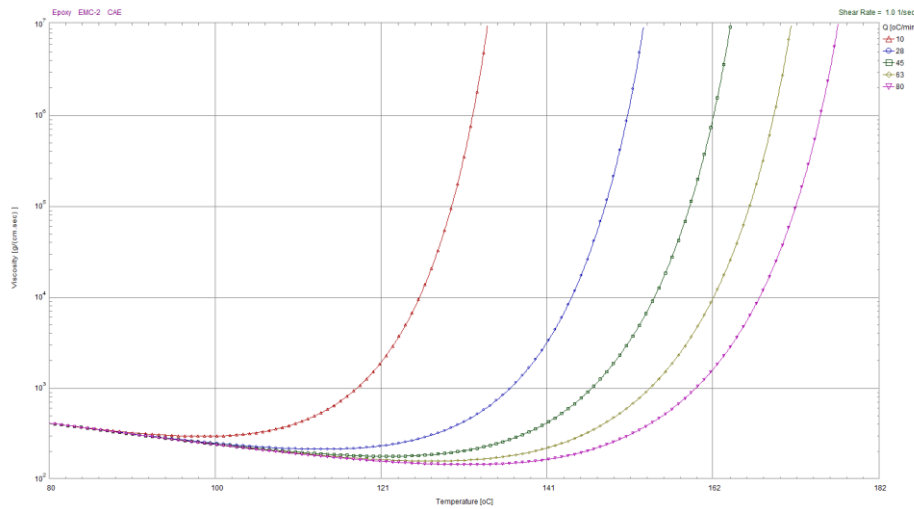


Fig. 48 - Curva di viscosità di CAE-EMC-2 dalla libreria di Moledx3D

Per adattare questo materiale al tipo di utilizzato nella tesi il tipo di rinforzo e le sue proprietà meccaniche sono state modificate. Il tipo di rinforzo è stato cambiato da “Fiber-Filled Composite” a “Flake-Filled composite”, questo tipo di rinforzo è quello che più si avvicina ad un materiale DFC costituito da rinforzi sottoforma di ritagli. I Flake composite infatti non sono altro che dei compositi in cui i rinforzi hanno la forma di lamine disperse nella matrice, tali lamine sono approssimabili da una forma ellissoidale ed hanno dimensioni di gran lunga maggiori rispetto ai rinforzi particellari. La differenza rispetto al caso reale sta nel fatto che in questo caso si stanno considerando dei rinforzi costituiti da pura fibra dispersi in una matrice di resina, mentre nel caso reale la matrice è parte integrante delle chips di prepreg. Le proprietà del rinforzo sono state ottenute dai datasheet precedentemente disponibili e da ricerche in letteratura e sono riportate nella figura successiva.

Polymer density	1200	Kg/m ³
Polymer Poisson's ratio	0.3	-
Polymer Modulus E	3.2e+009	Pa
Polymer CLTE	3.2e-007	1/K
Flake weight percentage	48	%
Flake density	1800	Kg/m ³
Flake Poisson's ratio	0.3	-
Flake Modulus E	2.39e+011	Pa
Flake CLTE	1e-005	1/K
Flake aspect ratio (T/D)	1	-

Fig. 49 - Proprietà del Flake Composite

Le altre proprietà del materiale necessarie allo svolgimento dell'analisi sono le proprietà reologiche relative a viscosità, cinetica di cura e PVT (pressione-volume-temperatura). Tali proprietà sono state mantenute di Default in quanto i dati necessari risultano molto complessi e non è stato possibile ottenerli. La descrizione dell'andamento di suddette proprietà in Moldex3D avviene tramite i modelli matematici introdotti nei capitoli precedenti. La viscosità è descritta tramite il Modello di Castro-Macosko (paragrafo 2.3), la cinetica di cura tramite il modello Combinato di Kamal-Sourour (paragrafo 1.2.2) e le proprietà PVT sono descritte tramite il modello di Tait-C. La capacità e la conduttività termica sono invece state mantenute costanti.

Step 2: Viscosity

Castro Macosko Model

$$\eta = \eta_0 \cdot \left(\frac{\alpha_g}{\alpha_g - \alpha} \right)^{c1+c2\alpha}$$

$$\eta_0 = A \cdot \exp\left(\frac{Tb}{T}\right)$$

$$Tb = \frac{E_a}{R}$$

ALHPAg	0.69	-
C1	6.9179	-
C2	1.9442	-
A	0.01682	g/(cm.sec)
Tb	3570.21	K
Note:	Viscosity Unit	g/(cm.sec)

Fig. 50 - Modello di Castro-Macosko e suoi parametri in Moldex3D

Step 6: Curing Kinetics

Combined Model

$$\frac{d\alpha}{dt} = (Ka + Kb \cdot \alpha^n) (1-\alpha)^m$$

$$Ka = A \cdot \exp\left(\frac{-Ta}{T}\right)$$

$$Kb = B \cdot \exp\left(\frac{-Tb}{T}\right)$$

$$Ta = \frac{Ea}{R}, Tb = \frac{Eb}{R}$$

$$\rho C_p \left(\frac{\partial T}{\partial t} + u \nabla T \right) =$$

$$\nabla(k \nabla T) + \eta \dot{\gamma}^2 + \rho \left(\frac{dH}{d\alpha} \frac{\partial \alpha}{\partial t} \right)$$

m	0.39	-
n	1.12	-
A	15426	1/sec
B	1.0886e+007	1/sec
Ta	8332.76	K
Tb	8332.76	K
dH	5.42e+008	erg/g

Fig. 51 - Modello combinato di Kamal-Sourour e suoi parametri in Moldex3D

Step 3: PVT

Tait-C

$$\hat{V} = \hat{V}' \cdot (1 - \zeta \cdot C')$$

$$\hat{V}' = \hat{V}_0 [1 - C \alpha_n (1 + P/B)]$$

$$\hat{V}_0 = b_1 + b_2 T$$

$$B = b_3 \exp(-b_4 T)$$

$$C = 0.0994$$

b1	0.5	cc/g
b2	4.8e-005	cc/(g.K)
b3	1e+009	dynes/cm²
b4	0.0013	1/K
Zeta	0.013	-

Fig. 52 - Modello di Tait-C e suoi parametri in Moldex3D

Sono stati poi settati i parametri di processo tramite il Process Wizard tool presente nel software. I parametri di processo che possono essere settati dal software nel caso di compression molding sono:

- Tempo di compressione (in s)
- Massima velocità di compressione (in mm/s)
- Massima forza di compressione (in tonnellate-forza)
- Temperatura iniziale della resina (in °C)
- Temperatura dello stampo (°C)
- Eventuale grado di cura iniziale della resina
- Eventuale tempo di preriscaldamento (in s)

In particolare, la forza e la velocità di compressione possono essere settati tramite dei profili di carico variabili nel tempo. Per lo svolgimento della simulazione tali parametri sono stati mantenuti ad un valore costante, il tempo di compressione e la velocità di compressione massima sono stati settati basandosi sulle presse disponibili in HP Composites. La temperatura dello stampo è stata impostata a 175°C, tale temperatura non rispecchia il caso reale per via del differente sistema di resina utilizzato ed è stata calcolata automaticamente dal software in base al materiale impostato per l'analisi. Il tempo di preriscaldamento è stato impostato a due secondi come nel processo di compressione reale. Inoltre, nel software è possibile impostare il tempo di apertura dello stampo e la temperatura dell'aria per la fase di raffreddamento, questi parametri sono stati impostati rispettivamente a 5 secondi e 25°C.

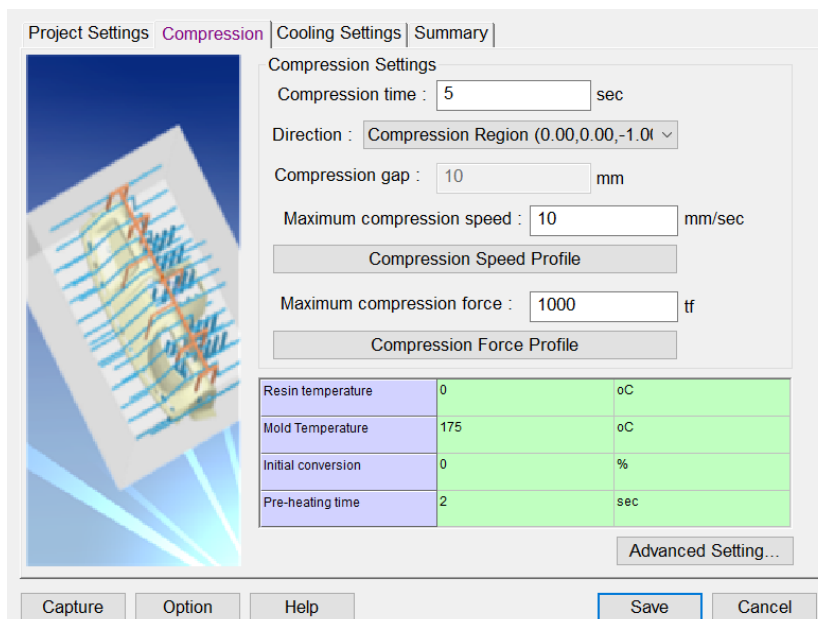


Fig. 53 - Parametri di processo per l'analisi in Moldex3D

Per ottenere in output l'orientazione delle fibre in ogni elemento di mesh è necessario richiedere al software di svolgere un'analisi dell'orientazione, questa operazione è stata svolta tramite il Computation Parameter Wizard tool di Moldex3D. Da questo tool è inoltre possibile impostare un eventuale effetto gravitazionale nel modello, che però è stato trascurato in quanto influente ai fini dell'analisi. Sempre tramite lo stesso tool è stato impostato il tipo di elementi di mesh utilizzati come elementi lineari, è stato scelto il modello di micromeccanica da utilizzare, cioè il modello di Mori-Tanaka e sono stati impostati i parametri relativi al modello idrodinamico di Jeffery.

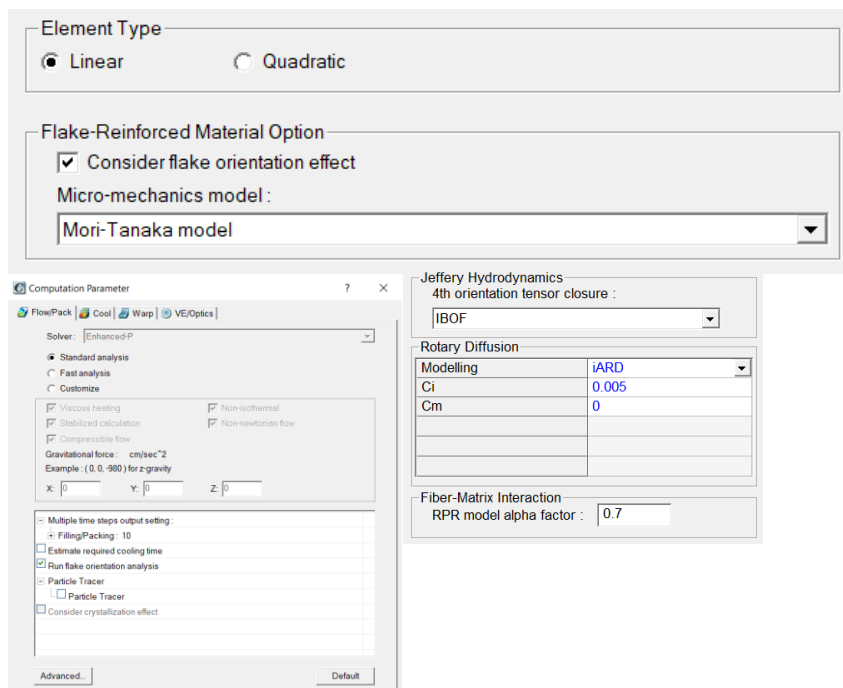


Fig. 54 - Computation Parameters in Moldex3D

A questo punto è stata svolta la simulazione impostando il tipo di analisi su "Filling". Su Moldex possono essere svolti diversi tipi di analisi denominati Filling, Warpage, Stress ecc. La differenza sta nel tipo di output che viene fornito, ad esempio se si vogliono calcolare le tensioni residue dovute al processo di stampaggio si sceglierà una Stress analysis. In questa tesi si è scelto di svolgere una Filling Analysis in quanto l'output desiderato è l'orientazione delle fibre. I Risultati dell'analisi sono visibili nelle pagine successive.

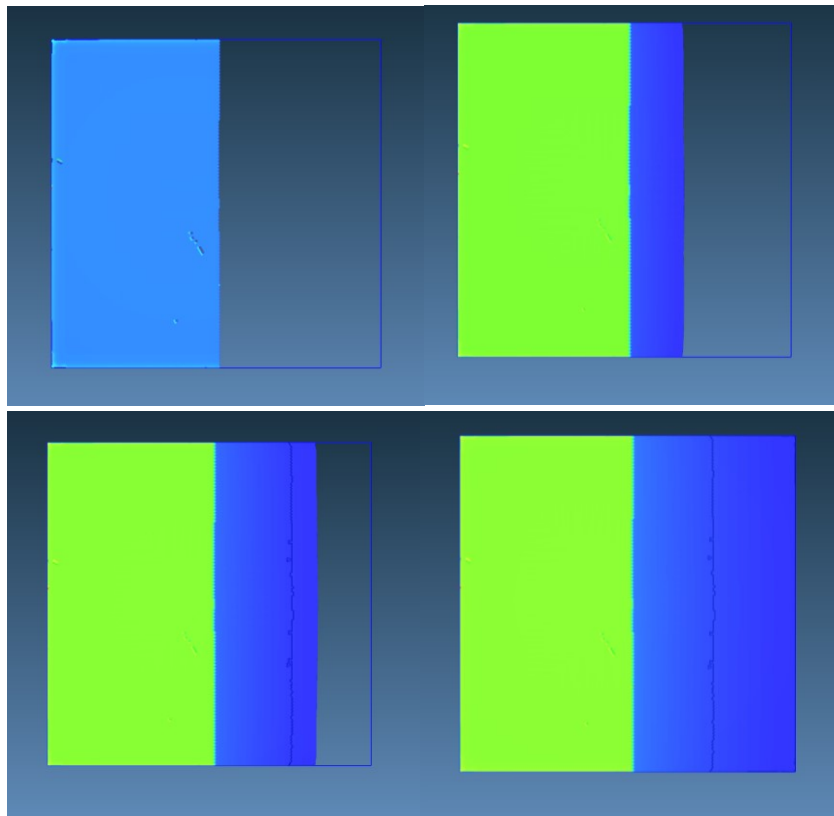


Fig. 55 - Avanzamento del fronte fluido in Moldex3D

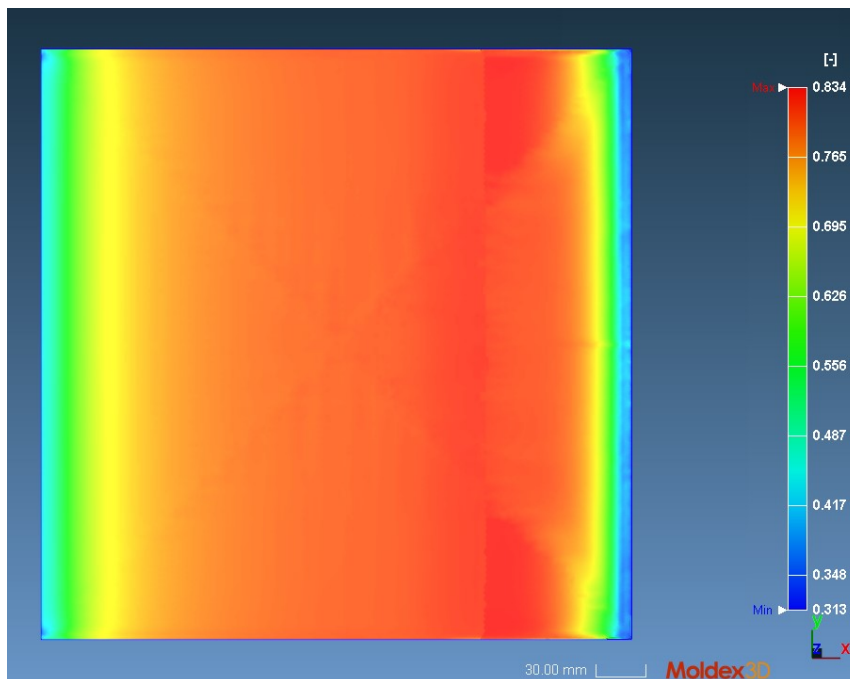


Fig. 56 - Orientazione delle fibre in X (a11)

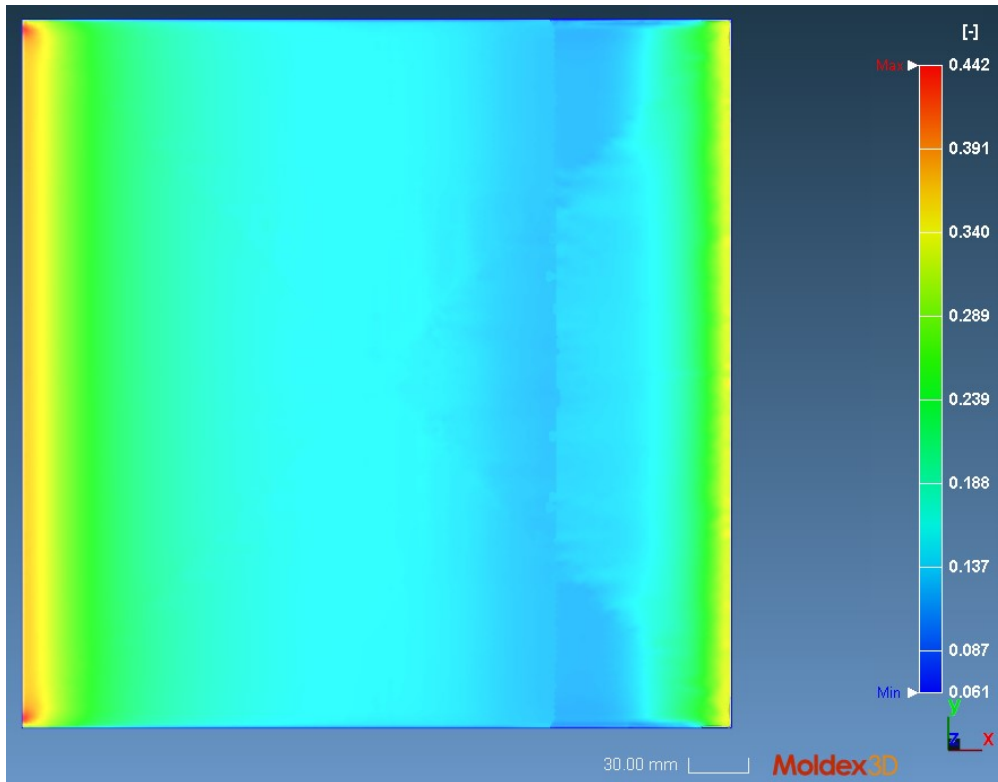


Fig. 57 - Orientazione delle fibre in Y (a_{22})

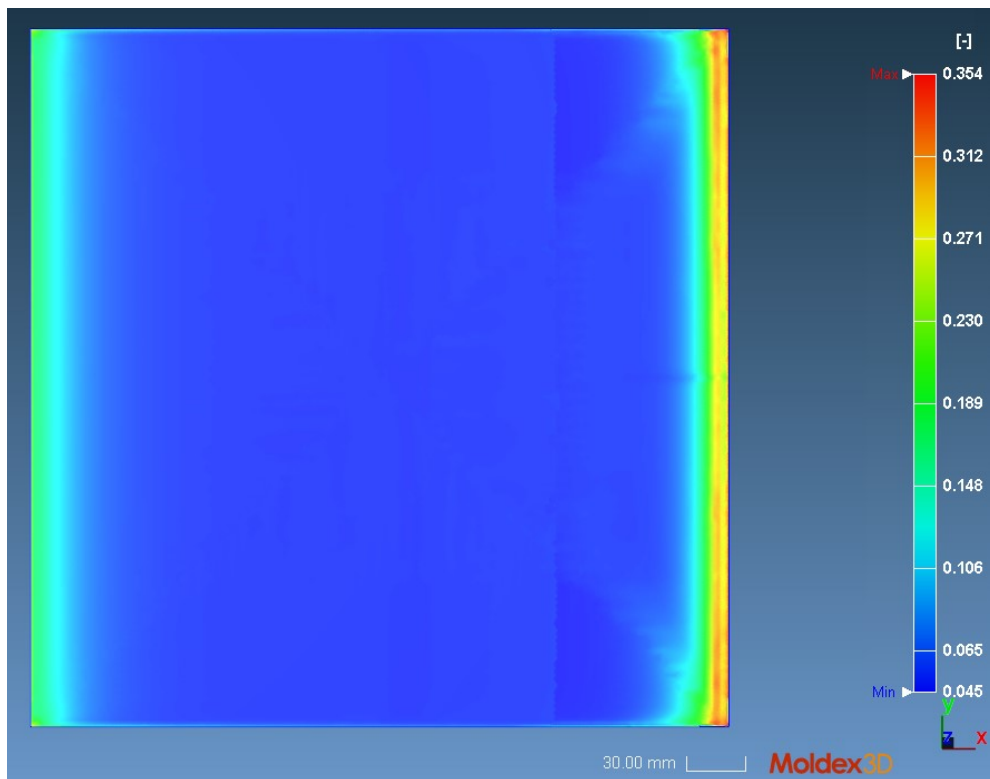


Fig. 58- Orientazione delle fibre in Z (a_{33})

L'informazione dell'orientazione delle fibre in ogni elemento è contenuta in un file di estensione *.o2d automaticamente generato da Moldex3D al completamento dell'analisi. Per esportare tale file da Moldex in un formato leggibile da altri solutori FEA è stata utilizzata la "FEA Interface" presente nel software. Da questa interfaccia è possibile selezionare il tipo di output file da esportare, il solutore di destinazione e il tipo di mesh da esportare. I solutori esterni supportati sono Abaqus, Ansys, Nastran, Optistruct, Ls-Dyna ecc. Per lo svolgimento della tesi è stato scelto Abaqus come solutore esterno, la mesh è stata esportata in formato "mapped". La scelta di questo formato è dovuta al fatto che in genere le simulazioni di processo come injection e compression molding richiedono un numero di elementi di gran lunga maggiore rispetto alle mesh strutturali. Di conseguenza, anche se la mesh di processo fosse importata correttamente nel software strutturale si potrebbe incorrere in problemi di accuratezza. La funzione di mapping in Moldex permette di risolvere questa situazione, infatti la mesh in formato mapped permette di generare un file *.inp da utilizzare in Abaqus in cui gli elementi sono mappati da una mesh all'altra e per ogni elemento sono assegnate le proprietà definite nella mesh di processo. Il mapping in Moldex non è da confondere col mapping successivamente svolto in Digimat-MAP in quanto mentre Moldex mappa le proprietà del materiale per ogni elemento, Digimat-MAP mappa l'orientazione delle fibre in ogni elemento. Inoltre, tramite la FEA interface è possibile operare una "material reduction", ovvero per necessità di calcolo non si vanno ad esportare tutti le diverse proprietà del materiale associate ad ogni elemento. I materiali associati agli elementi vengono raggruppati a seconda dell'orientazione delle fibre e della loro resistenza, riducendo il numero di informazioni esportate per diminuire l'effort computazionale ma mantenere comunque un buon livello di accuratezza la riduzione è stata impostata al livello medio. La mesh esportata è stata utilizzata successivamente per lo svolgimento dell'analisi accoppiata con Abaqus.

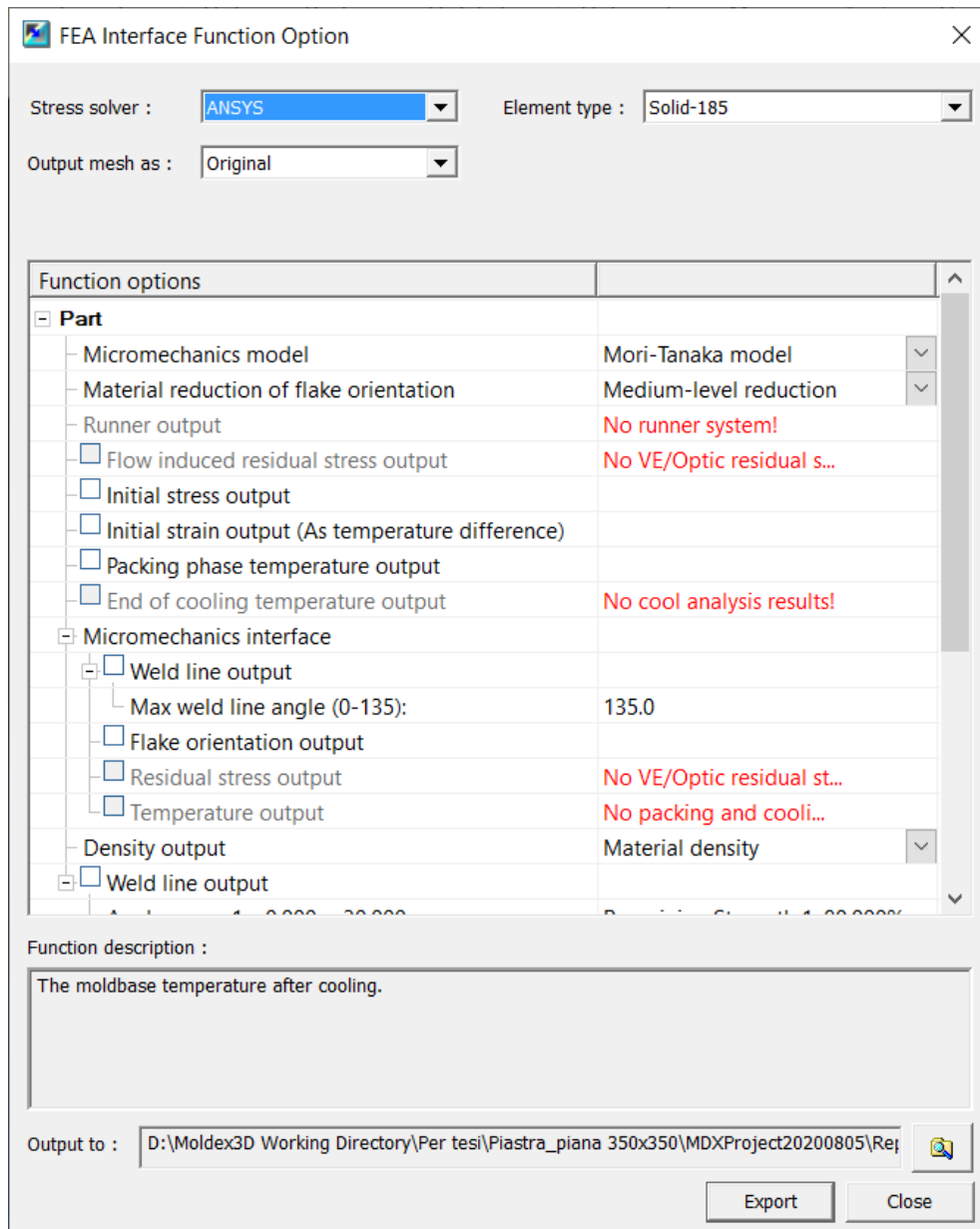


Fig. 59 - FEA interface in Moldex3D

4.8 Svolgimento dell'analisi in Digimat e Abaqus

4.8.1 Analisi in Digimat-FE

Lo sviluppo del modello virtuale in Digimat è iniziato, come anticipato, dal tool Digimat-FE. Il tool in questione consente di modellare il materiale in un gran numero di modi diversi, possono infatti essere modellati separatamente fibra e matrice, impostando le fibre come fibre corte, lunghe o strands. È inoltre possibile modellare esplicitamente il contenuto di vuoti nel composito e l'eventuale coating o sizing sulla superficie esterna delle fibre. Inizialmente sono state valutate due metodologie diverse di modellazione: nella prima si è modellato il materiale considerando separatamente fibra e matrice impostando le fibre come "strands" con un determinato contenuto percentuale di fibra, nella seconda le "chips" di prepreg sono state modellate senza separare fibra e matrice, applicando quindi direttamente le proprietà ortotrope del prepreg considerando che esso avesse una percentuale in volume pari al 100%.

Il primo passo per sviluppare un modello in Digimat-FE è quello di definire i materiali coinvolti. Nella definizione del materiale il software consente di utilizzare un gran numero di modelli costitutivi diversi: il materiale può essere modellato come elastico lineare, viscoelastico, elastoplastico, con modello coesivo ecc. Per semplicità si è scelto di modellare tutti i materiali considerando unicamente il campo elastico, senza considerare la rottura. Questa scelta è dovuta alla mancanza dei dati necessari alla calibrazione di un criterio di crisi per materiali compositi come Tsai-Hill o Tsai-Wu, comunque implementabili nel software. L'unico modo per modellare la rottura del materiale è stato quindi quello di utilizzare degli elementi coesivi che vadano ad essere eliminati una volta raggiunto un certo valore di stress interlaminare. Questo approccio è sicuramente molto più complesso, richiede una caratterizzazione molto più spinta del materiale e considera come unico meccanismo di rottura la delaminazione tra le varie chips di prepreg. Si è quindi scelto di non considerare inizialmente la rottura del materiale, limitandosi alla determinazione delle proprietà in termini di rigidità.

Come anticipato, la prima analisi in Digimat-FE è stata svolta modellando separatamente fibra e matrice. La matrice è stata modellata come materiale elastico isotropo, con modulo $E=3200\text{MPa}$ e coefficiente di Poisson $\nu=0.3$. La fibra invece è stata modellata come materiale elastico trasversalmente isotropo, ovvero con proprietà maggiorate lungo una singola direzione predominante (direzione 1, lunghezza) e isotrope in tutte le altre direzioni ortogonali alla prima. Le proprietà nelle direzioni trasversali alla direzione 1 sono state ottenute in

letteratura da [48]. Utilizzando queste proprietà sono stati creati i due materiali IMP503ZHT per la resina e GG630T per la fibra.

Proprietà Fibra GG630T – Transverse Isotropic		
ρ	1.8	g/cm^3
σ_{r1}	4683	MPa
E1	239	GPa
E23 (In-plane)	22	GPa
G12	22000	MPa
v23 (in-plane)	0.35	
v1	0.3	

Tabella 4 - Proprietà Fibra GG630T

Proprietà Matrice IMP503ZHT – Isotropic		
ρ	1.2	g/cm^3
E	3200	MPa
v	0.3	

Tabella 5 - Proprietà Matrice IMP503ZHT

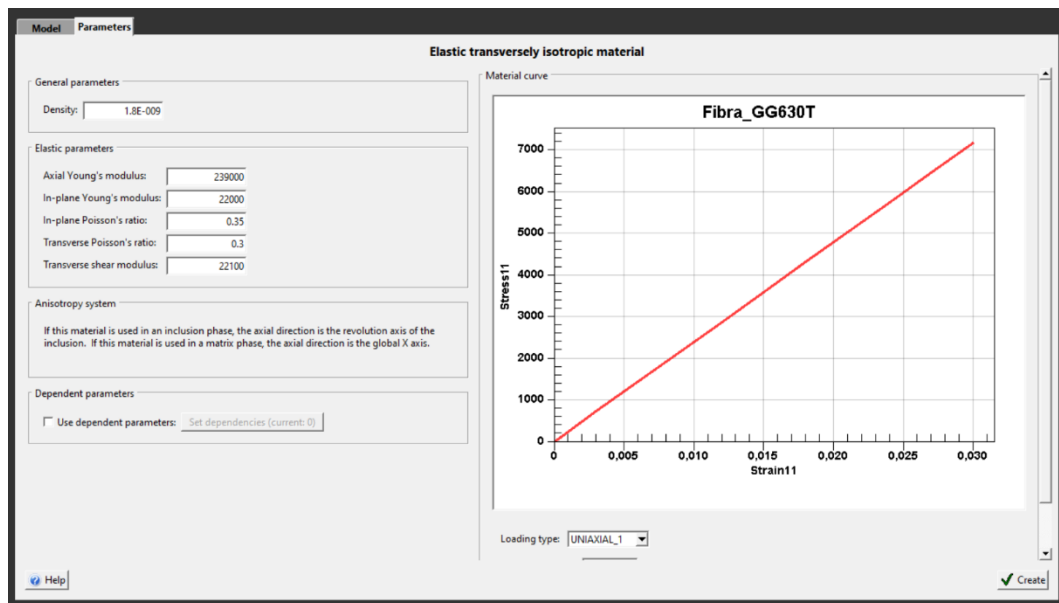


Fig. 60 - Modellazione della fibra come trasversa isotropa in Digimat-FE

Successivamente, in Digimat-FE è stata creata la microstruttura del materiale. In questo caso la microstruttura è semplicemente composta da due fasi: matrice ed inclusione. La fase matrice è stata semplicemente collegata al materiale IMP503ZHT precedentemente generato, la fase inclusione è stata collegata al materiale GG630T ed è stata impostata come “strands”. Nella definizione degli strand è necessario impostare il contenuto in volume della fase, le dimensioni di

ogni ritaglio e l'orientazione che ogni ritaglio assume all'interno del composito, definita dal tensore dell'orientazione. È bene notare che in questo caso non si è rappresentato esattamente il caso reale in quanto con questo tipo di procedimento i ritagli sono costituiti dalla sola fibra mentre nel caso reale sono ritagli di preimpregnato comprendente sia fibra che matrice. Proprio per questo motivo Digimat supporta una percentuale in volume minima di fibra del 75%, mentre nel caso reale il contenuto varia dal 30 al 60% circa. Per questa prima analisi si è considerata una sola dimensione delle chips, pari a 10x10x0.6mm. Il tensore dell'orientazione è stato impostato come "Random 2D", questo rappresenta un tensore dell'orientazione in cui le componenti a_{11} e a_{22} sono entrambe pari a 0,5, cioè si ha la stessa probabilità di trovare una fibra allineata in direzione 1 o direzione 2. La scelta è stata fatta per rappresentare la deposizione randomica dei ritagli all'interno dello stampo nella realizzazione dei componenti.

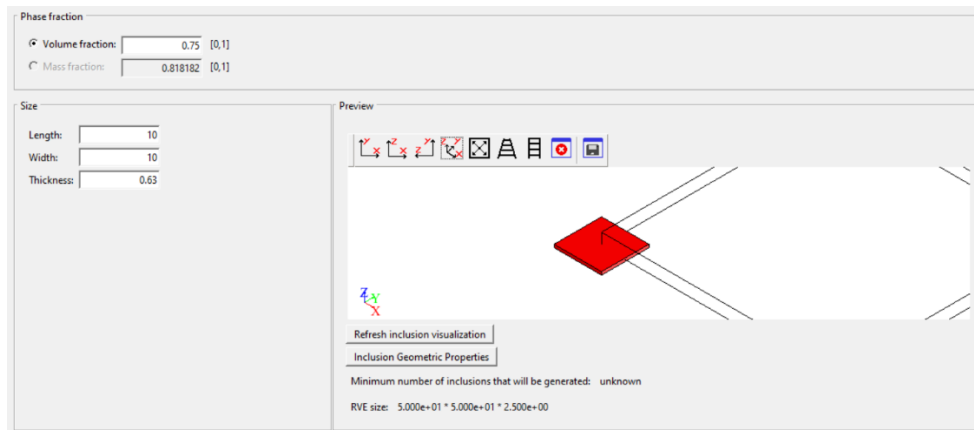


Fig. 61 - Definizione Strands in Digimat-FE

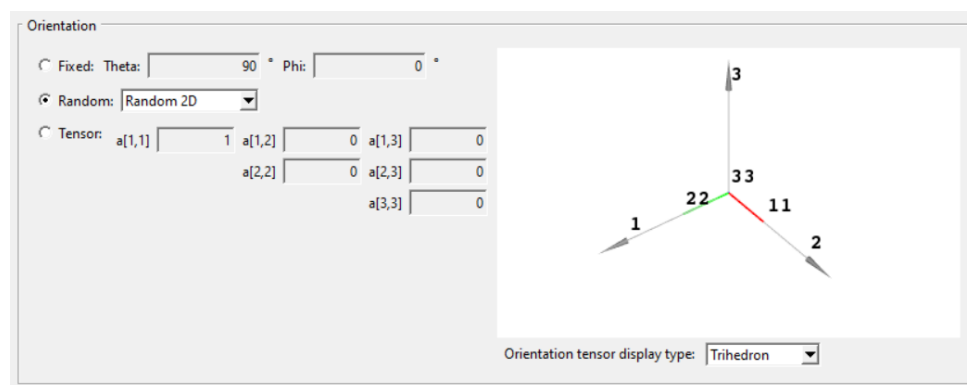


Fig. 62 - Tensore dell'orientazione in Digimat-FE

Il passo successivo in Digimat-FE è la generazione del Reference Volume Element e la sua discretizzazione in elementi di mesh. Per generare l'RVE è necessario

specificare le sue dimensioni, ricordando che l'RVE deve essere abbastanza grande da contenere le inclusioni e abbastanza piccolo da avere dimensioni trascurabili rispetto al componente finale, una regola nella definizione delle sue dimensioni è di mantenerle almeno 5 volte superiori alle dimensioni delle inclusioni, stando attenti a non renderle confrontabili con quel del componente. In realtà questa definizione si applica bene a compositi a fibra corta, nano-compositi o compositi a matrice metallica in cui i rinforzi sono sotto forma di piccole particelle e in tal caso l'RVE riesce a modellare bene la micro-scala del materiale. Nel caso di compositi con microstruttura DFC costituita da strands non si può però parlare di micro-scala ma bensì si parla di meso-scala. Questo è dovuto al fatto che il "rinforzo" è un ritaglio con dimensioni piccole rispetto al componente, ma comunque non trascurabili. La micro-scala in tal caso sarebbe la scala in cui all'interno del ritaglio si riescono a distinguere le varie fibre intrecciate a formare il tessuto.

Per diminuire l'effort computazionale si è deciso di porre la dimensione dell'RVE pari a 50x50x2.5mm. Nel piano le dimensione è stata impostata come 5 volte maggiore rispetto alla dimensione dei ritagli, mentre sullo spessore si è deciso di mantenere lo stesso spessore del componente finale: un provino per test a trazione che, secondo la normativa ASTM D3039, ha uno spessore di 2.5mm. Questa scelta è stata fatta ipotizzando che la curvatura delle chips nella direzione out-of-plane sia piccola e trascurabile in quanto il provino è realizzato tramite uno stampo piano e, di conseguenza, non si è ritenuto necessario aggiungere un gran numero di elementi nella direzione dello spessore.

Nel caso di microstruttura a strands, l'unico tipo di mesh disponibile in Digimat è una Voxel Mesh, costituita da un set regolare di elementi Brick. Ad ogni elemento è assegnato il materiale della fase corrispondente e tale informazione è contenuta nel centro di tale elemento e non nei suoi nodi. Per questo tipo di mesh non è inoltre necessario definire contatti o condizioni di incollaggio tra i vari elementi. La Voxel Mesh è utilizzata da Digimat in quanto consente di aumentare di molto la velocità di calcolo per microstrutture complesse come quella in esame. Il seeding della mesh è stato impostato a 100 voxel nella direzione 1, 100 voxel nella direzione 2 e 10 voxel nella direzione 3, raggiungendo un totale di 100000 voxels e 112211 nodi. La mesh è stata poi generata utilizzando il mesher proprietario interno al software.

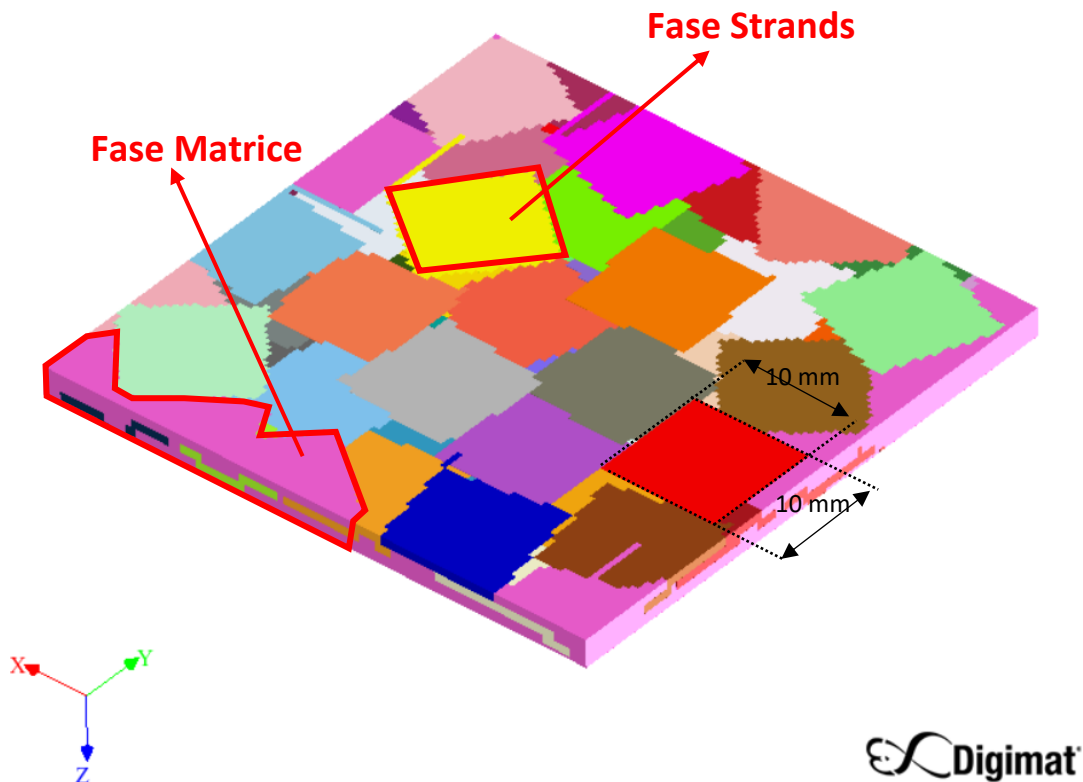


Fig. 63 - RVE generato in Digimat-FE

La generazione dell'RVE in Digimat-FE avviene secondo un algoritmo denominato *random sequential adsorption algorithm*. Quest'ultimo associa ad ogni chip una terna locale necessaria ad identificarne l'orientazione, successivamente partendo dalla conoscenza della funzione distribuzione dell'orientazione e delle dimensioni delle chips va a piazzare ognuna di esse generando il loro centro e la loro angolazione tramite un generatore di numeri randomici. Il piazzamento delle chips avviene lungo lo spessore dell'RVE, andando a generare una geometria che ricorda quella di un laminato e riuscendo così a modellare anche la curvatura delle chips fuori dal piano. La funzione distribuzione dell'orientazione non è altro che una funzione densità di probabilità che può essere estratta dalla conoscenza del tensore dell'orientazione, la distribuzione dell'orientazione delle chips è infatti randomica e con andamento stocastico.

Basandosi sul tensore di riferimento "Random 2D" con $a_{11}=0.5$, $a_{22}=0.5$ impostato alla definizione dell'RVE, il software ha generato una microstruttura con $a_{11}=0.5534$, $a_{22}=0.3924$, $a_{33}=0.05418$.

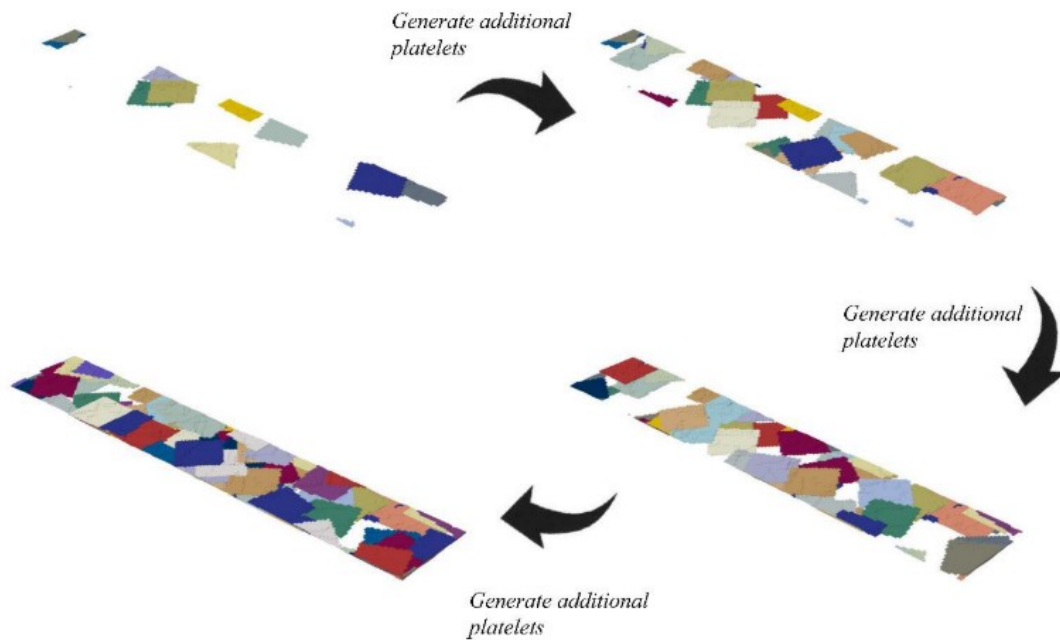


Fig. 64 - Rappresentazione dell'algoritmo di generazione della microstruttura in Digimat [37]

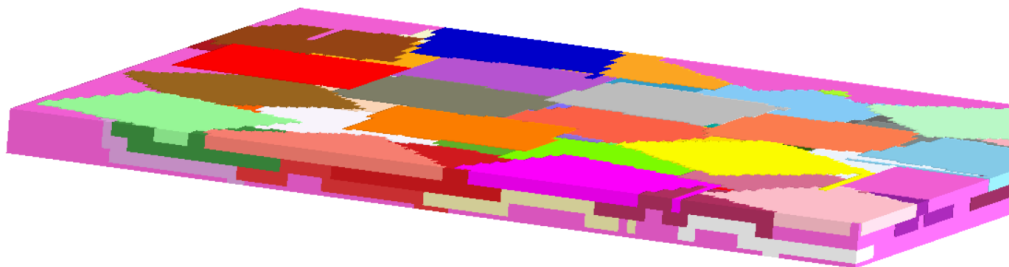


Fig. 65 - Dettagli della curvatura delle chips nella direzione out-of-plane in Digimat-FE

L'analisi in Digimat-FE viene completata assegnando un carico all'RVE. Nel software sono presente una serie di carichi preimpostati con cui ottenere specifiche proprietà del materiale, è possibile ad esempio svolgere test a trazione monoassiale nelle 3 direzioni x, y, z o test a taglio per ottenere i moduli G12, G13, G23. In alternativa è possibile impostare dei carichi personalizzati. Ai fini dello svolgimento dell'analisi sono stati impostati due tipi di carico monoassiale: trazione nella direzione 1 e nella direzione 2, in modo da ottenere i valori dei moduli E1 ed E2. Per svolgere le analisi è stato utilizzato il solutore proprietario di Digimat-FE. Le curve tensione-deformazione sono state esportate su Excel e sono riportate di seguito.

Analisi IMP503ZHT

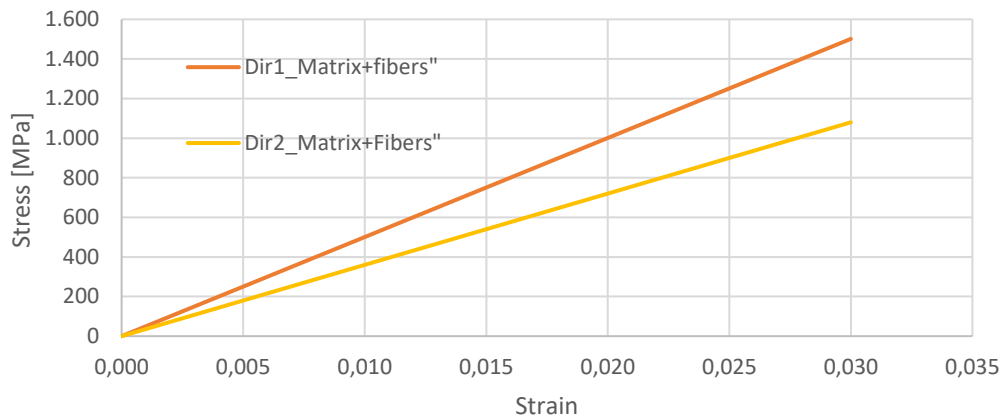


Grafico 2 - Risultati Digimat-FE Fibra+Matrice

Risultati Digimat-FE Matrix+Fibers		
E1	50040	MPa
E2	36000	MPa

Tabella 6 - Risultati Digimat-FE Fibra+Matrice

I risultati ottenuti non hanno rappresentato le aspettative attese in quanto data la forma quadrata delle chips e la distribuzione dell'orientazione senza direzioni preferenziali ci si aspetta di ottenere dei moduli più o meno simili nelle due direzioni del piano. Partendo da questo risultato si è scelto di modellare il materiale non più come fibra e matrice separate ma come chips di prepreg contenenti sia la matrice sia la fibra.

In questo secondo caso il processo di modellazione del materiale è stato lo stesso del caso precedente, la differenza sta nel fatto che non sono stati creati due materiali ma un solo materiale GG630IMP503ZHT, cioè il preimpregnato. Inizialmente anche in questo caso il materiale è stato modellato con trasversalmente isotropo. Questa approssimazione, se può essere ritenuta veritiera nel caso della modellazione della singola fibra, non è altrettanto veritiera nel caso del prepreg. Il materiale che si sta modellando in questo caso infatti ha proprietà ortotrope per via dell'intreccio delle fibre nel tessuto Twill. La modellazione come materiale ortotropo non è stata però disponibile per problemi di licenza quindi inizialmente il materiale è stato modellato come trasverso isotropo e solo successivamente, vedendo i risultati delle simulazioni, si è deciso di procedere modellando il materiale come ortotropo andando a modificare a

mano il file di input del solutore. Le proprietà del materiale sono state ottenute dal datasheet in Fig. 37 ad eccezione della densità che è stata calcolata con la regola delle miscele (4.23) partendo dai dati precedentemente ottenuti di fibra e matrice.

$$\rho_c = \rho_m V_m + \rho_f V_f \quad (4.23)$$

Proprietà GG630IMP503ZHT – Transverse Isotropic		
ρ	1.524	g/cm^3
σ_{r1}	654	MPa
E1	54000	MPa
E23 (In-plane)	50000	MPa
G12	4600	MPa
v23 (in-plane)	0.054	
v1	0.051	

Tabella 7 - Proprietà GG630IMP503ZHT Trasverso isotropo

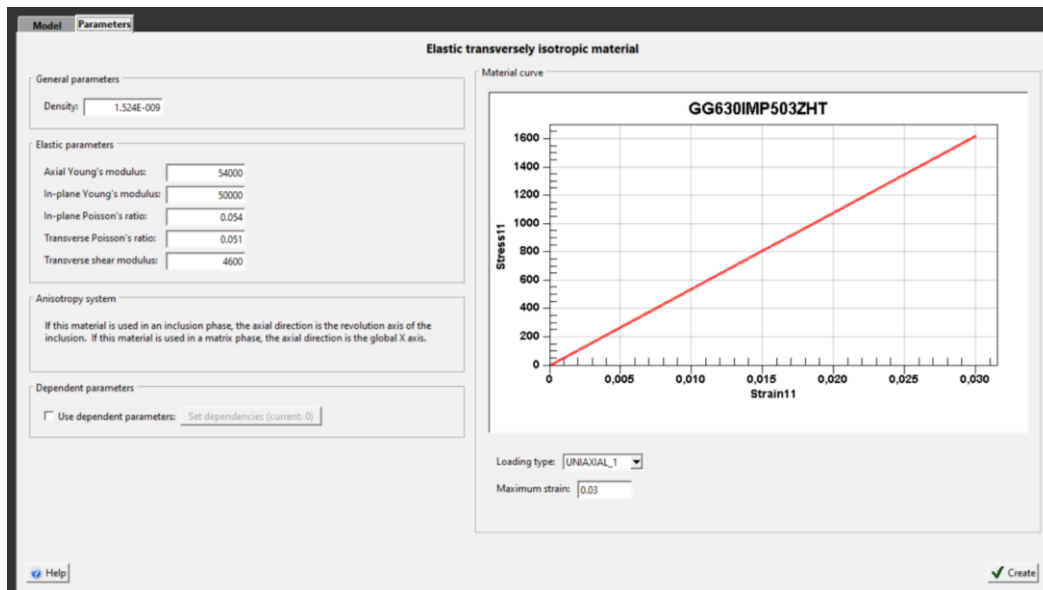


Fig. 66 - Modellazione del prepreg come trasverso isotropo in Digimat-FE

A questo punto nella microstruttura a strands la percentuale in volume del rinforzo è stata impostata al 100% in quanto in questo caso il rinforzo è costituito dalle chips di prepreg mentre il tensore dell'orientazione ancora una volta è stato impostato come random 2D. Le dimensioni dell'RVE e della mesh sono state impostate identicamente al caso precedente ottenendo lo stesso numero di elementi e nodi e un tensore dell'orientazione con $a_{11}=0.47$, $a_{22}=0.4621$, $a_{33}=0.0678$.

Come nel caso precedente sono stati applicati due carichi di trazione monoassiale in direzione 1 e 2 ottenendo i seguenti risultati:

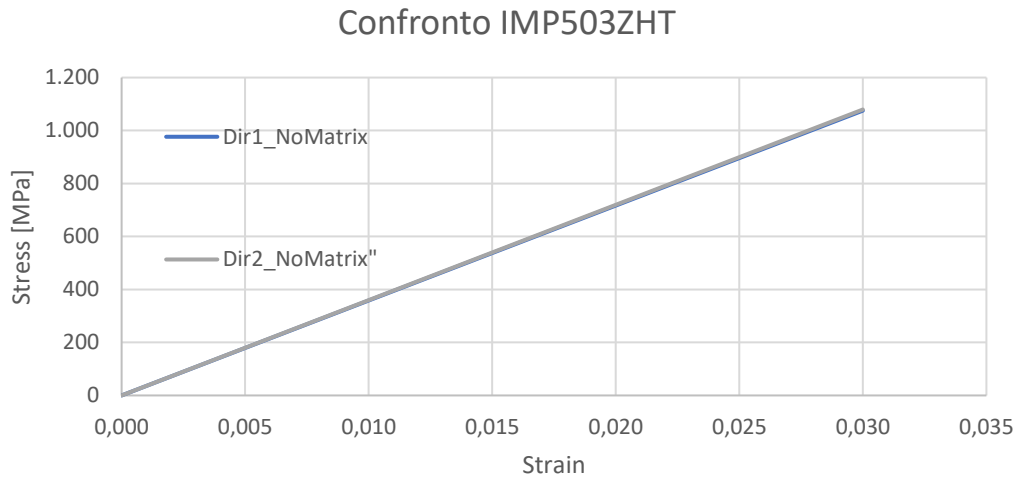


Grafico 3 - Risultati Digimat-FE solo Strands

Risultati Digimat-No matrix		
E1	35837	MPa
E2	35890	MPa

Tabella 8 - Risultati Digimat-FE solo Strands

Come si può vedere i risultati dei due test a trazione sono praticamente identici nelle due direzioni, questo è dovuto alla forma quadrata delle chips e al tensore dell'orientazione random 2D.

Visto i risultati soddisfacenti delle simulazioni si è deciso di procedere modellando il materiale delle chips come ortotropo. Per far questo è stato necessario modificare manualmente il file di input del solutore, andando nella sezione "elastic" del file e sostituendo il modello del materiale da transverse isotropic a orthotropic, scrivendo successivamente a mano i valori delle costanti ingegneristiche desiderate.

Le proprietà ortotrope del materiale non sono tutte riportate nei datasheet forniti dal produttore e di conseguenza sono state ricercate in letteratura, in particolare da [49] sono state ottenute le proprietà mancanti:

Proprietà GG630IMP503ZHT – Orthotropic		
ρ	1.524	g/cm^3
σ_{r1}	654	MPa
E1	54000	MPa
E2	54000	MPa
E3	6000	MPa
G12	4600	MPa
G23	2400	MPa
G31	2400	MPa
ν_{12}	0.054	
ν_{23}	0.051	
ν_{31}	0.051	

Tabella 9 - Proprietà GG630IMP503ZHT Ortotropo

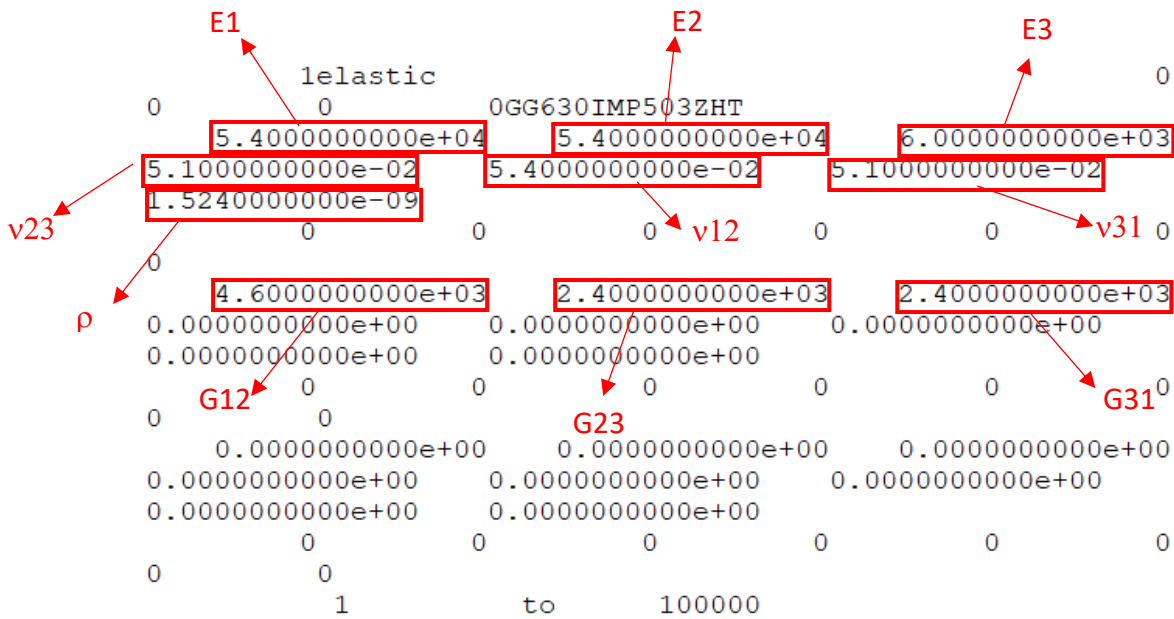


Fig. 67 - File di input in Digimat-FE

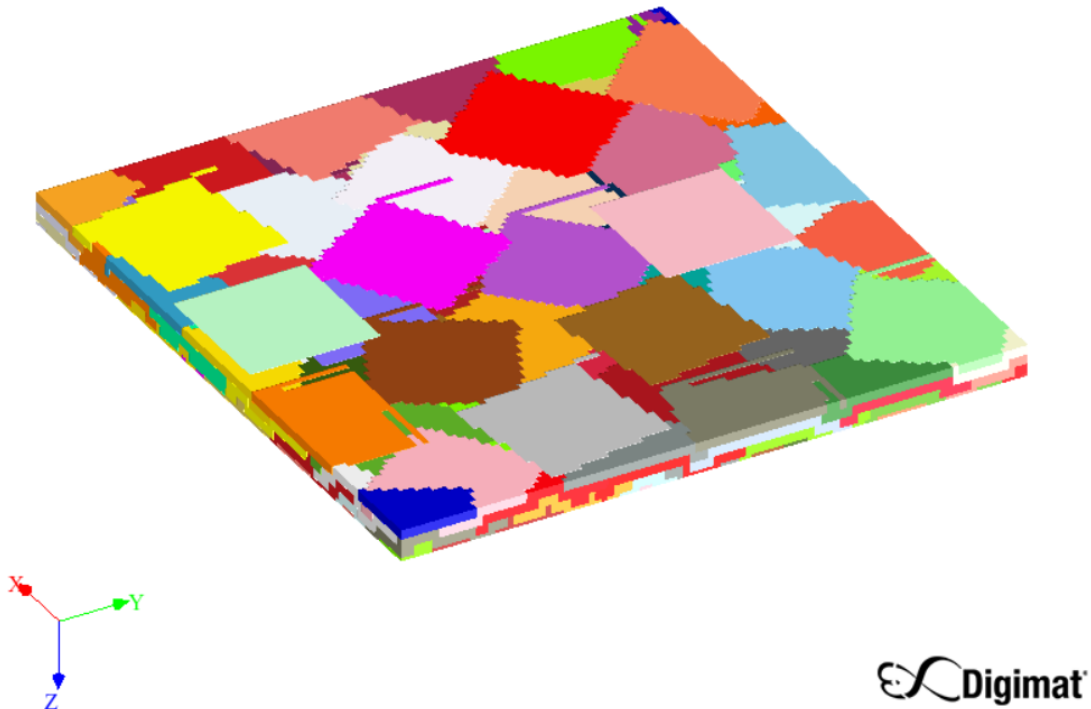
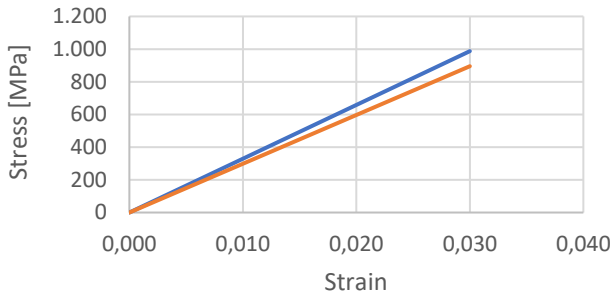


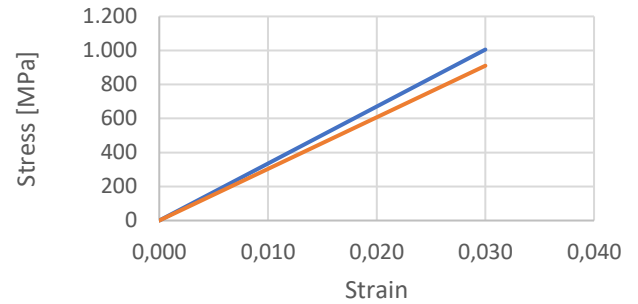
Fig. 68 - RVE generato in Digimat-FE senza matrice

Per confrontare le proprietà ottenute utilizzando un materiale trasverso isotropo ed un materiale ortotropo sono state svolte cinque simulazioni per ogni tipo di materiale mantenendo sempre lo stesso tipo di carico e rigenerando la mesh ad ogni simulazione, mantenendo però costanti i parametri della mesh stessa. Il carico applicato è un semplice carico di trazione monoassiale, la rigenerazione della mesh ad ogni nuova analisi è stata utilizzata per verificare se il sequential adsorption algorithm avesse influenza nelle proprietà meccaniche finali. Questa scelta è stata fatta basandosi sul fatto che l'algoritmo di generazione degli strands è un algoritmo stocastico e di conseguenza ogni mesh generata è unica e diversa dalle altre. I risultati di tale analisi comparativa sono riportati nella pagina successiva.

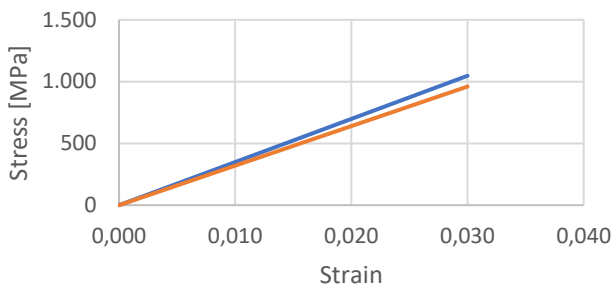
Analisi 1



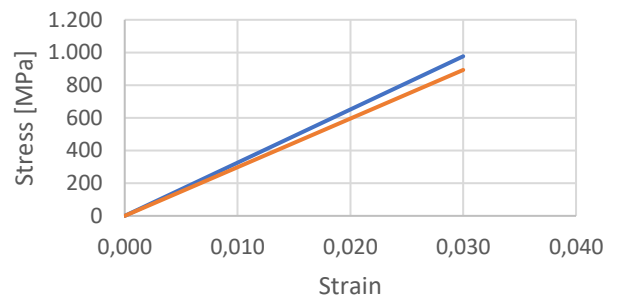
Analisi 2



Analisi 3



Analisi 4



Analisi 5

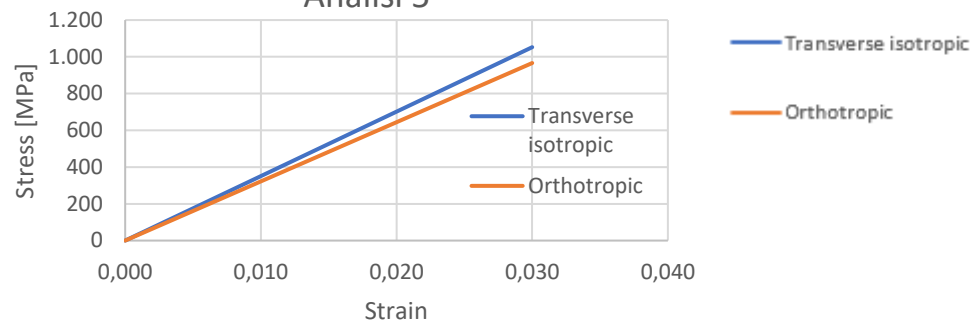


Grafico 4 - Risultati analisi comparativa Trasverso isotropo - Ortotropo

Risultati analisi comparativa materiale ortotropo - trasverso isotropo_E1(MPa)						
Transverse isotropic	32915	33507	34897	32554	35080	Valor medio 33790,6
Orthotropic	29840	30340	31990	29769	32205	Valor medio 30828,8

Tabella 10 - Risultati analisi comparativa Transverse Isotropic-Orthotropic

I Risultati mostrano in generale una leggera diminuzione del modulo a trazione, molto probabilmente dovuta alla diminuzione del modulo E3 delle chips. Nel caso di materiale trasverso isotropo infatti tale modulo è considerato pari a quello nella direzione 2, cioè 50GPa mentre nel caso di materiale ortotropo il valore scende a 6GPa. Si nota inoltre che la generazione della mesh tramite il sequential adsorption algorithm porta ad una variazione delle proprietà nel range del 5-7%.

Successivamente per caratterizzare completamente le proprietà nel piano del materiale con chips ortotrope sono stati applicati uno alla volta 3 tipi di carico: due trazioni monoassiali nelle direzioni 1 e 2 ed un taglio nel piano. Anche in questo caso per diminuire l'influenza dell'algorithm di generazione stocastico ogni analisi è stata ripetuta 5 volte ricavando i valori medi, la mesh è stata rigenerata di volta in volta per un totale di 15 simulazioni.

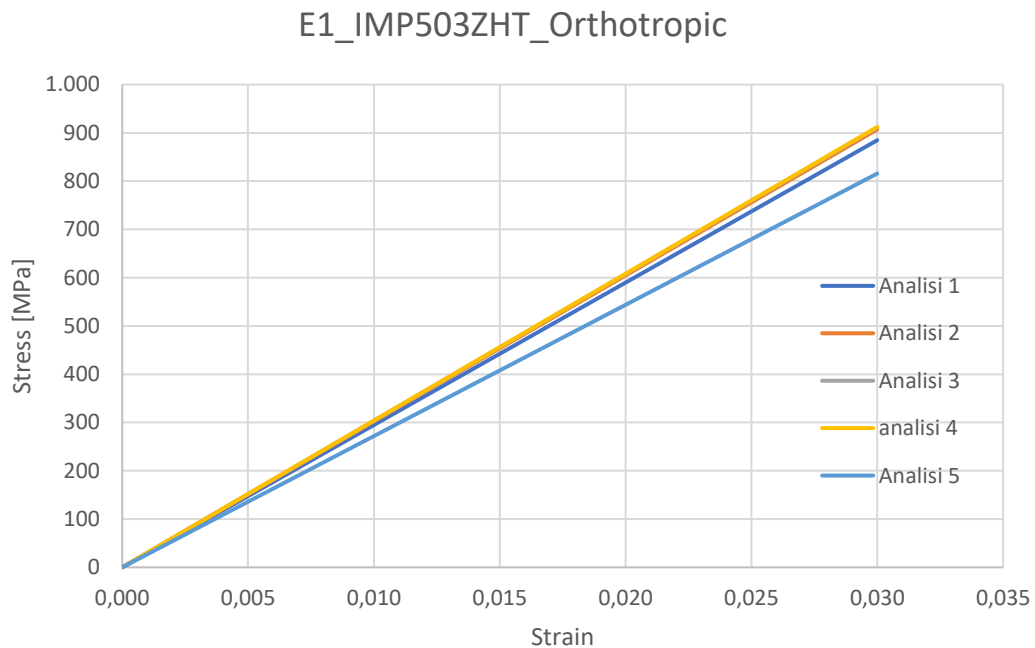


Grafico 5 - Risultati Digimat-FE E1 GG630IMP503ZHT_10x10

Risultati E1 – GG630IMP503ZHT						
E1(MPa)	29489	30236	30405	30507	27188	Valor medio 29544

Tabella 11 - Risultati Digimat-FE E1 GG630IMP503ZHT_10x10

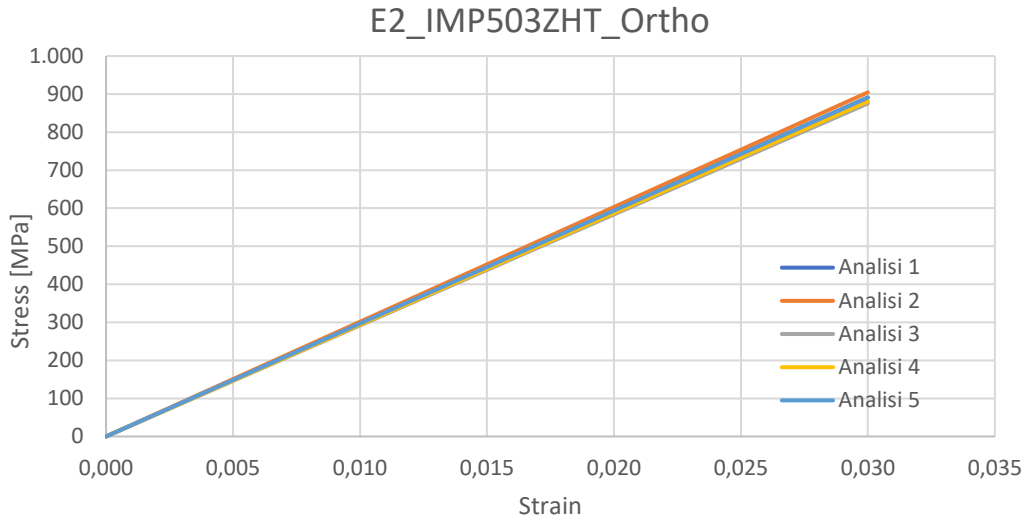


Grafico 6 - Risultati Digimat-FE E2 GG630IMP503ZHT_10x10

Risultati E2 – GG630IMP503ZHT						
E2(MPa)	29688	30152	29177	29357	29688	Valor medio 29612

Tabella 12 - Risultati Digimat-FE E2 GG630IMP503ZHT_10x10

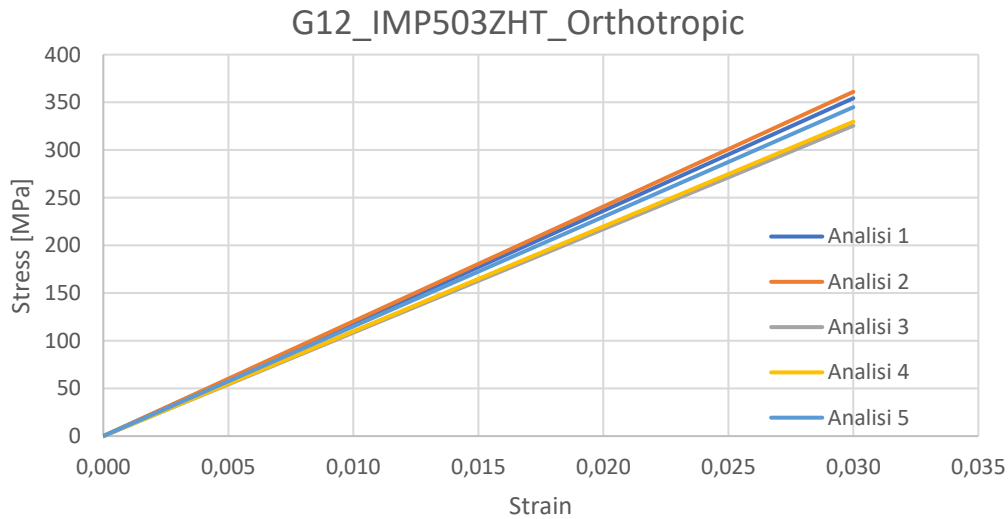


Grafico 7 - Risultati Digimat-FE G12 GG630IMP503ZHT_10x10

Risultati G12 – GG630IMP503ZHT						
G12(MPa)	11809	12033	10848	10988	11496	Valor medio 11434

Tabella 13 - Risultati Digimat-FE G12 GG630IMP503ZHT_10x10

Da queste prime analisi si può notare come il composito così realizzato abbia dei valori di rigidità paragonabili a quelli di un alluminio, ma inferiori ad un laminato a fibra lunga. Successivamente si è deciso di ripetere la stessa analisi variando la dimensione degli strands in modo da caratterizzare il materiale per più dimensioni dei ritagli. Le dimensioni scelte sono di 30x30mm e 20x50mm, in modo da vedere la differenza in termini di proprietà meccaniche data da un maggior aspect ratio dei ritagli. In questi due casi le dimensioni dell'RVE sono state aumentate ad un valore di 150x150x2.5 mm.

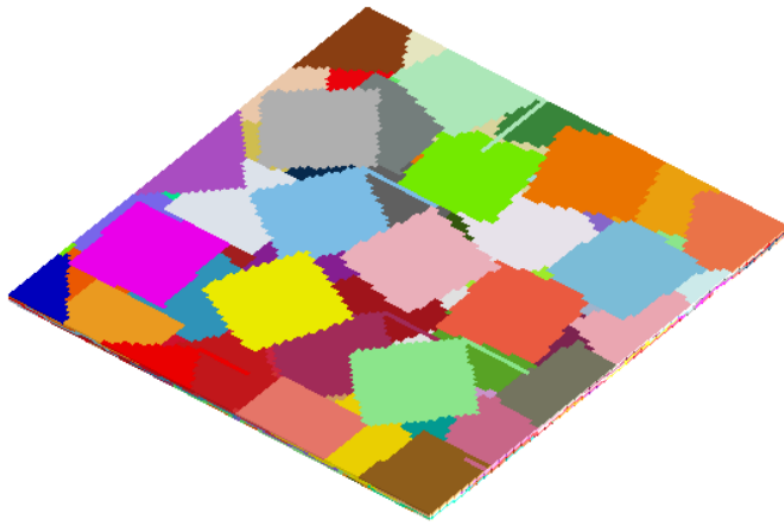


Fig. 69 - RVE con strands da 30x30mm

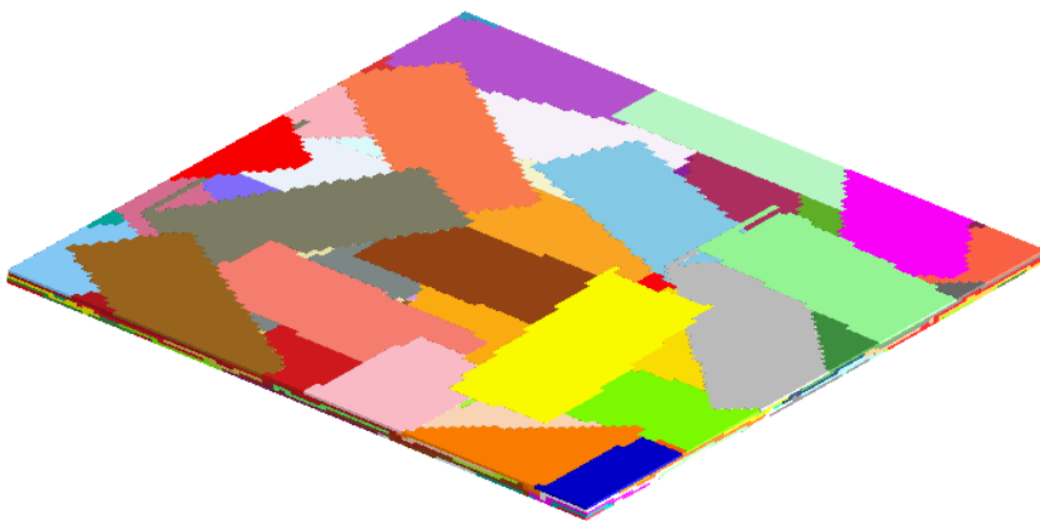


Fig. 70 - RVE con strands da 20x50mm

Strands da 30x30mm

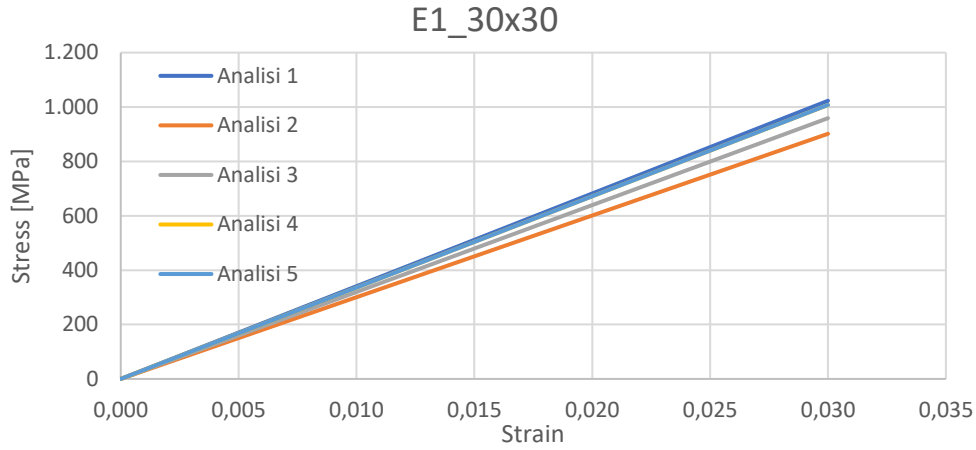


Grafico 8 - Risultati Digimat-FE E1 GG630IMP503ZHT_30x30

Risultati E1 – GG630IMP503ZHT_30x30						
E1(MPa)	34097	30051	31966	33583	33595	Valor medio 32656

Tabella 14 - Risultati Digimat-FE E1 GG630IMP503ZHT_30x30

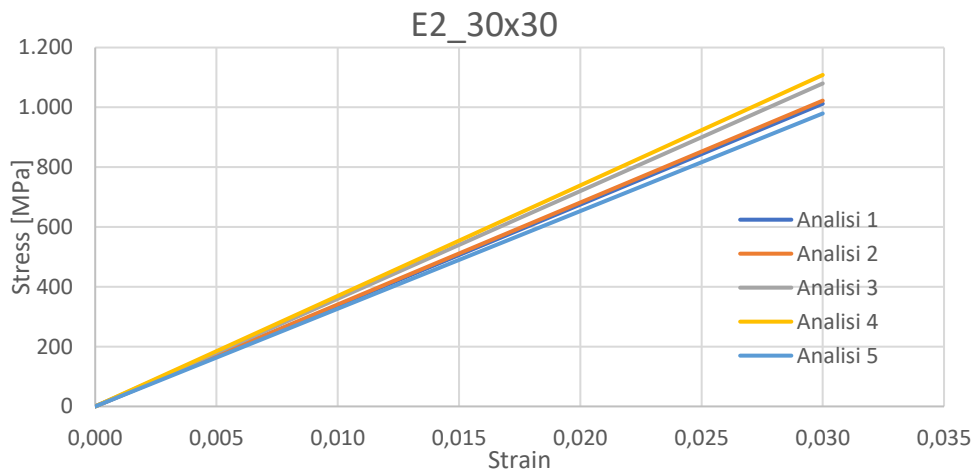


Grafico 9 - Risultati Digimat-FE E2 GG630IMP503ZHT_30x30

Risultati E2 – GG630IMP503ZHT_30x30						
E2(MPa)	33743	34083	35997	36947	32654	Valor medio 34684

Tabella 15 - Risultati Digimat-FE E2 GG630IMP503ZHT_30x30

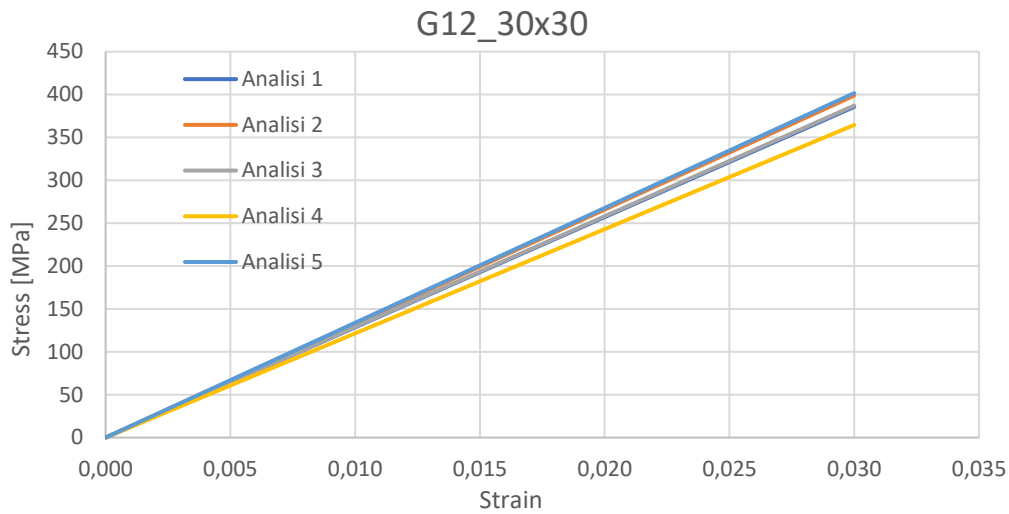


Grafico 10 - Risultati Digimat-FE G12 – GG630IMP503ZHT_30x30

Risultati G12 – GG630IMP503ZHT_30x30						
G12(MPa)	12855	13297	12906	12153	13391	Valor medio 12920

Tabella 16 - Risultati Digimat-FE G12 – GG630IMP503ZHT_30x30

Strands da 20x50mm

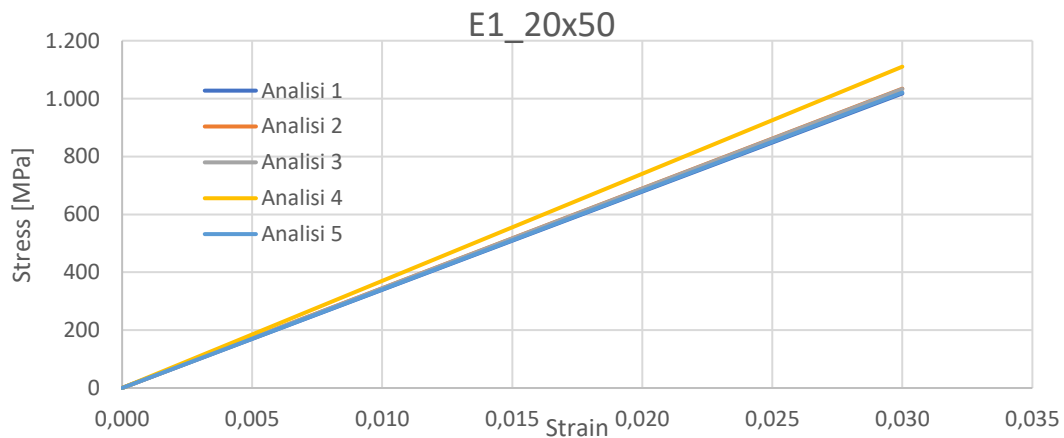


Grafico 11 - Risultati Digimat-FE E1 – GG630IMP503ZHT_20x50

Risultati E1 – GG630IMP503ZHT_20x50						
E1(MPa)	33927	34477	34437	37010	34027	Valor medio 34775

Tabella 17 - Risultati Digimat-FE E1 – GG630IMP503ZHT_20x50

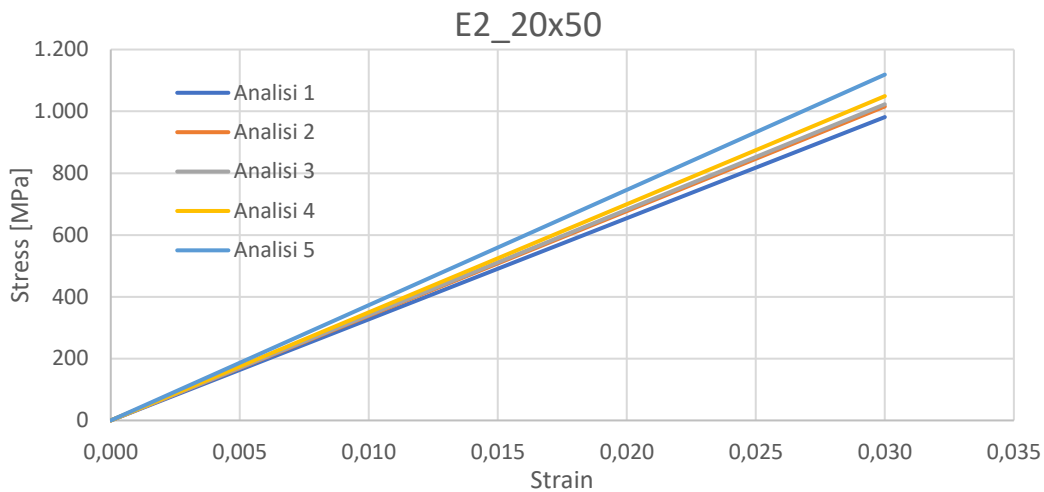


Grafico 12 - Risultati Digimat-FE E2 – GG630IMP503ZHT_20x50

Risultati E2 – GG630IMP503ZHT_20x50						
E2(MPa)	32715	33860	34097	34977	37300	Valor medio 34589

Tabella 18 - Risultati Digimat-FE E2 – GG630IMP503ZHT_20x50

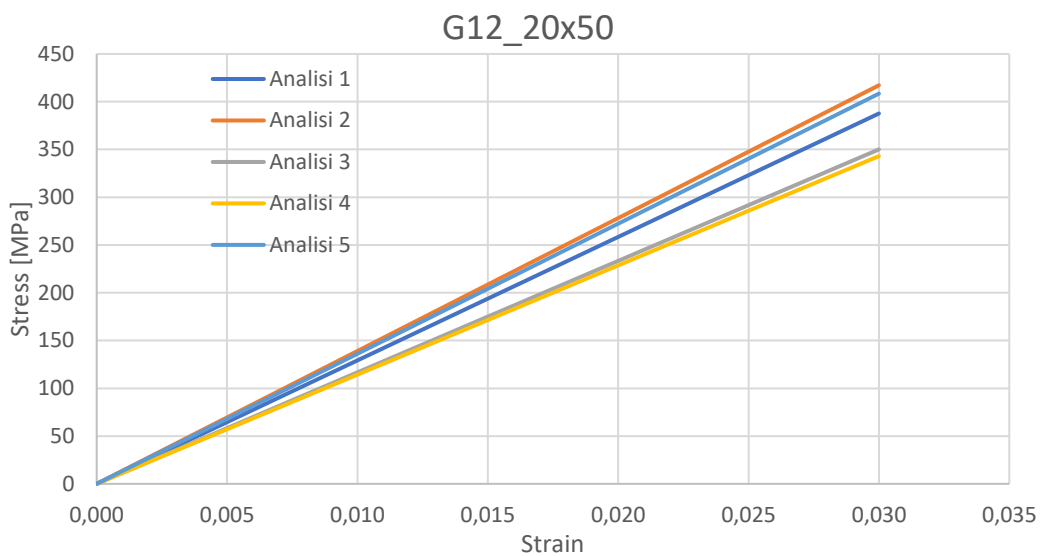


Grafico 13 - Risultati Digimat-FE G12 – GG630IMP503ZHT_20x50

Risultati G12 – GG630IMP503ZHT_20x50						
G12(MPa)	12923	13097	11699	11434	13615	Valor medio 12709

Tabella 19 - Risultati Digimat-FE G12 – GG630IMP503ZHT_20x50

4.8.2 Analisi in Digimat-MF

Lo svolgimento dell'omogeneizzazione tramite Digimat-MF è un passaggio necessario per colmare il gap tra mesoscala (o microscala) e macroscale. Digimat-MF è stato utilizzato nel workflow per ottenere il file *.dof del modello del materiale necessario poi per svolgere l'analisi strutturale accoppiata con Abaqus. Il workflow utilizzato all'interno di Digimat-MF è basato sull'omogeneizzazione di un materiale SMC, supportato dal software.

Prima di esporre il lavoro svolto è necessario illustrare il metodo di omogeneizzazione utilizzato in Digimat-MF che, come anticipato, è basato sul modello di Mori-Tanaka in quanto la percentuale in volume di fibra nel materiale utilizzato è inferiore al 70%. La procedura utilizzata in Digimat-MF per l'omogeneizzazione di un solido multifase parte dalla conoscenza della macro-deformazione E applicata al composito. Da qui, tramite un processo di localizzazione il software va a localizzare le singole fasi e calcolare per ciascuna fase la micro-deformazione ε_r . A questo punto, noti il modello costitutivo e la rigidità della singola fase, per ogni istante e per ogni fase vengono calcolate le micro-tensioni σ_r . L'ultimo step è quello di ricavare la macro-tensione tramite una procedura di mediazione sul volume dell'RVE, andando così ad ottenere la macro-rigidità del composito.

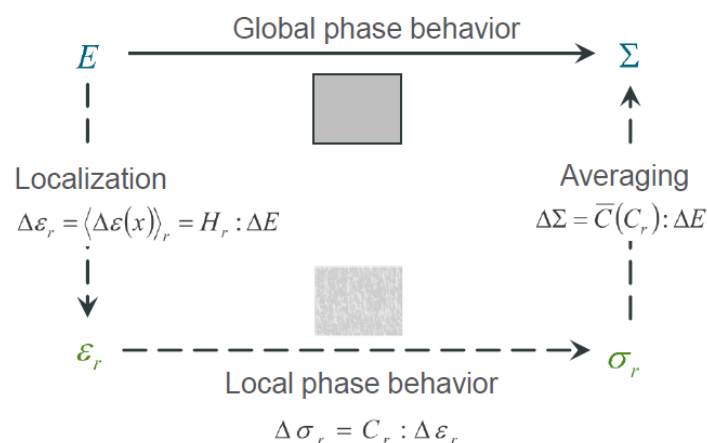


Fig. 71 - Modello di Omogeneizzazione utilizzato in Digimat-MF

Come anticipato però, il modello di Mori-Tanaka si basa sull'ipotesi di inclusioni uguali tra loro ed orientazione unica. Il suo utilizzo si presta bene quindi nel caso di compositi unidirezionali mentre nel caso di compositi in tessuto è necessario integrarlo con ulteriori procedure.

In Digimat-MF viene utilizzata una metodologia a due step. L'RVE viene diviso in un numero n di "pseudo-grani", ovvero volumi di materiali all'interno dei quali sono raggruppate fibre tutte uguali tra loro e con la stessa orientazione. A questo punto si applica il primo step, ovvero l'omogeneizzazione interna ad ogni pseudo-grano secondo il modello di Mori-Tanaka. Il secondo step consiste invece nell'omogeneizzazione degli pseudo-grani tra loro tramite il modello di Voigt. (Già introdotto nel paragrafo 4.4)

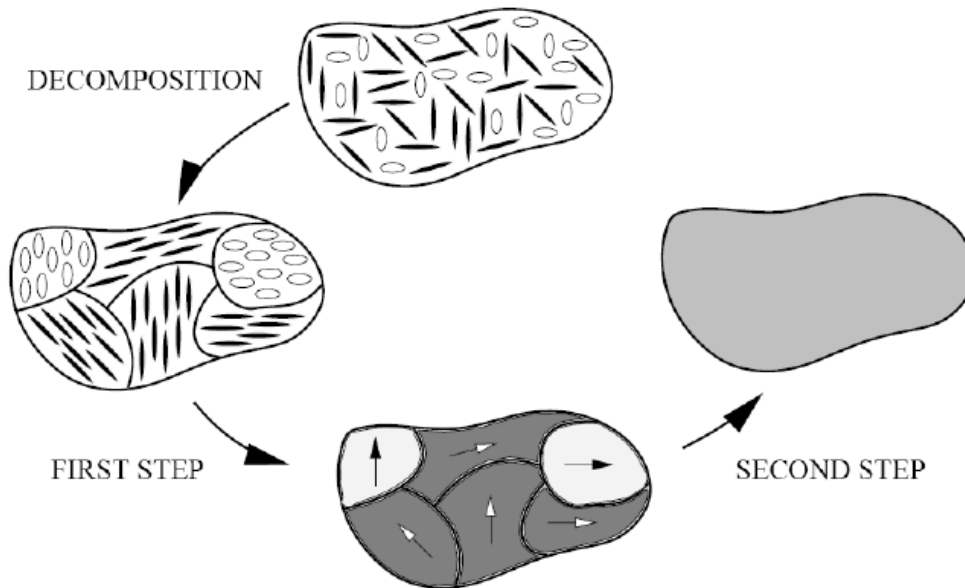


Fig. 72 - Omogeneizzazione in due step in Digimat-MF

Lo svolgimento dell'analisi in Digimat-MF ha quindi lo scopo di ottenere un file *.dof contenente le macro-proprietà del materiale, il tutto partendo dalle proprietà delle singole fasi costituenti il composito nella microscala. Tali proprietà sono in realtà già note in termini di moduli E_1 , E_2 e G_{12} grazie all'analisi svolta nella fase precedente. Il problema è che non sono contenute in un file *.dof necessario per lo svolgimento dell'analisi accoppiata con Abaqus. Quello che si è fatto quindi è stato utilizzare i risultati ottenuti in Digimat-FE come riferimento e, tramite Digimat-MF, lanciare un processo iterativo con l'obiettivo di far combaciare le proprietà ottenute in MF con quelle ottenute in FE. Per fare questo fibra e matrice sono state modellate separatamente in Digimat-MF in modo del tutto analogo alla prima analisi svolta in Digimat-FE, infatti i due tools utilizzano la stessa interfaccia grafica che prevede la creazione dei materiali, delle fasi nella microstruttura e dei carichi da applicare al composito. La differenza sta nella generazione della microstruttura, Digimat-MF infatti non modella direttamente l'RVE e consente di impostare esplicitamente la microstruttura come SMC. Nel

momento in cui si imposta la microstruttura come SMC, il software genera un workflow dedicato. La metodologia di modellazione di SMC utilizzata in Digimat-MF non considera le fibre prese singolarmente, bensì le raggruppa in “bundle” di fibre di forma ellissoidale. Questo è dovuto al fatto che la teoria dell’omogeneizzazione ipotizza che le fibre siano lineari, uniformemente distribuite nello spazio e di forma ellissoidale. Ovviamente questa assunzione non è realistica in un SMC realmente esistente. Il raggruppamento delle fibre in bundles consente di superare questo ostacolo, ogni bundle è infatti costituito da fibra e matrice e non è possibile trovare delle fibre al di fuori dei bundles. La loro forma inoltre fa sì che ogni bundle ricada all’interno delle assunzioni fatte nella teoria dell’omogeneizzazione.



Fig. 73 - Decomposizione del composito in bundles in Digimat-MF

Per riportare le proprietà al livello del composito Digimat svolge un omogeneizzazione a due livelli come nel caso degli pseudo-grani: nel primo livello vengono omogeneizzati fibra e matrice in modo da ottenere le proprietà dei singoli bundles, nel secondo i bundles sono omogeneizzati con la matrice in modo da ottenere le proprietà del composito SMC. I bundle sono identificati tramite due aspect ratio che rappresentano rispettivamente il rapporto tra la lunghezza e la larghezza del bundle (AR1) e il rapporto tra la larghezza e lo spesso del bundle (AR2).

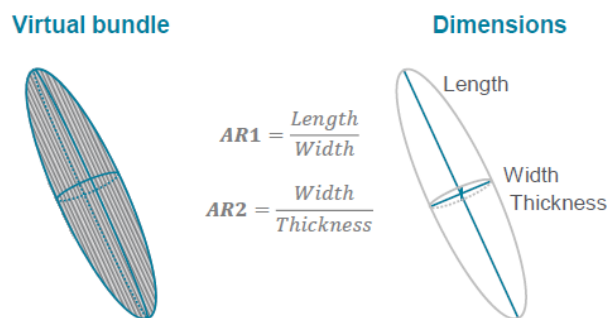


Fig. 74 - Aspect ratios identificativi dei bundles in Digimat-MF

La modellazione del composito SMC tramite bundles si presta molto bene alla modellazione dei materiali DFC. Ogni bundle infatti può essere visto come uno dei ritagli rettangolari di materiale consistenti il composito andando così a consentire una facile modellazione del materiale.

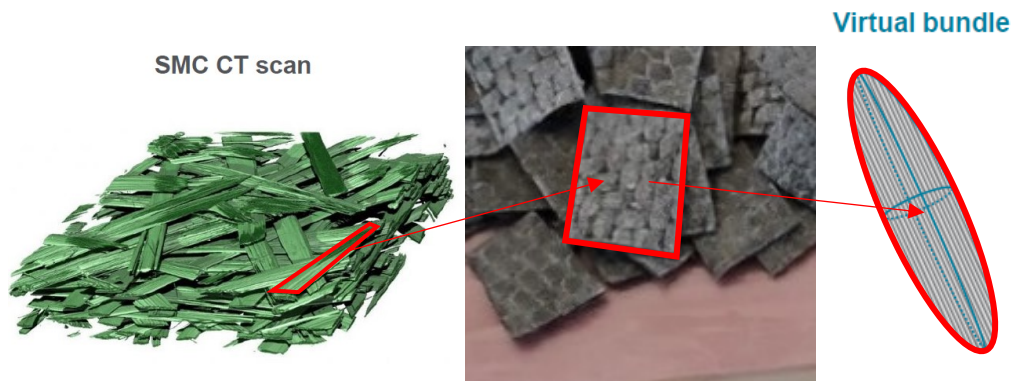


Fig. 75 – Approssimazione tra bundle reali e virtuali

In Digimat-MF sono state svolte 3 analisi, una per ogni dimensione delle chips, pari rispettivamente 10x10mm, 30x30mm e 20x50mm. Come prima cosa sono stati creati separatamente i materiali di fibra e matrice, successivamente è stata impostata la microstruttura dell'SMC.

Gli aspect ratio tra lunghezza e larghezza sono stati impostati a seconda delle dimensioni delle chips, pari quindi a 1 nei casi di ritagli da 10x10mm e 30x30mm e pari a 2,5 nel caso di ritagli da 20x50mm. Inoltre, nella definizione dei bundles è necessario impostare la percentuale in volume di fibra contenuta all'interno del bundle stesso, tale valore è stato impostato al 60%. Successivamente per rappresentare l'anisotropia del materiale Digimat richiede l'inserimento manuale dell'orientazione dei bundle, che può essere impostata come fissa ed unidirezionale o tramite il tensore dell'orientazione. I valori iniziali delle componenti del tensore sono stati impostati come: $a_{11}=0.6$, $a_{22}=0.35$, $a_{33}=0.05$. Questi valori sono da considerare come valori iniziali in quanto il processo iterativo comprende la modifica dei valori del tensore per far combaciare le proprietà in Digimat-FE ed MF.

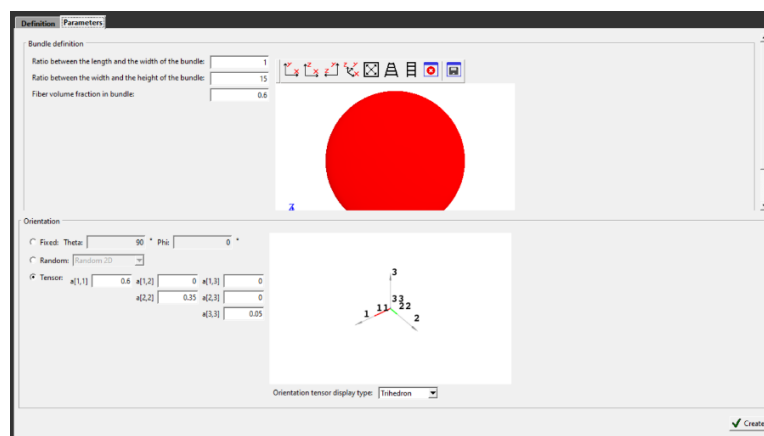


Fig. 76 - Definizione dell'SMC in Digimat-MF

A questo punto è stato fatto partire il processo iterativo, che prevede il lancio di un omogeneizzazione iniziale da cui ottenere delle costanti ingegneristiche di partenza. Successivamente modificando le proprietà iniziali dell'SMC sono state rilanciate varie omogeneizzazioni fino a che i risultati non fossero combacianti con quelli ottenuti in Digimat-FE.

Il processo di modifica delle proprietà dell'SMC può essere schematizzato come:

- Modifica della densità della matrice → Aumento o diminuzione della densità del composito finale a seconda delle necessità
- Modifica del modulo della matrice → Aumento o diminuzione dei valori di rigidezza E1 ed E2 del composito
- Modifica del tensore dell'orientazione → Aumento o diminuzione dell'anisotropia del materiale tramite modifica dei valori di rigidezza E1 o E2 a seconda della direzione preferenziale delle fibre
- Modifica degli aspect ratio dei bundle → L'aumento/diminuzione del rapporto tra lunghezza e larghezza porta ad un aumento/diminuzione principalmente di E1. L'aumento/diminuzione del rapporto tra larghezza e spessore porta ad un aumento/diminuzione principalmente di E2

Nel caso del composito con strands da 10x10mm i valori target di rigidezza da raggiungere ottenuti tramite Digimat-FE sono E1=29544 MPa, E2=29612 MPa, G12=11434 MPa, $\rho=1.524 \text{ g/cm}^3$. Dalla prima omogeneizzazione sono stati ottenuti i valori di E1=39393 MPa, E2=23212 MPa, G12=11210 MPa, $\rho=1.524 \text{ g/cm}^3$. La densità è stata fatta combaciare al primo tentativo, segnale che le densità sono state impostate correttamente, il valore di rigidezza E1 invece è risultato immediatamente troppo elevato, questo è legato all'orientazione preferenziale in direzione 1 impostata tramite il tensore dell'orientazione e molto probabilmente anche al valore non esatto del modulo della matrice, che del resto è stato approssimato dalla letteratura. Alla seconda iterazione si è quindi prima di tutto abbassato il modulo della matrice da 3200 MPa a 2500 MPa, ottenendo E1=34785 MPa, E2=20272 MPa, G12=9806 MPa e lo stesso valore di densità. Successivamente è stato modificato il tensore dell'orientazione in modo da avere una distribuzione equiprobabile nel piano, con $a_{11}=0,47$, $a_{22}=0,47$ e $a_{33}=0,06$. I risultati ottenuti da questa terza iterazione sono stati E1=28565 MPa, E2=28565MPa, G12=11084 MPa. A questo punto come ultimo ritocco sono stati leggermente modificati gli aspect ratio dei bundle passando da 1 a 1,01 per AR1 e da 15 a 15,3 per AR2. Quest'ultima iterazione ha permesso di ottenere dei valori di rigidezza con un errore inferiore al 3% rispetto ai valori target.

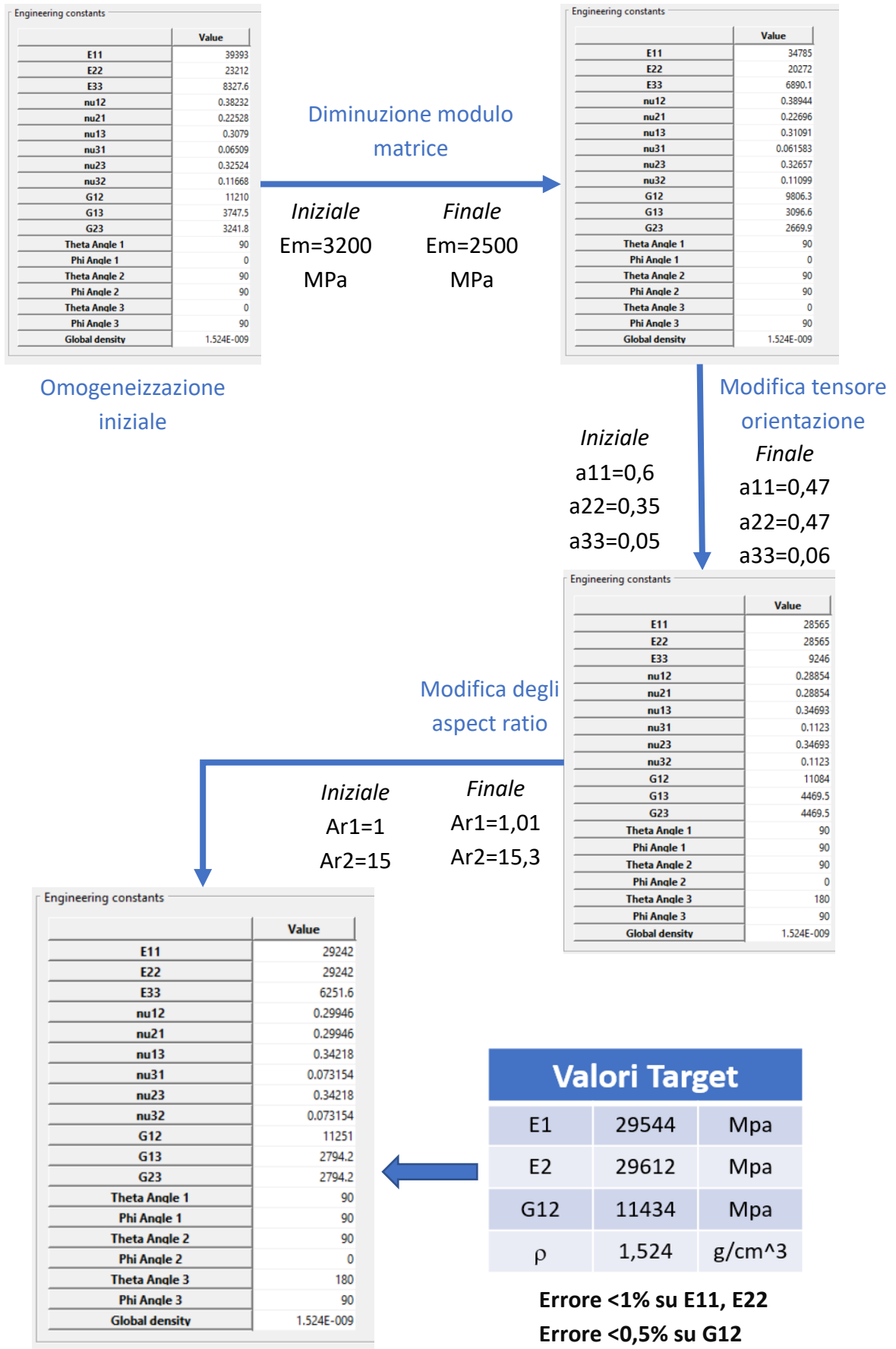


Fig. 77 – Processo iterativo in Digimat-MF con chips da 10x10mm

Lo stesso procedimento è stato ripetuto per le altre dimensioni da 30x30mm e 20x50mm, il processo iterativo ha previsto l'utilizzo un numero variabile di iterazioni e le varie fasi sono state diverse a seconda dei casi, i risultati sono riportati di seguito.

- Chips da 20x50mm

Engineering constants	
	Value
E11	34659
E22	34659
E33	5329.7
nu12	0.30818
nu21	0.30818
nu13	0.36315
nu31	0.055844
nu23	0.36315
nu32	0.055844
G12	13247
G13	2568.6
G23	2568.6
Global density	1.524E-009

Target MF		
E11	34775	MPa
E22	34589	MPa
G12	12709	MPa
ρ	1,524	g/cm ³

Errore <0,5% su E11, E22

Errore <1% su G12

- Chips da 30x30mm

Engineering constants	
	Value
E11	33143
E22	33216
E33	6194.2
nu12	0.31702
nu21	0.31772
nu13	0.28457
nu31	0.053185
nu23	0.28432
nu32	0.053021
G12	12593
G13	2159.6
G23	2160.1
Theta Angle 1	90
Phi Angle 1	90
Theta Angle 2	90
Phi Angle 2	0
Theta Angle 3	180
Phi Angle 3	90
Global density	1.524E-009

Target MF		
E11	32656	MPa
E22	34684	MPa
G12	12920	MPa
ρ	1,524	g/cm ³

Errore <1% su E11

Errore <2% su E22

Errore <0,5% su G12

I File *.daf così ottenuti sono poi stati utilizzati in Digimat-CAE per generare i file necessari allo svolgimento dell'analisi accoppiata su Abaqus.

4.8.3 Analisi In Digimat-MAP

Il lavoro svolto in Digimat-MAP ha lo scopo di trasferire le informazioni contenute nella mesh di processo ottenuta da Moldex3D, come l'orientazione delle fibre, nella mesh strutturale generata da Abaqus. Prima di svolgere il trasferimento di dati è quindi necessario generare il file *.inp contenente la mesh strutturale. Il componente da sottoporre a test di trazione su Abaqus è un provino piano, di dimensioni 250x25x2,5mm come indicato dalla normativa ASTM D3039. Il provino è stato realizzato con elementi solidi C3D8 Full integration, necessari in quanto da analisi precedenti si è riscontrato una forte distorsione degli elementi dovuta al fenomeno dell'hourglass stiffness. Il seeding degli elementi è stato impostato a 2mm, ottenendo una mesh di 3528 nodi e 1625 elementi.

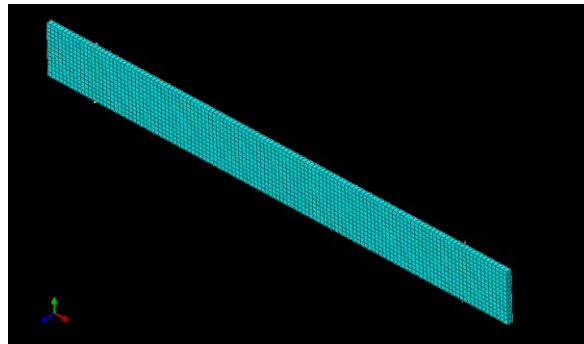


Fig. 78 - Mesh strutturale generata in Abaqus

Per simulare le condizioni di carico del test di trazione ASTM D3039 il provino è stato suddiviso in tre sezioni tramite due piani posizionati a 25mm dalle estremità. Sono quindi stati creati due set di nodi con gli elementi presenti nelle sezioni d'estremità; ad uno dei set è stato impostato un vincolo d'incastro mentre all'altro è stato imposto uno spostamento in direzione X di 0,03 mm. Lo spostamento è molto basso in quanto lo scopo unico dell'analisi accoppiata tra Abaqus e Digimat è stato quello di ricavare la rigidità del materiale su scala macroscopica.

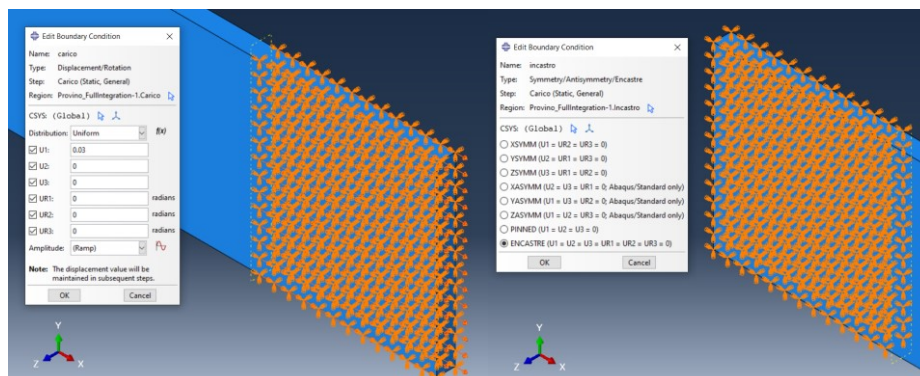


Fig. 79 - Condizioni al contorno in Abaqus

Per generare il file *.inp al provino è stato assegnato un materiale “dummy” isotropo. Avviando il solutore per questo tipo di analisi è stato generato automaticamente il file *.inp.

A questo punto è stata condotta la mappatura in Digimat-MAP, lo svolgimento di questo tipo di operazione prevede l’importazione all’interno del software delle due mesh di processo e strutturale e l’assegnamento del file *.o2d contenente l’orientazione delle fibre alla mesh di processo. La mesh di processo è denominata “donor mesh” in quanto i dati vengono esportati da essa, la mesh strutturale è denominata “receiving mesh” in quanto va a ricevere i dati esportati dalla mesh di processo. Per poter effettuare il mapping con successo non è necessario che le due mesh siano uguali ma bensì che siano sovrapponibili. Le due mesh possono quindi anche essere molto diverse in termini di dimensioni ma fino a che una delle due sovrapponibile all’interno dell’altra è sempre possibile eseguire la mappatura. Per sovrapporre le mesh in Digimat-MAP sono forniti dei comandi di traslazione e rotazione per controllare le due mesh. Partendo dalla mesh di processo ottenuta in Moldex3D (Paragrafo 4.7) ed utilizzando suddetti comandi sono stati ricavati 10 provini tramite il mapping, 5 nella direzione X del flusso di resina e 5 nella direzione Y perpendicolare al flusso. In entrambi i casi i provini sono stati distanziati di 50mm l’uno dall’altro.

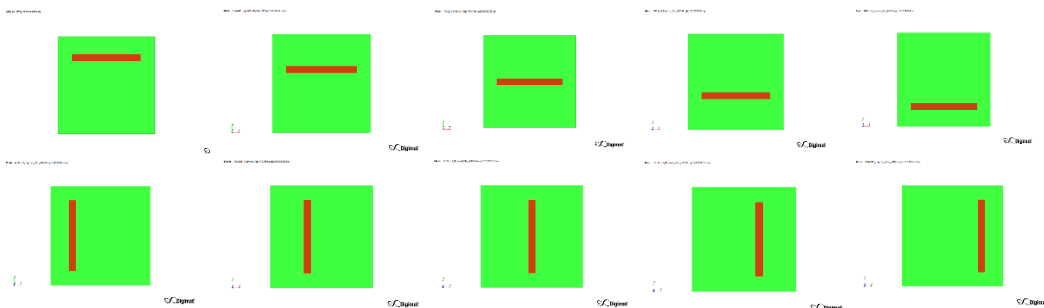


Fig. 80 - Provini ricavati in Digimat-MAP. A partire da sinistra in alto: X1, X2, X3, X4, X5
A partire da sinistra in basso: Y1, Y2, Y3, Y4, Y5.

Gli algoritmi disponibili per lo svolgimento della mappatura sono 4:

- **Integration point/Node to Integration point:** Prima gli integration points della receiving mesh sono localizzati nella donor mesh e successivamente i dati sono mappati dai nodi della donor mesh agli integration points della receiving mesh. Successivamente i dati sono interpolati dagli integration points ai nodi della receiving mesh.

- **Integration point/Node to Node/Integration point:** Come l'algoritmo precedente con la differenza che in questo caso i dati sono mappati direttamente da nodo a nodo tra le due mesh.
- **Element to Integration point:** in questo caso una volta identificati gli integration points della receiving mesh nella donor mesh le informazioni sono mappate direttamente dagli elementi della donor mesh agli integration points della receiving mesh, in pratica è assente l'interpolazione tramite funzioni di forma nella donor mesh.
- **Element to Node/Integration point:** ogni nodo della receiving mesh è localizzato negli elementi della donor mesh e i dati sono trasferiti direttamente dagli elementi della donor mesh ai nodi della receiving mesh. Segue un'interpolazione dei dati dai nodi agli integration points sulla receiving mesh.

Per lo svolgimento della mappatura è stato scelto il primo algoritmo in quanto maggiormente consigliato per la mappatura dei tensori dell'orientazione. La mappatura è stata quindi eseguita per tutti i 10 provini ottenendo un totale di 10 file *.dof contenenti le mesh strutturali accoppiate con le informazioni relative all'orientazione di ogni elemento. I provini sono stati denominati con numerazione progressiva, nel caso dei provini in X partendo dall'alto, nel caso dei provini in Y partendo da sinistra.

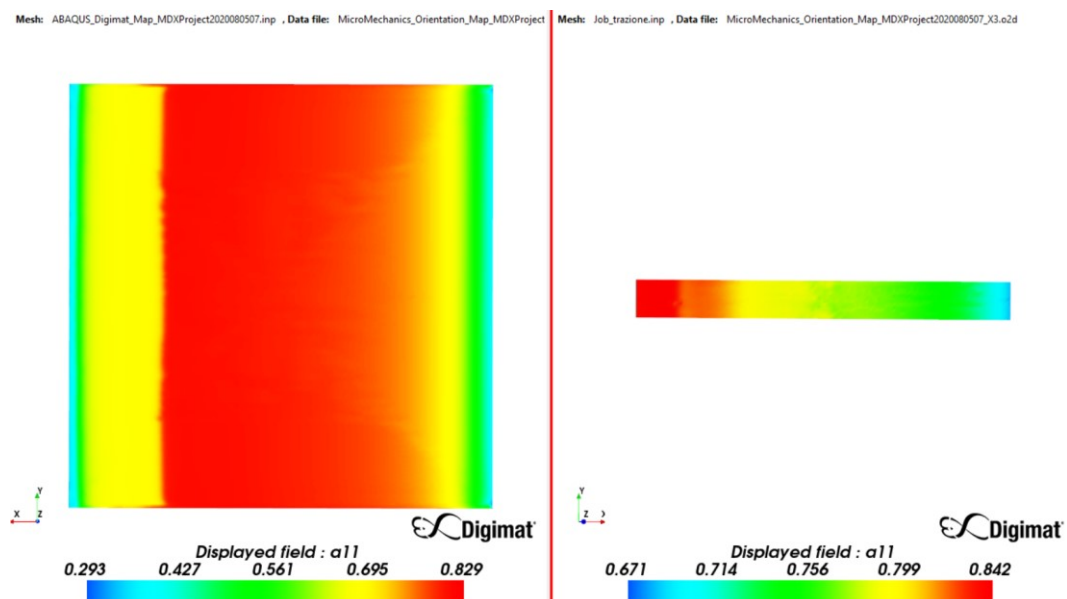


Fig. 81 - Mappatura del provino centrale X3 (a_{11})

4.8.4 Analisi in Digimat-CAE

L'analisi svolta in Digimat-CAE ha come unico scopo la generazione dei file *.aba e *.mat necessari allo svolgimento dell'analisi accoppiata con Abaqus. Per svolgere questa operazione è necessario fornire in ingresso al software il file *.dof ottenuto da Digimat-MAP e il file *.daf contenente il modello del materiale ottenuto in Digimat-MF. Il software fornisce poi due soluzioni di accoppiamento denominate Micro solution (o Full Coupling) e Hybrid solution (o Reduced Coupling). Nella prima soluzione si generano dei file che consentono a Digimat di dialogare in modo interattivo col software strutturale, andando a ricalcolare e riomogeneizzare le proprietà del materiale in ogni time step, in ogni iterazione, per ogni elemento e per ogni punto di integrazione. Tutto questo viene fatto tenendo conto dell'orientazione associata ad ogni elemento andando così ad aggiornare in ogni istante la matrice di rigidità tangente. Questa soluzione è ovviamente molto accurata ma comporta dei tempi di calcolo molto elevati. La seconda soluzione invece va a precalcolare dei "parametri ibridi" che non sono altro che delle carte materiale calcolate per un numero n di orientazioni. In questo modo al momento dell'interazione col software strutturale, a seconda dell'orientazione che viene trovata in ogni elemento, Digimat va a prendere la carta materiale associata a quell'orientazione e la associa a quell'elemento. In pratica è come se nello step iniziale di calcolo dei parametri ibridi, il software andasse a svolgere una campagna sperimentale di test per un numero n di orientazioni sul materiale contenuto nel file *.daf del materiale. Il calcolo non è quindi attivo in ogni istante e il tempo di calcolo risulta di gran lunga ridotto.

Ai fini della tesi l'analisi è stata svolta utilizzando il Reduced Coupling della Hybrid Solution. Le analisi in Digimat-CAE sono state ripetute per ogni file *.dof associato ai provini ricavati con Digimat-MAP e per ogni file *.daf generato in Digimat-MF. Sono quindi stati ricavati i file necessari all'analisi accoppiata per tutte e tre le dimensioni delle chips e per tutti i 10 provini, per un totale di 30 analisi.

4.8.5 Analisi accoppiata tra Abaqus e Digimat

L'accoppiamento tra Digimat e Abaqus avviene tramite un file *.env contenente delle variabili d'ambiente necessarie a far dialogare i due software. Tale file è generato automaticamente al momento dell'installazione di Digimat. Per svolgere l'analisi accoppiata è necessario porre all'interno della cartella di lavoro 5 file:

- File *.env contenente le variabili d'ambiente
- File *.inp contenente la mesh strutturale e le condizioni al contorno in Abaqus
- File *.dof contenente la mesh strutturale associata all'orientazione delle fibre
- File *.aba contenente le istruzioni per far leggere al solutore il file *.mat prima che l'analisi inizi
- File *.mat contenente i parametri ibridi descritti nel paragrafo precedente e le proprietà del materiale, è l'input deck di Digimat

Tutti i file sono stati generati attraverso le analisi precedenti. Prima di lanciare l'analisi è necessario modificare manualmente il file *.inp inserendo in esso le informazioni contenute nel file *.aba in modo tale che il solutore possa utilizzare i parametri ibridi. Tramite un editor di testo i vari file *.inp sono stati modificati di volta in volta per ogni analisi.

A questo punto è possibile lanciare l'analisi accoppiata tra Digimat e Abaqus, come descritto precedentemente l'accoppiamento tramite i parametri ibridi fa sì che in ogni time step e per ogni elemento Abaqus vada a leggere la carta materiale associata all'orientazione presente nell'elemento, ottenendo così una descrizione accurata dell'anisotropia del materiale. Le analisi accoppiate in Abaqus sono state svolte per tutti i 10 provini associati ai file *.dof d'orientazione e con tutte e 3 le carte materiale ottenute in Digimat-MF. In totale sono state quindi svolte 30 analisi accoppiate, i cui risultati sono riportati nelle pagine successive.

- Chips da 20x50mm

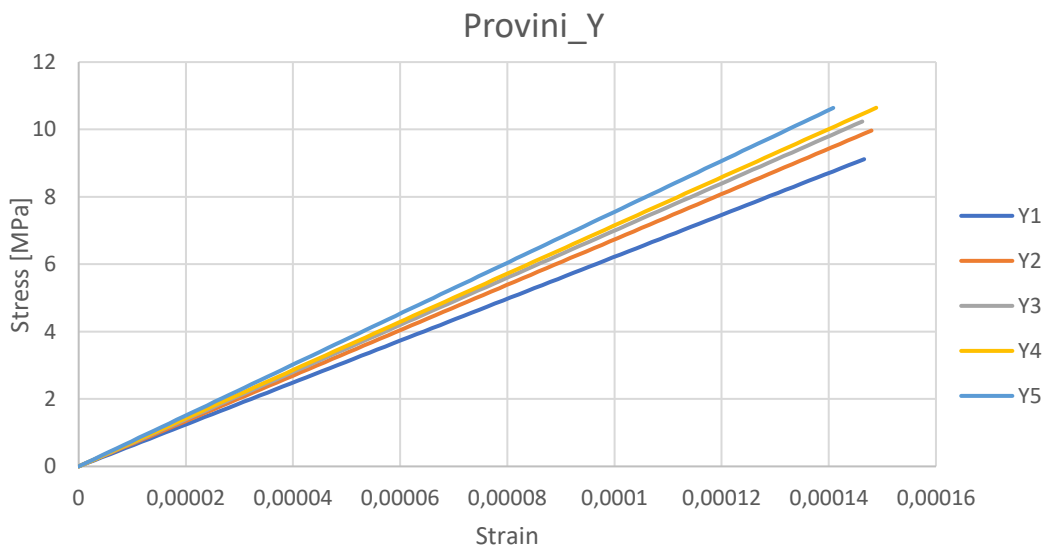
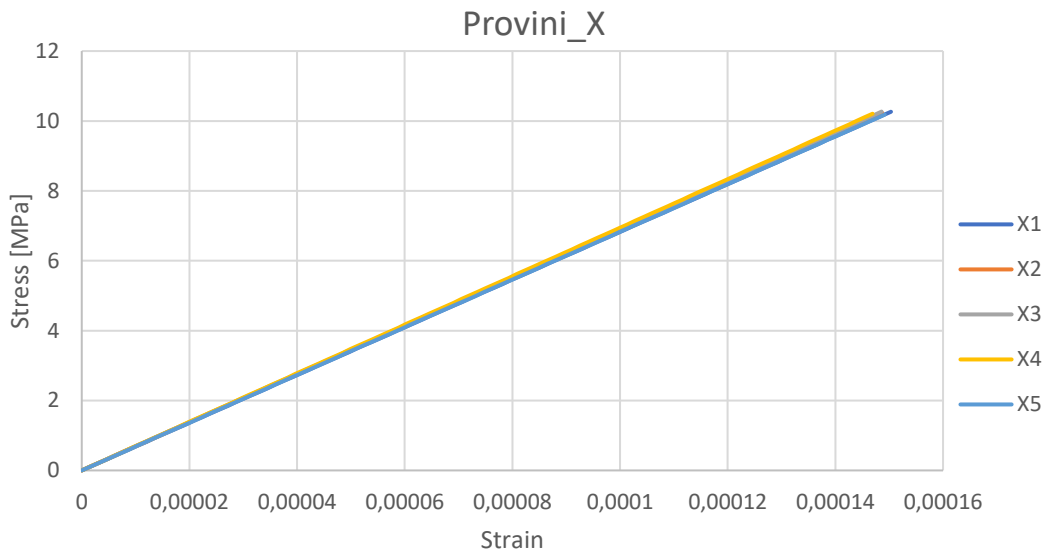


Grafico 14 - Risultati Tensile test su Abaqus-Chips da 20x50mm

Modulo a trazione E (MPa)– Chips 20x50					
X1	X2	X3	X4	X5	Val. Medio
68268	68860	69103	69466	68261	68791
Y1	Y2	Y3	Y4	Y5	Val. Medio
62196	67364	69989	71511	55548	69321

Tabella 20 - Risultati Tensile test su Abaqus-Chips da 20x50mm

- Chips da 30x30mm

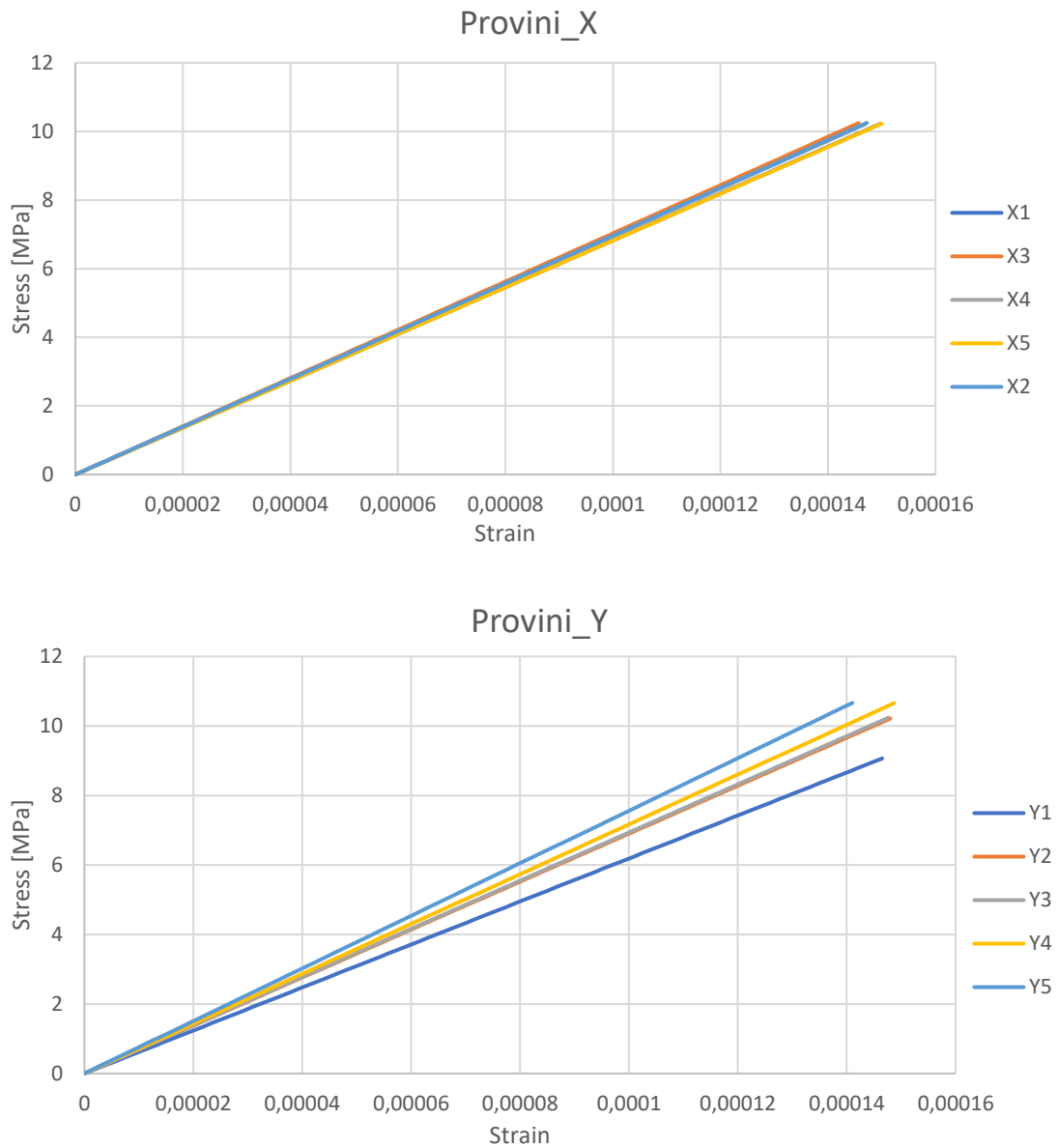


Grafico 15 - Risultati Tensile test su Abaqus-Chips da 30x30mm

Modulo a trazione E (MPa)– Chips 30x30					
X1	X2	X3	X4	X5	Val. Medio
68250	69619	70290	69466	68169	69158
Y1	Y2	Y3	Y4	Y5	Val. Medio
61874	69015	69351	71681	75613	69506

Tabella 21 - Risultati Tensile test su Abaqus-Chips da 30x30mm

- Chips da 10x10mm

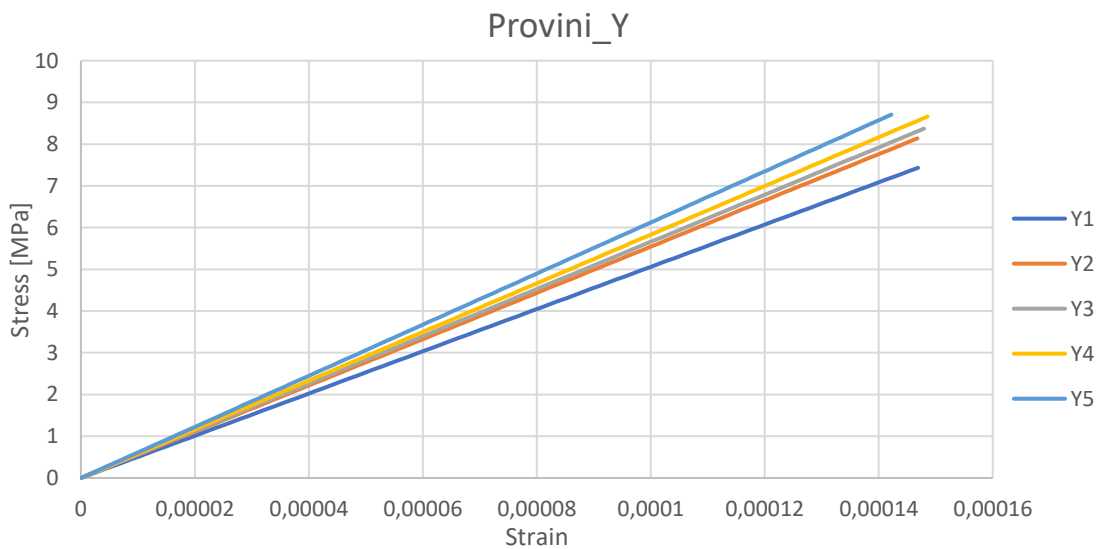
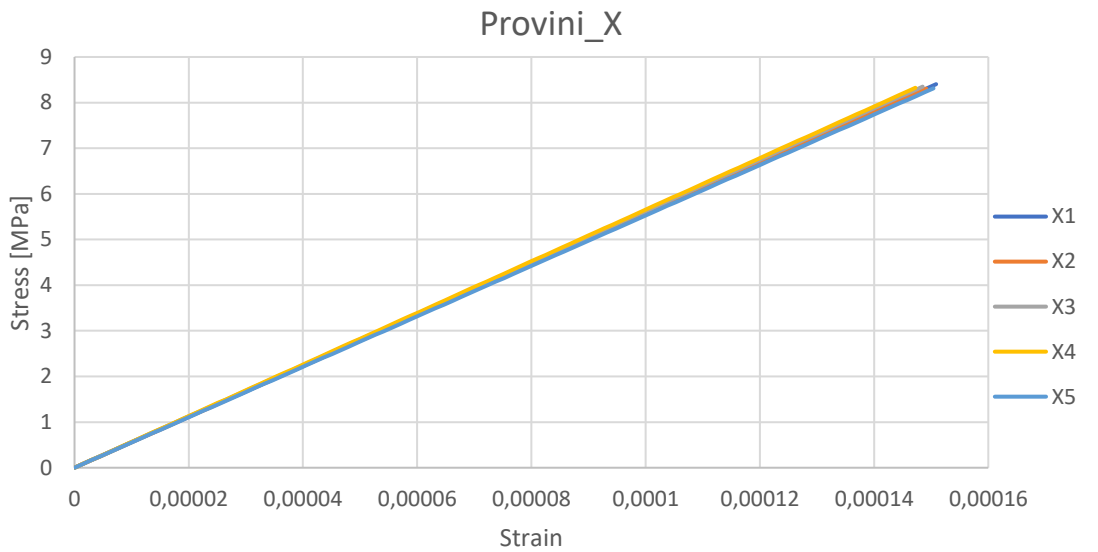


Grafico 16 - Risultati Tensile test su Abaqus-Chips da 10x10mm

Modulo a trazione E (MPa)– Chips 10x10					
X1	X2	X3	X4	X5	Val. Medio
55705	55694	56226	56542	55270	55887
Y1	Y2	Y3	Y4	Y5	Val. Medio
50599	55440	56586	58312	61233	56434

Tabella 22 - Risultati Tensile test su Abaqus-Chips da 10x10mm

4.8.6 Studio della rottura in Digimat-FE

Per prevedere il carico di rottura del materiale è stata impostata un'analisi in Digimat-FE. In questo caso l'RVE è stato creato in modo da rappresentare un provino di trazione, di dimensioni 250x25x2,5mm. Il seeding della mesh è stato impostato in modo da avere dei voxel da circa 1mm³, generando quindi 250 voxel lungo X, 25 voxel lungo Y e 4 voxel lungo lo spessore Z. Il materiale è stato modellato in modo del tutto analogo ai casi precedenti, considerando il prepreg GG630IMP503ZHT come unico materiale e creando una microstruttura formata da strands di dimensioni 30x30mm.

Per modellare la rottura del materiale in Digimat-FE si hanno due possibilità che è possibile anche combinare tra loro. La prima consiste nell'inserire nel modello un criterio di rottura tra quelli disponibili come Tsai-Hill, Tsai-Wu ecc. andando così a modellare la rottura degli strands. La seconda consiste nell'inserire nel modello un materiale "breaking-glu", costituente un'interfaccia che avvolge ogni inclusione (in questo caso ogni strand) in modo simile ad un materiale coesivo. In questo modo gli strand sono legati tra loro tramite dei vincoli di incollaggio e una volta raggiunto il carico critico, tali vincoli vengono soppressi. Si è scelto di utilizzare quest'ultima opzione andando così a modellare il debonding tra gli strands, che dalla ricerca in letteratura risulta il meccanismo di rottura principale.

Il modello matematico della breaking glue è il seguente:

$$\left(\frac{t_n}{S_n}\right)^2 + \left(\frac{t_s}{S_t}\right)^2 + \left(\frac{t_t}{S_t}\right)^2 > 1 \quad (4.23)$$

Dove t_n è la tensione normale all'interfaccia matrice-inclusione, t_s e t_t sono le tensioni a taglio lungo le direzioni dell'interfaccia matrice-inclusione, S_n è la tensione massima dell'interfaccia se caricata nella direzione normale e S_t è la tensione massima dell'interfaccia a taglio.

Per lo svolgimento della simulazione S_n è stata ottenuta dalla letteratura ed è stata presa pari a 80 MPa, S_t è invece stata presa dai datasheet ed è pari al valore di ILSS del composito, 60 MPa.

Per simulare un test a trazione è stato applicato un carico di trazione monoassiale nella direzione longitudinale del provino (direzione x)

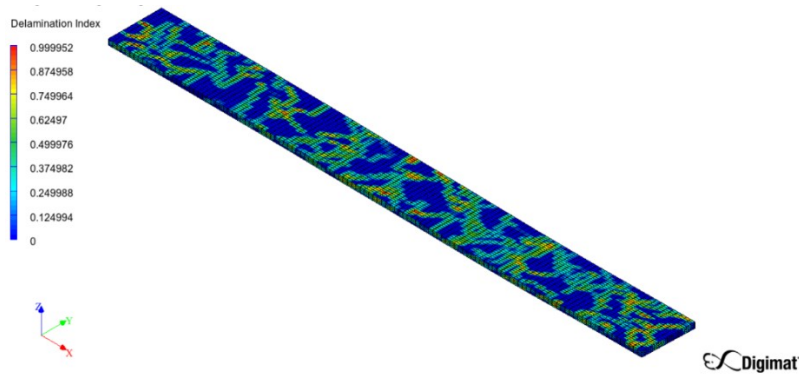


Fig. 82 - Indice di delaminazione del provino nell'istante precedente alla rottura in Digimat-FE

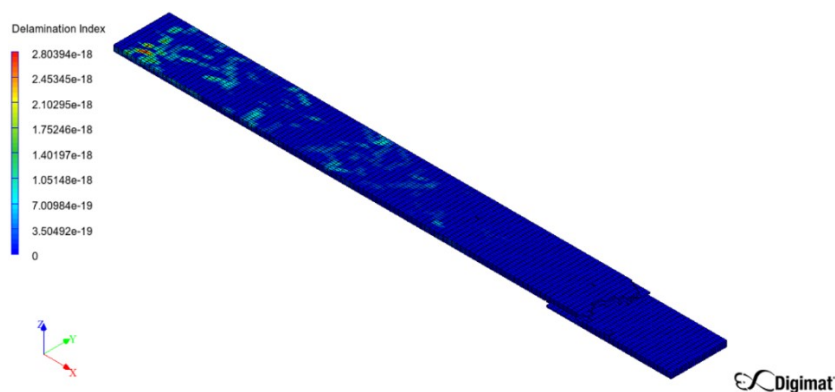


Fig. 83 - Rottura del provino in Digimat-FE

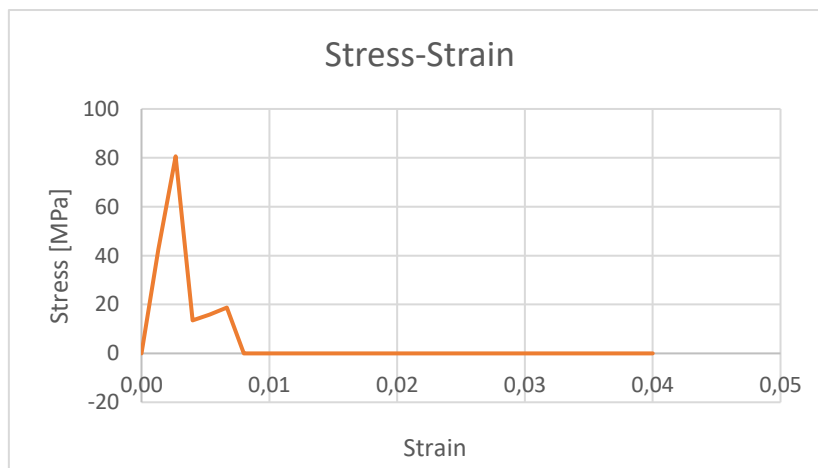


Grafico 17 - Curva Tensione-deformazione del provino in Digimat-FE

Dall'analisi si è ottenuto un carico di rottura pari a 80 MPa ma il modulo risulta di gran lunga più elevato rispetto alle analisi precedenti. Questo molto probabilmente è dovuto al diverso tipo di modellazione utilizzato per l'RVE che nei casi precedenti è stato modellato come un parallelepipedo di dimensioni 150x150x2,5mm, molto meno rigido rispetto a un provino di trazione caricato nella direzione longitudinale.

5 Campagna sperimentale

Per la validazione delle proprietà ottenute tramite il modello virtuale e lo studio dell'effetto di alcuni parametri come la presenza di talco è stata predisposta una serie di test. Si è deciso di svolgere dei test di trazione come da normativa ASTM D3039 per valutare il modulo e la resistenza del composito.

5.1 Prove di trazione e Micro/Macrografie

Per la realizzazione dei provini necessari allo svolgimento delle prove di trazione è stato necessario realizzare un nuovo stampo in grado di stampare delle piastre piane dello spessore desiderato. Si è pensato di realizzare uno stampo modulare in modo da renderlo adattabile a diverse dimensioni delle piastre. In particolare, sono state scelte due dimensioni: una piccola corrispondente ad un'area di 160x270mm ed una grande corrispondente ad un'area di 350x350mm. Le dimensioni della piastra piccola sono state scelte in modo tale che da essa fossero ricavabili almeno 5 provini, le dimensioni della piastra grande invece sono state scelte in modo che da essa fossero ricavabili 10 provini di cui 5 in una direzione e 5 nella direzione perpendicolare, in modo da poter eventualmente studiare le proprietà ottenibili nella direzione del flusso di resina e nella direzione ortogonale. Per entrambe le piastre è stato scelto uno spessore di 2,5mm come da normativa ASTM D3039. Lo spessore è inoltre compatibile anche con le altre normative relative a test ILSS, test a flessione e test a compressione. Lo stampo è stato realizzato in acciaio in modo da evitare i danneggiamenti. È composto da una piastra di dimensioni 400x400mm con spessore di 30 mm che funge da piano di stampa ed una piastra del tutto analoga che funge da controstampo. Per raggiungere la modularità dello stampo e renderlo utilizzabile per entrambe le configurazioni sono state predisposte due cornici spesse 15mm che vanno montate sulla piastra inferiore e che permettono di raggiungere le dimensioni di 160x270 e 350x350 creando una cavità femmina. Sul controstampo vanno montate altre due piastre che fungono da maschio nello stampaggio, centrate tramite due spine da 4mm. Per favorire l'estrazione delle piastre stampate è stato aggiunto un leggero angolo di sforno di 2°. Il sistema di fissaggio alla pressa è stato realizzato in modo analogo allo stampo utilizzato nei test precedenti ed è costituito da una serie di blocchetti che consentono al controstampo di muoversi solidalmente alla piastra superiore della pressa. Il centraggio tra stampo e controstampo è garantito tramite delle colonne di centraggio di diametro 35mm.

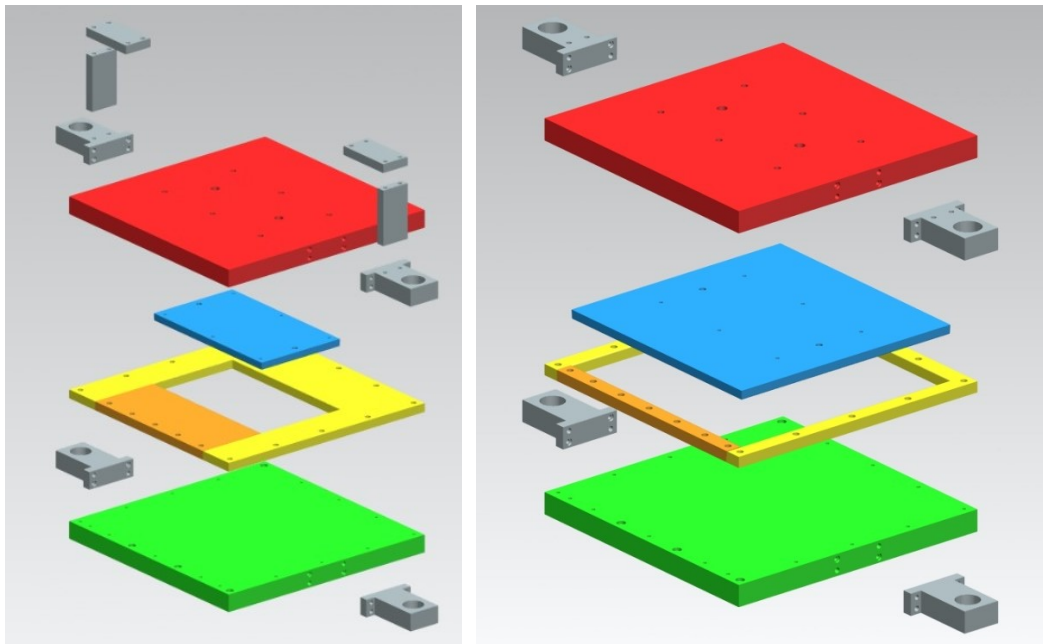


Fig. 84 - Viste esplose degli stampi

Inizialmente sono state realizzate 3 piastre utilizzando lo stampo da 160x270mm in modo da utilizzare una quantità minore di materiale. Tutte le piastre sono state realizzate con delle chips da circa 30x30mm. In tutto sono state realizzate 5 piastre per valutare l'influenza del talco e del metodo di posizionamento delle chips all'interno dello stampo. Per valutare quest'ultimo parametro 2 piastre sono state realizzate posizionando manualmente ed in modo ordinato le chips, nel posizionamento si è cercato di mantenere l'orientazione di trama e ordito dei ritagli parallela ai lati dello stampo e di garantire un riempimento il più omogeneo possibile andando a coprire tutta la superficie di stampata. Inoltre, si è cercato di valutare l'effetto sulle proprietà meccaniche dell'inserimento di un altro materiale nel mix di chips, in questo caso è stato scelto un materiale con la stessa grammatura ma un altro sistema di resina, la Microtex E3. Tale sistema di resina è stato scelto in quanto presenta una curva di viscosità e dei cicli di cura consigliati molto simili a quelli dell'IMP503ZHT, in questo modo si è evitato di incorrere nel rischio di ottenere componenti non completamente curati in quanto si è potuto utilizzare un ciclo che fosse adatto ad entrambi i materiali. Per tutte le stampate sono stati utilizzati gli stessi parametri di processo, con pressione dell'olio a 170bar, temperatura a 130°C e mantenimento in pressata per 1,5 ore. I parametri delle 5 piastre sono riportati nella Tabella 23.

Piastra	Materiale	Dim. Chips	Talco	Metodo deposizione
A	GG630IMP503ZHT	30x30mm	si	Manuale ordinata
B	GG630IMP503ZHT	30x30mm	si	Manuale random
C	GG630IMP503ZHT	30x30mm	no	Manuale random
D	GG630IMP503ZHT	30x30mm	no	Manuale ordinata
E	GG630IMP503ZHT + CC630E3	30x30mm	si	Manuale random

Tabella 23 - Piastre realizzate per i test a trazione

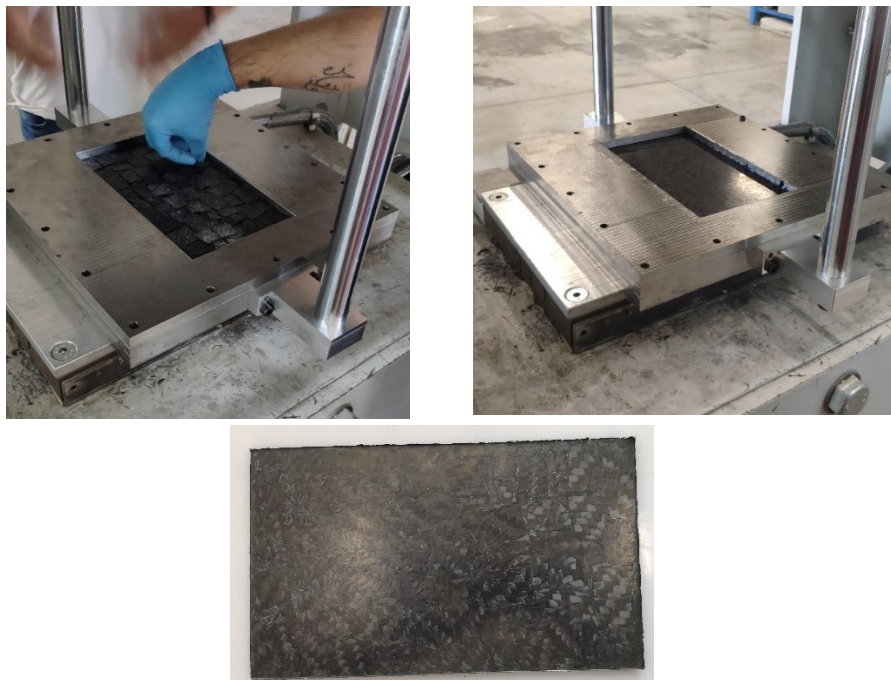
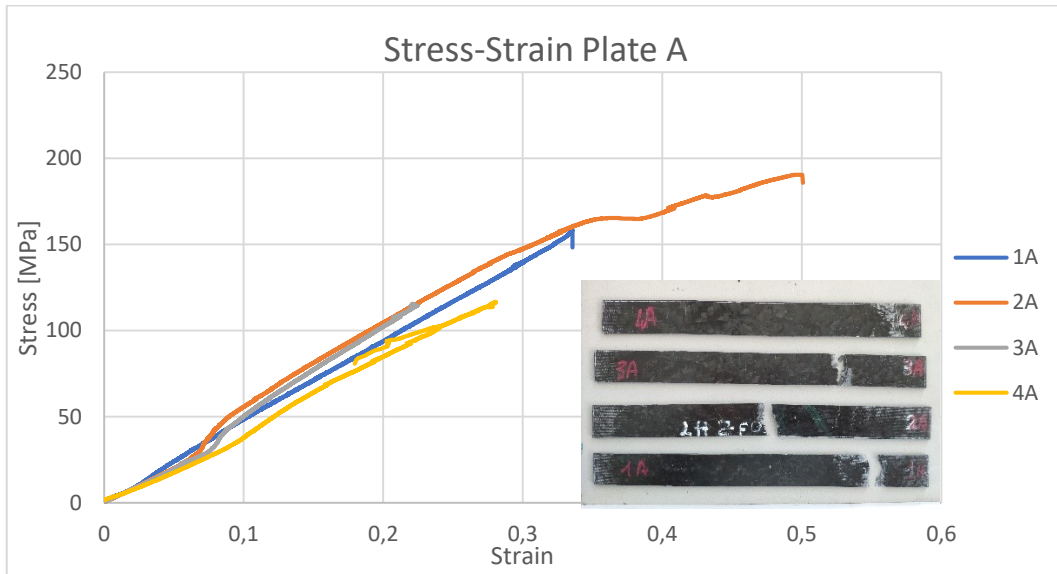


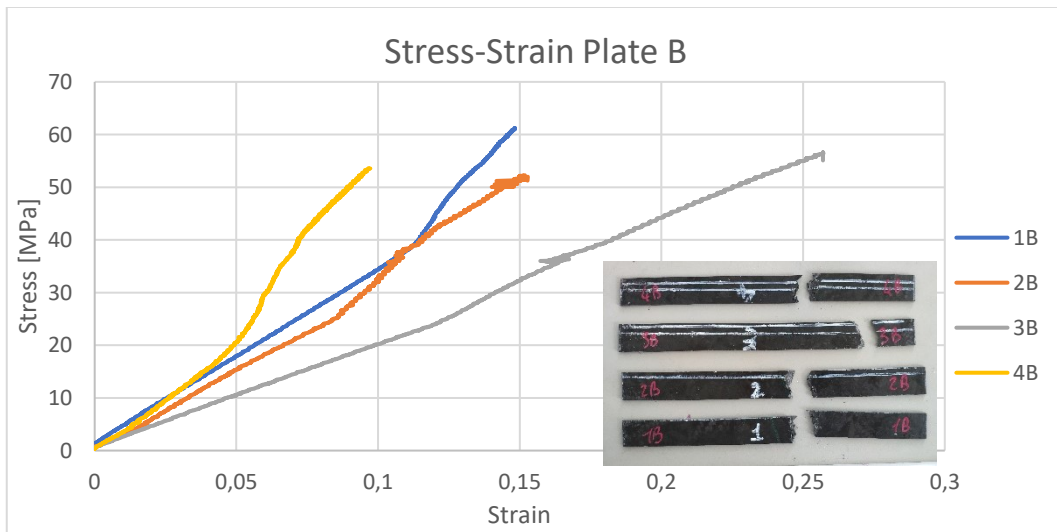
Fig. 85 - Realizzazione delle piastre da 160x270mm

Dalle prime tre piastre sono stati ottenuti 4 provini invece che 5 come si era inizialmente previsto, questo perché si è scelto di distanziare i provini di 20mm dai bordi esterni in modo da cautelarsi maggiormente rispetto gli effetti di bordo. Per le ultime due piastre sono stati ricavati solo 3 provini. In totale sono stati quindi ottenuti 18 provini che sono stati testati a trazione secondo la normativa ASTM D3039. Non sono stati applicati tabs per l'afferraggio in quanto non disponibili al momento dell'esecuzione delle prove. Oltre ai test a trazione, sono state svolte delle micro e macrografie sui provini testati, al fine di valutare la qualità della microstruttura del composito.



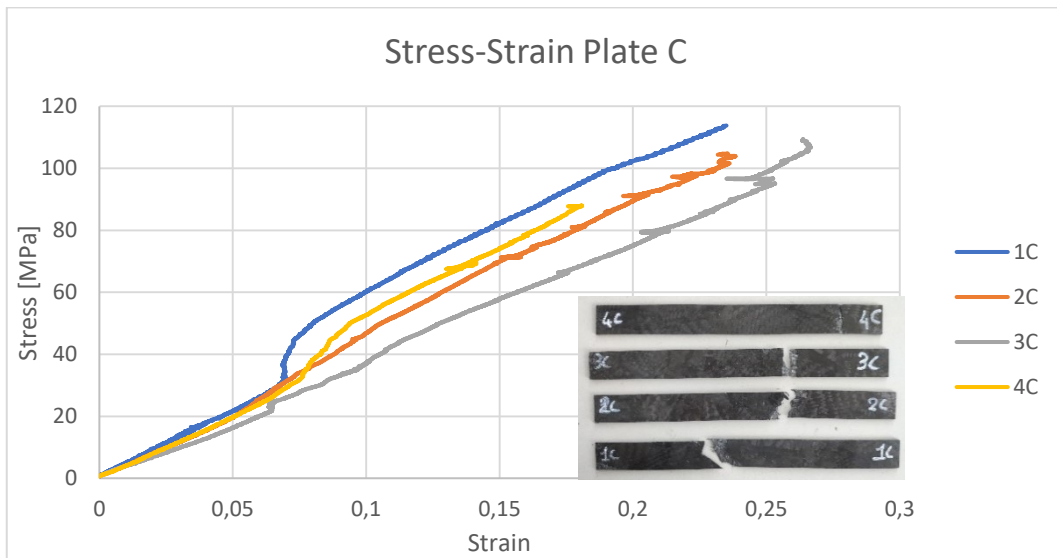
Identificati	Spessore T_0 mm	Larghezza l_0 mm	Sezione S_0 mm ²	F. MAX N	Carico a rottura L_t MPa	Modulo di Young E_{Lt} GPa
1A	2,49	24,80	61,75	9774	158,3	45,61
2A	2,52	25,50	64,26	12244	190,5	48,93
3A	2,53	25,05	63,38	7322	115,5	49,67
4A	2,45	26,10	63,95	7456	116,6	47,12

Grafico 18 - Risultati Tensile Test Piastra A



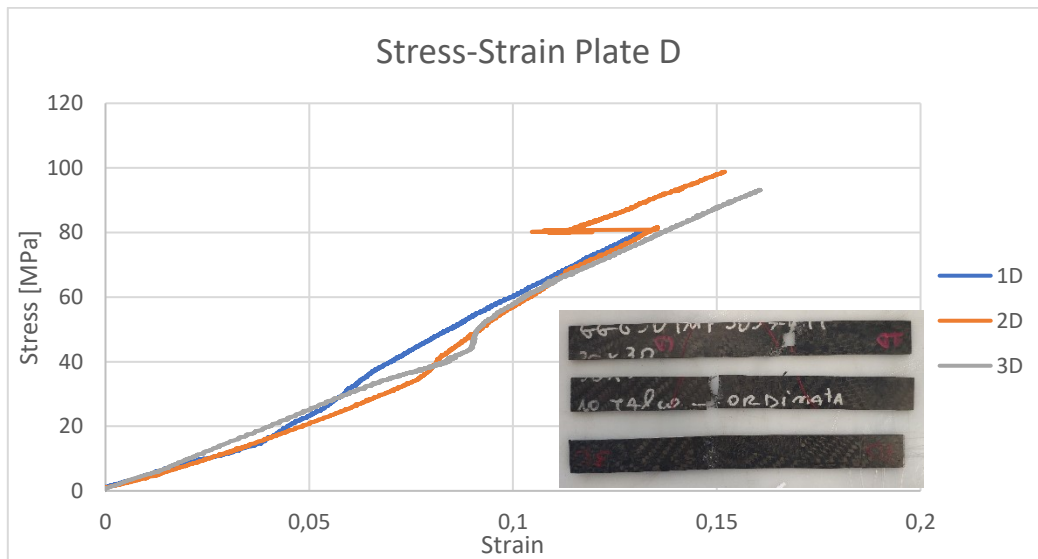
Identificati	Spessore T_0 mm	Larghezza l_0 mm	Sezione S_0 mm ²	F. MAX N	Carico a rottura L_t MPa	Modulo di Young E_{Lt} GPa
1B	2,51	23,10	57,98	3552	61,3	32,65
2B	2,52	24,90	62,75	3280	52,3	36,38
3B	2,52	24,80	62,50	3540	56,6	25,89
4B	2,51	24,70	62,00	3324	53,6	42,39

Grafico 19 - Risultati Tensile Test Piastra B



Identificati	Spessore T_0 mm	Larghezza l_0 mm	Sezione S_0 mm ²	F. MAX N	Carico a rottura L_t MPa	Modulo di Young E_{L_t} GPa
1C	2,51	24,70	62,00	7053	113,8	42,19
2C	2,49	24,40	60,76	6365	104,8	43,22
3C	2,49	24,80	61,75	6758	109,4	32,61
4C	2,48	25,20	62,50	5497	88,0	39,53

Grafico 20 - Risultati Tensile Test Piastra C



Identificati	Spessore T_0 mm	Larghezza l_0 mm	Sezione S_0 mm ²	F. MAX N	Carico a rottura L_t MPa	Modulo di Young E_{L_t} GPa
1D	2,65	25,80	68,37	5482	80,2	40,47
2D	2,66	25,80	68,63	9737	141,9	39,55
3D	2,65	24,80	65,72	6127	93,2	48,67

Grafico 21 - Risultati Tensile Test Piastra D

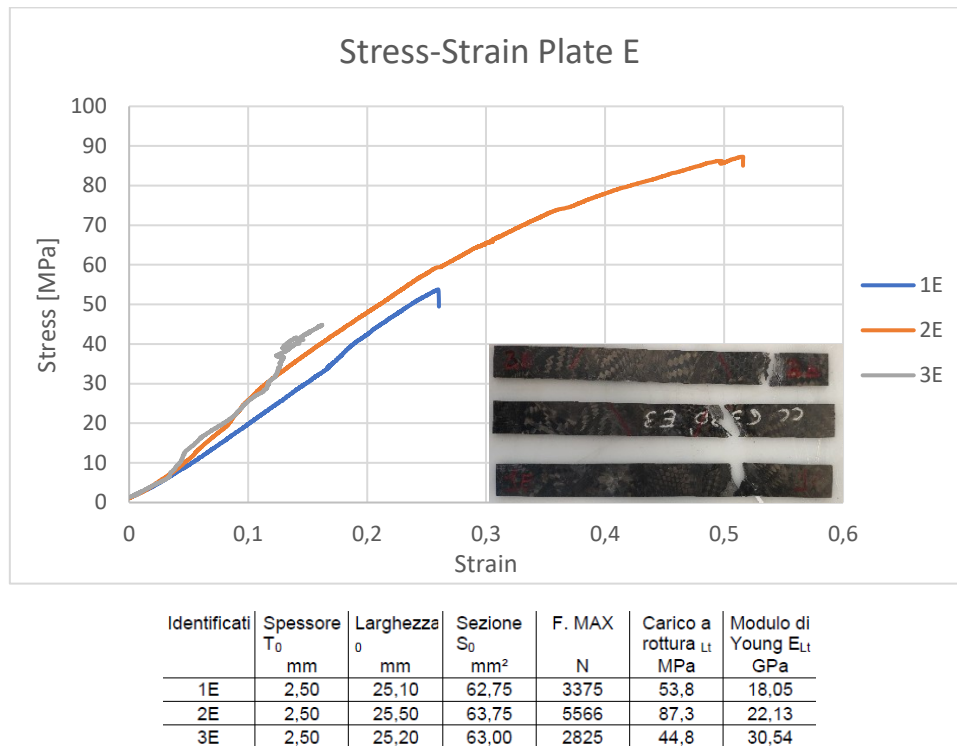


Grafico 22 - Risultati Tensile Test Plate E

Come si può notare dai grafici precedenti, il miglior risultato in termini di proprietà meccaniche è stato raggiunto con la piastra A con deposizione manuale ordinata e presenza di talco. In generale le proprietà del composito sono di gran lunga minori rispetto a quelle ottenibili con un composito laminato a fibra lunga, ma restano comunque paragonabili a quelle di un alluminio. La rottura dei provini in alcuni casi è avvenuta all'interno delle ganasce della macchina di trazione per via dell'assenza dei tabs. Osservando i modi di rottura dei provini si è notato che nella maggioranza dei casi il cedimento è stato causato dalla frattura delle fibre al contrario di quanto riscontrato in letteratura in cui la tipologia di rottura prevalente è la delaminazione tra le chips. Osservando la macrografie si è arrivati alla conclusione che questo è dovuto al fatto che la disomogeneità e la presenza di agglomerati di resina porta ad avere alcune sezioni del provino in cui può essere presente anche una sola chip a resistere al carico. Inoltre, le fibre di tale chip potrebbero anche trovarsi in una condizione di non allineamento rispetto alla direzione di carico. Di conseguenza, c'è la possibilità di ottenere una resistenza al carico pari a quella delle fibre contenute nella singola chip e l'inizio della frattura si ha per rottura di tali fibre. In alcuni casi inoltre la frattura è partita da macroporosità presenti sulla superficie delle piastre, in tali circostanze si è riscontrata la rottura nello stesso punto dei provini ricavati da zone adiacenti nella stessa piastra. Le proprietà maggiori sono state ottenute con le piastre A e D, ovvero

quelle in cui la deposizione delle chips è stata fatta in modo ordinato, ottenendo valori che sono quasi il doppio rispetto agli altri casi. Questo è sicuramente dovuto al fatto che, posizionando ordinatamente le chips una per una, si va ad evitare che quest'ultime creino agglomerati con conseguente orientazione locale delle fibre nella direzione dello spessore.

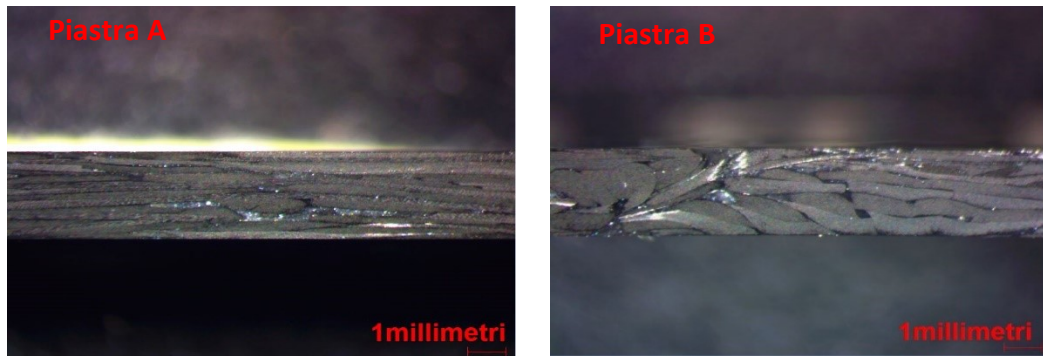


Fig. 86 - Confronto macrografie 10x Piastra A - Piastra B

Inoltre, l'assenza di agglomerati di chips diminuisce la tendenza alla formazione di sacche di resina e garantisce una più uniforme distribuzione dello spessore come si può notare dalla Fig. 86. Confrontando i risultati della piastra A con quelli della piastra D si ha un risultato inaspettato. Infatti, ci si aspettava che l'assenza di talco avrebbe aumentato le proprietà meccaniche del composito e che quindi la piastra D avrebbe avuto proprietà maggiori della A in termini di modulo e carico di rottura. Questo però non è avvenuto e provini ottenuti dalla piastra D hanno fatto registrare un modulo confrontabile con la piastra A ma un carico di rottura in generale più basso. Da questo confronto si può affermare che l'effetto del talco sulle proprietà meccaniche non è del tutto deleterio. Il talco infatti, sembra avere un effetto favorevole per l'espulsione dell'aria intrappolata nel composito, garantendo una diminuzione del contenuto di vuoti. Di contro però le particelle di talco restano nel composito creando una fase inquinante.

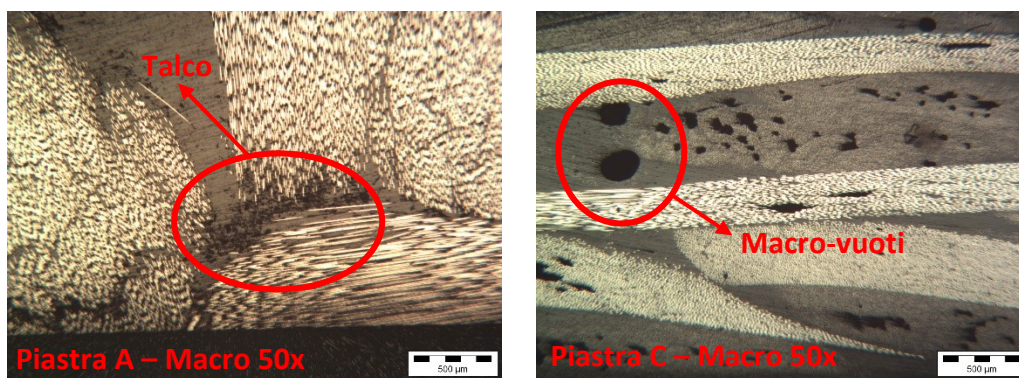


Fig. 87 - Confronto micrografie 50x Piastra A - Piastra C

Dalla Fig. 87 si può notare come nella piastra A il talco resti intrappolato all'interno del composito tra le chips ma la presenza di vuoti risulta poco marcata. Al contrario nella piastra C sono visibili dei macro-vuoti anche in assenza del talco.

La piastra E infine è stata realizzata per studiare le proprietà ottenibili combinando al materiale originale un materiale con un diverso sistema di resina, il Microtex E3. Dai test a trazione si è riscontrato che compatibilità delle curve di viscosità non si traduce in compatibilità a livello meccanico. I risultati raggiunti con i provini ottenuti dalla piastra E sono infatti i più bassi tra tutte le piastre realizzate e si è riscontrata la rottura della matrice piuttosto che delle fibre. Oltretutto il modulo riscontrato è anche leggermente più basso rispetto a quello di una tipica resina epossidica, confermando maggiormente l'effetto deleterio della combinazione di queste due resine. È bene inoltre sottolineare che si è riscontrata una forte variabilità delle proprietà del composito in alcuni provini proveniente dalla stessa piastra. In particolare, nei provini ottenuti dalla piastra B è stata riscontrata una forte variazione del modulo e le proprietà ottenute sono più basse rispetto alle altre piastre. La variabilità dei risultati è sicuramente dovuta alla forte randomicità e disomogeneità nella distribuzione randomica delle chips nella piastra.

Confrontando i risultati ottenuti dai test a trazione con i risultati ottenuti dal modello virtuale si può notare che l'analisi accoppiata svolta in Abaqus porta ad una grande sovrastima dei moduli di rigidezza del composito. Al contrario, le analisi svolte in Digimat-FE a livello a RVE mostrano ottima corrispondenza coi dati sperimentali. La difformità tra i risultati ottenuti in Abaqus e i risultati sperimentali è quindi da ricondurre al gran numero di approssimazioni adottate durante la simulazione del processo in Moldex3D, a partire dall'utilizzo di un sistema di resina diverso da quello reale per i problemi legati alla caratterizzazione descritti nel paragrafo 4.7.

Identificati	Spessore T_0 mm	Larghezza l_0 mm	Sezione S_0 mm ²	F. MAX N	Carico a rottura L_t MPa	Modulo di Young E_{Lt} GPa
1C	2,51	24,70	62,00	7053	113,8	42,19
2C	2,49	24,40	60,76	6365	104,8	43,22
3C	2,49	24,80	61,75	6758	109,4	32,61
4C	2,48	25,20	62,50	5497	88,0	39,53

Modulo a trazione E (MPa)– Chips 30x30					
X1	X2	X3	X4	X5	Val. Medio
68250	69619	70290	69466	68169	69158
Y1	Y2	Y3	Y4	Y5	Val. Medio
61874	69015	69351	71681	75613	69506

Tabella 24 - Confronto moduli ottenuti in Abaqus - Dati sperimentali

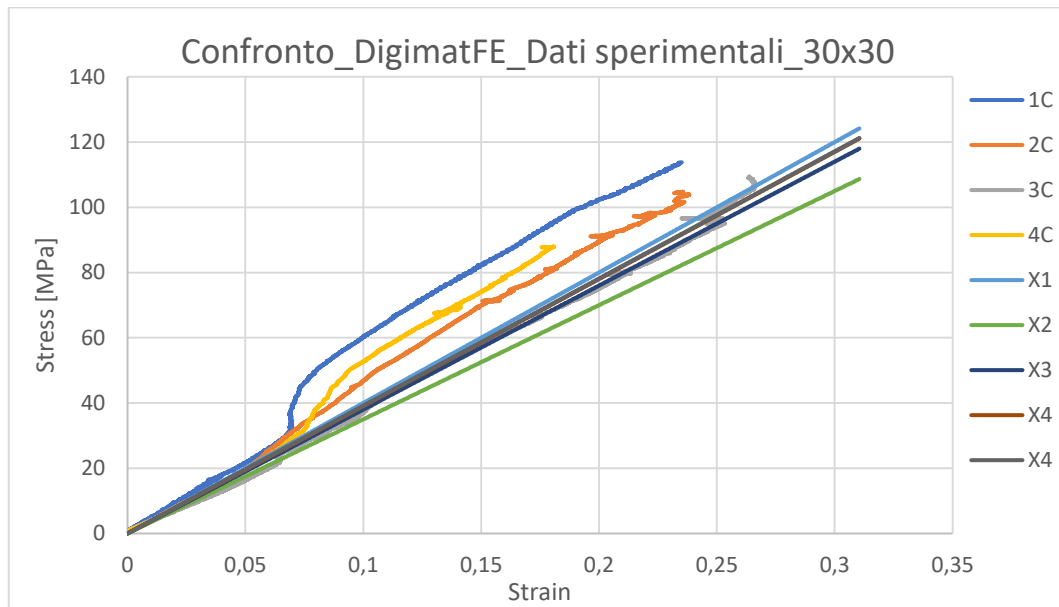


Grafico 23 - Confronto tra dati sperimentali e analisi virtuale in Digimat-FE, chips da 30x30mm

Nel Grafico 23 le curve denominate X1, X2, X3, X4, X5 sono relative all'analisi svolta in Digimat-FE mentre le altre curve rappresentano il test a trazione svolto sulla piastra C. I risultati sono stati confrontati con quest'ultima piastra in quanto è quella che meglio rappresenta le condizioni modellate in Digimat, ovvero assenza di talco e orientazione randomica delle chips. Le rette ottenute in Digimat sono state estese in modo da renderle confrontabili con le curve sperimentali dato che inizialmente tali curve arrivavano ad una deformazione di 0,03. È bene ricordare che le simulazioni in Digimat hanno avuto l'unico scopo di prevedere il modulo ottenibile col materiale studiato, di conseguenza gli stress ottenibili non sono da confrontare con questo modello. La previsione del modulo ottenibile mostra un'ottima corrispondenza coi dati sperimentali.

Identificati	Spessore T_0 mm	Larghezza l_0 mm	Sezione S_0 mm ²	F. MAX N	Carico a rottura L_t MPa	Modulo di Young E_{L_t} GPa
1C	2,51	24,70	62,00	7053	113,8	42,19
2C	2,49	24,40	60,76	6365	104,8	43,22
3C	2,49	24,80	61,75	6758	109,4	32,61
4C	2,48	25,20	62,50	5497	88,0	39,53

Risultati E1 – GG630IMP503ZHT_30x30						
E1(MPa)	34097	30051	31966	33583	33595	Valor medio 32656

Tabella 25 - Confronto moduli ottenuti in Digimat-FE – Dati sperimentali

Il carico di rottura raggiunto coi test sperimentali può essere invece confrontato con i risultati ottenuti in Digimat-FE nell'analisi col modello di materiale breaking glue descritta nel paragrafo 4.8.6, ricordando però che in tale analisi è stata modellata la rottura della matrice e non degli strands. Il carico di rottura raggiunto nel modello virtuale è di circa 80 Mpa, leggermente più basso rispetto al carico ottenuto dai test sperimentali. Per migliorare l'accuratezza di tale modello andrebbe inserito un criterio di crisi come Tsai-Hill o Tsai-Wu combinato col modello di materiale breaking glue. In questo modo si potrebbe prevedere il tipo di rottura del composito sia essa dominata dalla rottura della matrice o della fibra.

5.2 Studio dei parametri di processo

Per studiare l'effetto dei parametri di processo sulla porosità del manufatto finale è stata impostata un'analisi secondo le tecniche del Design Of Experiments (DOE) per generare un piano sperimentale di test. In particolare, come algoritmo per la generazione del DOE si è scelto il Box-Behnken in modo da ridurre al minimo il numero di test necessari.

5.2.1 Design of Experiments – DOE

Le metodologie di progettazione degli esperimenti o Design Of Experiments (DOE) sono una serie di tecniche che hanno lo scopo di valutare e ottimizzare le variabili di risposta di un determinato sistema o processo quando questo è sottoposto a un certo numero di variabili di input, siano esse variabili controllabili o meno. Si definiscono "fattori" le variabili in ingresso che vanno ad influenzare la risposta del processo e "livelli" i valori assunti dai fattori.

Quando ci si interfaccia per la prima volta con un nuovo processo è necessario conoscere qual è l'influenza dei vari fattori nella riuscita del processo produttivo e quali sono le interazioni tra questi fattori. Ad esempio, potrebbe essere necessario conoscere quali fattori hanno la maggiore influenza sulla risposta, come questi fattori si influenzano a vicenda e come andare a settare tali fattori per far sì che l'effetto delle variabili non controllabili sia ridotto. L'approccio più semplice e naturale che si può seguire per ottenere queste informazioni è l'approccio monofattoriale, anche detto "Un fattore alla volta" (One factor at the time – OFAT). Come suggerito dal nome tale approccio consiste nel variare uno alla volta tutti i fattori influenzanti la risposta del processo, mantenendo di volta in volta costanti tutti gli altri. È facile capire che tale approccio, per quanto possa sembrare naturale, non ha alcuna base scientifica o statistica e comporta un numero elevatissimo di test quando il numero di fattori e livelli sia elevato. Può inoltre

condurre a risultati errati dato che non tiene conto delle possibili interazioni tra le variabili in ingresso.

Un approccio sicuramente più corretto da seguire è il cosiddetto approccio multifattoriale o Factorial Experiments, andando ad applicare le tecniche DOE. Tale approccio consiste nel condurre esperimenti programmati al fine di misurare le variabili di risposta del sistema variando più fattori contemporaneamente. In questo modo si tiene conto sia dell'importanza dei singoli fattori sia delle loro interazioni, garantendo la riduzione del numero dei test necessari e l'aumento della robustezza dell'analisi.

Una classica tipologia di esperimenti fattoriali è il 2^k *factorial design*, in cui la k indica il numero di fattori, ognuno dei quali avrà due livelli. Una replicazione completa di un piano di esperimenti fattoriali di questo tipo richiede 2^k esperimenti, in tal caso si parla di *Full factorial Design*. [50] [51] Se però il numero di fattori diviene elevato svolgere completamente un piano sperimentale Full Factorial diventa molto dispendioso in termini di tempo e risorse. In tal caso si va a svolgere solo un determinato set di esperimenti determinati tramite appositi algoritmi, utilizzando un piano frazionato, si parla di *Fractional Factorial Design*. Il piano fattoriale più semplice è costituito da 2 fattori (A, B) e 2 livelli (alto "+", basso "-") ed è denominato 2^2 *factorial design*, per svolgere un piano sperimentale completo in tal caso sono necessari solo 4 esperimenti. In tal caso il piano sperimentale può essere rappresentato geometricamente da un quadrato sui cui lati sono riportati i due fattori e i vertici rappresentano gli esperimenti da svolgere con le varie combinazioni di livelli. Ad esempio, nella Fig. 88 il vertice a rappresenta un esperimento in cui il fattore A è al suo livello più alto mentre il fattore B è al suo livello basso, il vertice ab rappresenta un esperimento in cui entrambi i fattori sono a livello alto.

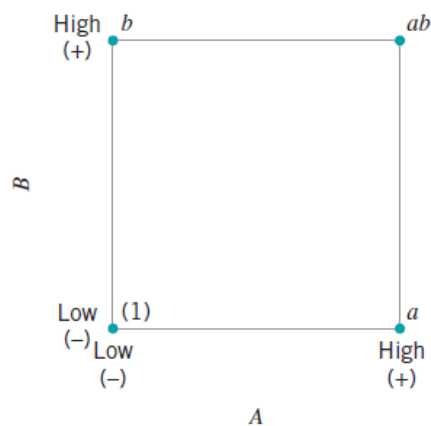


Fig. 88 - Piano sperimentale 2^2

In questo tipo di piano sperimentale si possono ottenere i due *main effects* ovvero gli effetti dei fattori A, B sulla risposta e la loro interazione AB. I main effects sono facilmente calcolabili secondo le (5.1), (5.2).

$$A = \frac{1}{2n}(a + ab - b - (1)) \quad (5.1)$$

$$B = \frac{1}{2n}(b + ab - a - (1)) \quad (5.2)$$

Dove n è il numero di ripetizioni di ogni esperimento e a, b, ab, (1) sono le risposte ottenute nelle 4 combinazioni. Le formule precedenti non sono altro che le medie tra le risposte ottenute con A, B ai livelli alto e basso. L'interazione AB invece può essere calcolata facendo la differenza tra le medie delle risposte sui punti diagonali:

$$AB = \frac{1}{2n}(ab + (1) - a - b) \quad (5.3)$$

La superficie di risposta o *response surface*, che descrive l'andamento della risposta al variare dei fattori, nel piano sperimentale 2^2 può essere rappresentata con un modello matematico del tipo:

$$Y = \beta_0 + \beta_A * A + \beta_B * B + \beta_{AB} * A * B + \varepsilon \quad (5.4)$$

Dove Y è la risposta, A e B sono i valori dei due fattori, β_A e β_B sono i main effects, β_{AB} è l'interazione ed ε è l'errore. Si può notare che in assenza del termine di interazione si avrebbe un'equazione lineare del primo ordine. L'aggiunta del termine di interazione fa sì che nella response surface venga introdotta una curvatura più o meno marcata a seconda dell'effetto dell'interazione. Nel caso in cui le interazioni abbiano un effetto importante sulla risposta è possibile aggiungere al piano sperimentale dei *center points*, punti mediani in cui i fattori considerati hanno un livello intermedio. In questo modo il modello matematico della response surface diverrà più complesso ma permetterà di rappresentare più correttamente la risposta.

Se il numero di fattori considerati dovesse aumentare, ad esempio considerando un piano sperimentale 2^3 , non si potrebbe più rappresentare tale piano con un quadrato ma sarebbe necessario aggiungere una terza dimensione ottenendo un cubo i cui vertici rappresentano ancora una volta le varie combinazioni di fattori.

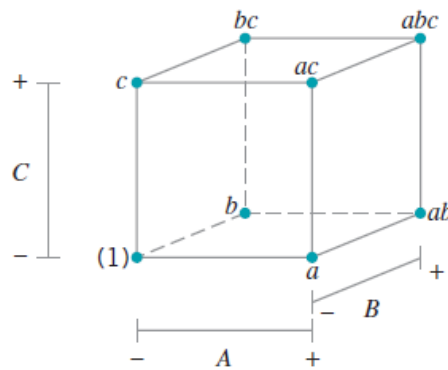


Fig. 89 - Piano sperimentale 2^3

In tal caso si avranno 3 main effects: A, B, C; 3 interazioni a due fattori: AB, AC, BC e 1 interazione a tre fattori: ABC.

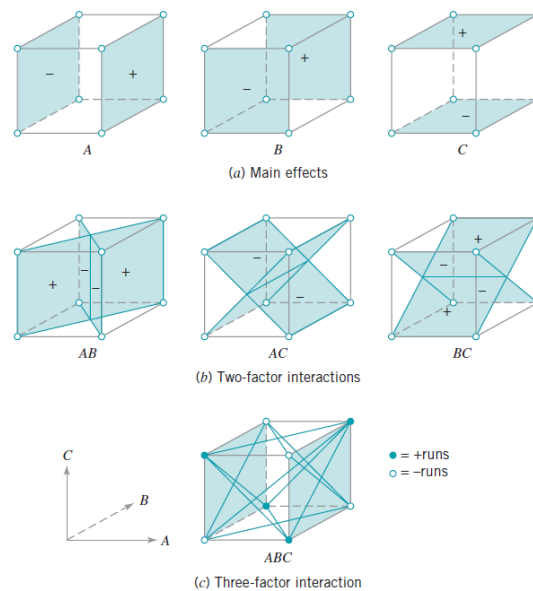


Fig. 90 - Interazioni e main effects nel piano 2^3

Lo studio delle superfici di risposta in un piano sperimentale è denominato *Response surface methodology* o RSM. L'obiettivo delle tecniche DOE per lo studio delle response surface è quello di generare dei piani sperimentali o "designs" che riescano a fittare i modelli matematici che descrivono le superfici di risposta. In particolare, se i termini di interazione tra fattori sono molto marcati, sarà necessario utilizzare un'equazione di secondo grado o superiore per la descrizione della response surface, in modo da descrivere bene la curvatura. Quindi a seconda dei casi è necessario scegliere il tipo di design che meglio si adatta al problema esaminato.

5.2.2 Svolgimento dei test

Gli algoritmi per la generazione di piani sperimentali secondo tecniche DOE sono molteplici. In particolare, nell'ambito di questa tesi si è scelto di utilizzare l'algoritmo di Box-Behnken o *Box-Behnken Design*. La scelta è dovuta al fatto che per lo studio dell'effetto dei parametri di processo sulla porosità del manufatto sono stati scelti 3 fattori, corrispondenti ai parametri di processo controllabili nelle presse possedute da HP Composites:

- Temperatura iniziale dello stampo (°C)
- Pressione (bar)
- Dimensione delle chips (mm)

Si è deciso di testare questi 3 fattori su 3 livelli. I livelli di temperatura sono stati scelti in modo da essere a cavallo del punto di minima viscosità della resina, le dimensioni delle chips sono le stesse testate nelle analisi precedenti e i livelli di pressione sono stati scelti in base ai risultati ottenuti dai test iniziali alla pressa (Paragrafo 4.6.1).

	Livelli			
	Lv.1	Lv.2	Lv.3	
Fattori	Pressione	120 bar	170 bar	220 bar
	Temperatura	90 °C	105 °C	120 °C
	Dimensione ritagli	10x10 mm	20x50 mm	30x30 mm

Tabella 26 - Fattori e livelli scelti nell'analisi DOE

Studiare questo tipo di problema variando un fattore alla volta avrebbe richiesto un numero molto elevato di test, pari a 27. Utilizzando il Box-Behnken design invece il numero di test necessari è stato ridotto a 15. Questo tipo di piano sperimentale può essere descritto geometricamente come una sfera di raggio $\sqrt{2}$ su cui giacciono tutti i punti sperimentali. In particolare, il Box-Behnken design non ha nessun punto passante per i vertici del cubo rappresentato in Fig. 89, evitando di fatto i punti estremi in cui tutti i fattori si trovano ai loro livelli massimi o minimi.

Il piano sperimentale secondo il Box-Behnken design è stato generato automaticamente utilizzando il software di analisi statistica Minitab, con il quale sono poi stati anche processati i risultati.

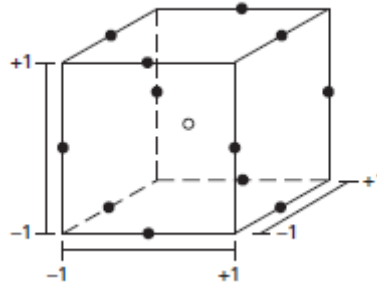


Fig. 91 - Box-Behnken Design [50]

Il piano sperimentale generato da Minitab è riportato nella Tabella 27. La dimensione delle chips è riportata in forma numerica come richiesto dal software, in particolare il livello minore -1 è rappresentato dalle chips da 10x10mm, il livello intermedio 0 è rappresentato dalle chips da 20x50mm e il livello intermedio è rappresentato dalle chips da 30x30mm.

Box-Behnken Design				
Std. Order	Run Order	Temperatura	Pressione	Dim. Chips
5	1	90	170	-1
8	2	120	170	1
15	3	105	170	1
14	4	105	170	-1
11	5	105	120	1
1	6	90	120	0
2	7	120	120	0
9	8	105	120	-1
6	9	120	170	-1
10	10	105	220	-1
3	11	90	220	0
7	12	90	170	1
4	13	120	220	0
12	14	105	220	1
13	15	105	170	0

Tabella 27 - Piano sperimentale generato da Minitab

In totale sono state quindi realizzate 15 piastre variando i parametri di processo. Si è scelto per questa fase di utilizzare lo stampo da 350x350mm in modo far sì che anche in futuro ci sia la possibilità di ricavare dalle piastre dei provini per trazione, flessione, ILSS ecc. Per valutare l'effetto dei parametri di processo sulla porosità, da ogni piastra è stato ricavato un provino da circa 20x50mm.

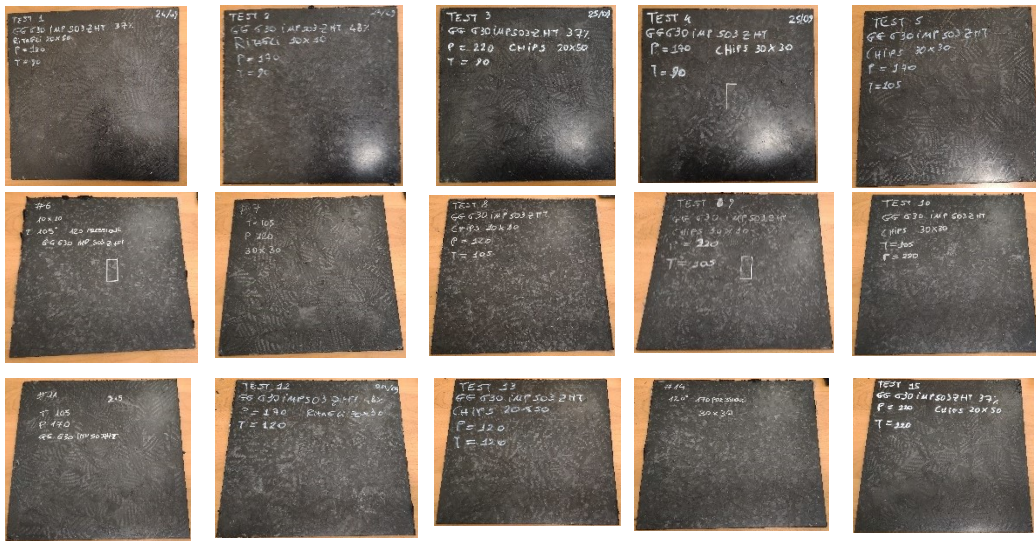


Fig. 92 - Piastre da 350x350mm realizzate

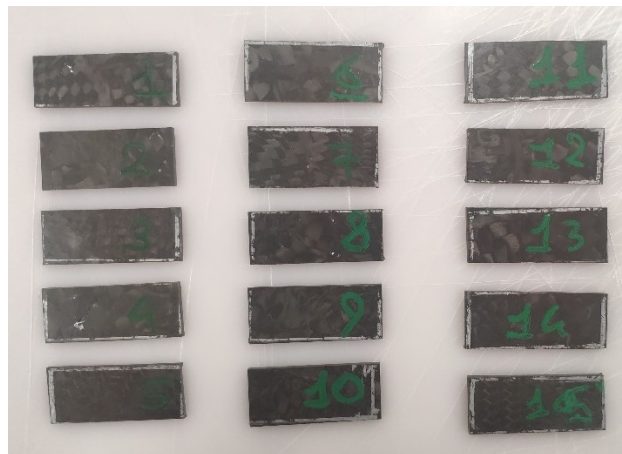


Fig. 93 - Provini ricavati dalle piastre 350x350mm

Questi provini sono stati pesati in acqua e in aria secondo la normativa D792-13, ogni pesata è stata ripetuta 3 volte in modo da compensare l'errore sperimentale. Successivamente in accordo con la normativa sono state calcolate la densità relativa e la densità misurata di ogni provino, la densità dell'acqua è calcolata dalla normativa riferendosi alla condizione atmosferica del laboratorio al momento dei test.

$$\text{Densità Relativa (sp23)} = \frac{m_{in\ aria} (g)}{m_{in\ aria} (g) - m_{in\ acqua} (g)} \quad (5.5)$$

$$\text{Densità misurata (D23)} = \text{Densità relativa} * \text{Densità acqua} \quad (5.6)$$

I risultati delle pesate in acqua e in aria e il calcolo delle densità sono riportati nella pagina successiva.

Peso in aria (g)					Peso in acqua (g)				
	Peso 1	Peso 2	Peso 3	media		Peso 1	Peso 2	Peso 3	media
1	3,8929	3,8934	3,8935	3,8933	1	1,3121	1,3120	1,3128	1,3123
2	3,8887	3,8881	3,8881	3,8883	2	1,2789	1,2766	1,2784	1,2780
3	3,8078	3,8084	3,8083	3,8082	3	1,3042	1,3076	1,3054	1,3057
4	3,8582	3,8587	3,8586	3,8585	4	1,2906	1,2890	1,2887	1,2894
5	3,9661	3,9666	3,9667	3,9665	5	1,3579	1,3564	1,3562	1,3568
6	4,0997	4,1005	4,1007	4,1003	6	1,3817	1,3843	1,3826	1,3829
7	4,1362	4,1370	4,1370	4,1367	7	1,4050	1,4080	1,4063	1,4064
8	3,6849	3,6854	3,6857	3,6853	8	1,2150	1,2134	1,2134	1,2139
9	3,9374	3,9386	3,9385	3,9382	9	1,3241	1,3277	1,3286	1,3268
10	4,0123	4,0141	4,0139	4,0134	10	1,3619	1,3634	1,3628	1,3627
11	4,2119	4,2134	4,2131	4,2128	11	1,4471	1,4443	1,4466	1,4460
12	3,8671	3,8686	3,8683	3,8680	12	1,3071	1,3092	1,3108	1,3090
13	4,115	4,1165	4,1161	4,1159	13	1,3890	1,3896	1,3878	1,3888
14	4,3051	4,3065	4,3064	4,3060	14	1,4498	1,4513	1,4485	1,4499
15	4,0465	4,0494	4,0483	4,0481	15	1,3631	1,3650	1,3637	1,3639

Tabella 28 - Masse in Acqua e in Aria dei provini

Provino	sp 23 (g/cm ³)	D23 (g/cm ³)
1	1,5085	1,5036
2	1,4896	1,4848
3	1,5218	1,5169
4	1,5019	1,4971
5	1,5199	1,5151
6	1,5089	1,5041
7	1,5151	1,5103
8	1,4912	1,4864
9	1,5081	1,5033
10	1,5141	1,5093
11	1,5226	1,5178
12	1,5115	1,5067
13	1,5093	1,5045
14	1,5076	1,5028
15	1,5081	1,5033

Tabella 29 - Densità relativa e misurata dei provini

A questo punto, facendo riferimento alla normativa ASTM D2734-09 è stato calcolato il contenuto di vuoti presente in ogni provino. La densità teorica dei provini è stata ottenuta dai datasheet del laminato.

$$\%V_{vuoti} = 100 * \frac{Densità\ teorica - Densità\ misurata}{Densità\ teorica} \quad (5.7)$$

Prima di tutto è bene specificare che tutte le piastra utilizzate nello studio dei parametri di processo sono state realizzate con materiale precedentemente

tagliato e stoccato, di conseguenza con presenza di talco e con deposizione randomica. La percentuale di vuoti utilizzata come risposta dell'analisi DOE in alcuni casi è risultata negativa, questo è da imputare all'effetto del talco che ha reso la densità calcolata tramite test di peso in acqua e in aria maggiore di quella teorica. C'è da considerare infatti che il talco ha una densità doppia rispetto alla resina e, di conseguenza, la presenza dell'1% di talco porta ad una alterazione della percentuale di vuoti del 2%. Inoltre, la densità teorica andrebbe calcolata tramite regola delle miscele una volta note le esatte quantità in volume di fibra e matrice in ogni provino. Non è stato possibile conoscere tali quantità in modo esatto in quanto si sarebbe dovuto sottoporre ogni provino a digestione acida, cosa non permessa dalle tempistiche a disposizione. I test di digestione acida per la validazione dei calcoli sono quindi stati svolti solo sui due provini col contenuto di vuoti maggiore e minore, secondo la normativa ASTM D3171.

RunOrder	New	Temperatura	Pressione	Dimensione chips	Vuoti
1		90	120	0	0,8%
2		90	170	-1	2,04%
3		90	220	0	-0,07%
4		90	170	1	1,23%
5		105	170	1	0,05%
6		105	170	-1	0,77%
7		105	120	1	0,36%
8		105	120	-1	1,94%
9		105	220	-1	0,83%
10		105	220	1	0,43%
11		105	170	0	-0,13%
12		120	170	1	0,60%
13		120	120	0	0,75%
14		120	170	-1	0,86%
15		120	220	0	0,82%

Tabella 30 - Percentuale di vuoti nei provini (provini riportati in ordine crescente di temperatura)

Il provino a maggiore porosità risulta essere il provino 2, mentre quello a minore porosità risulta il provino 5. Anche di questi 15 provini sono state realizzate della macrografie in modo rendere visibili ad occhio le porosità.

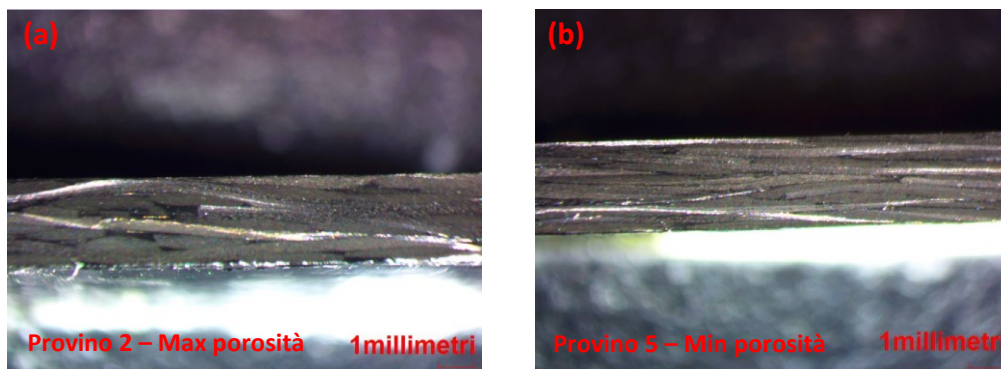


Fig. 94 - Macrografie dei provini realizzati. a) Provino 2, massima porosità. b) Provino 5, minima porosità

Per fornire un output numerico a Minitab in modo da svolgere l'analisi dei risultati, le percentuali di vuoti sono state raggruppate in 5 livelli e ad ogni provino è stato associato un livello.

Livello 1	0,05% - 0,45%
Livello 2	0,46% - 0,85%
Livello 3	0,86% - 1,24%
Livello 4	1,25% - 1,64%
Livello 5	1,65% - 2,04%

Tabella 31 - Livelli di porosità relativa

RunOrder_New	Temperatura	Pressione	Dimensione chips	Livello
1	90	120	0	2
2	90	170	-1	5
3	90	220	0	1
4	90	170	1	4
5	105	170	1	1
6	105	170	-1	2
7	105	120	1	2
8	105	120	-1	5
9	105	220	-1	3
10	105	220	1	2
11	105	170	0	1
12	120	170	1	2
13	120	120	0	3
14	120	170	-1	3
15	120	220	0	3

Tabella 32 - Risultato del livello di porosità per ogni provino

I risultati ottenuti sono stati Importati in Minitab, tramite il quale sono stati tracciati i contour plot della superficie di risposta.

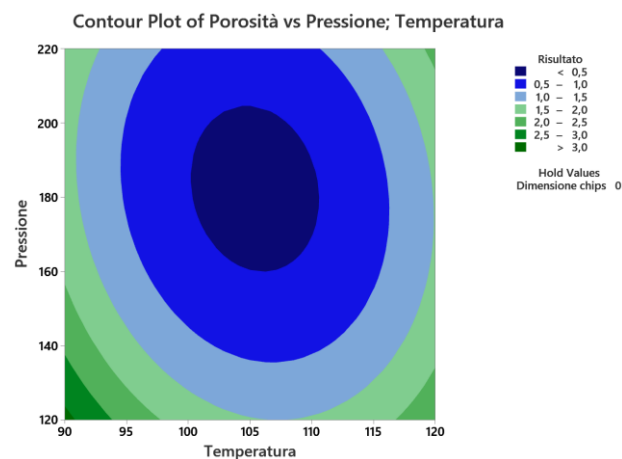


Fig. 95 - Contour Plot della porosità in funzione di pressione e temperatura

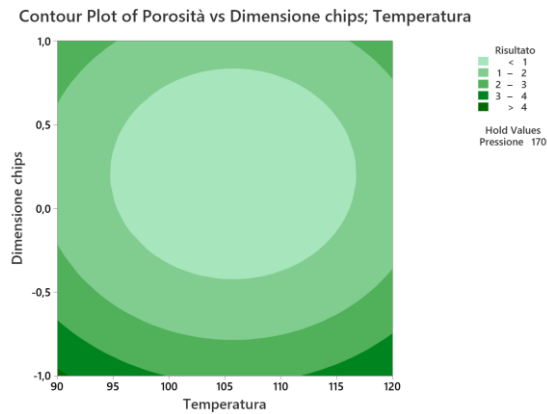


Fig. 96 - Contour Plot della porosità in funzione di dimensione chips e temperatura

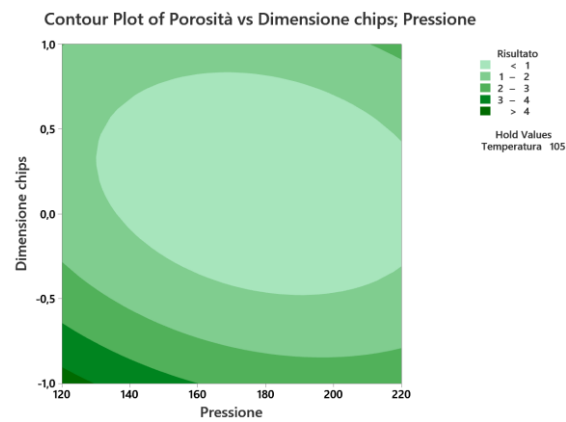


Fig. 97 - Contour Plot della porosità in funzione di dimensione chips e pressione

Inoltre, tramite Minitab sono state plottate le superfici di risposta del piano sperimentale.

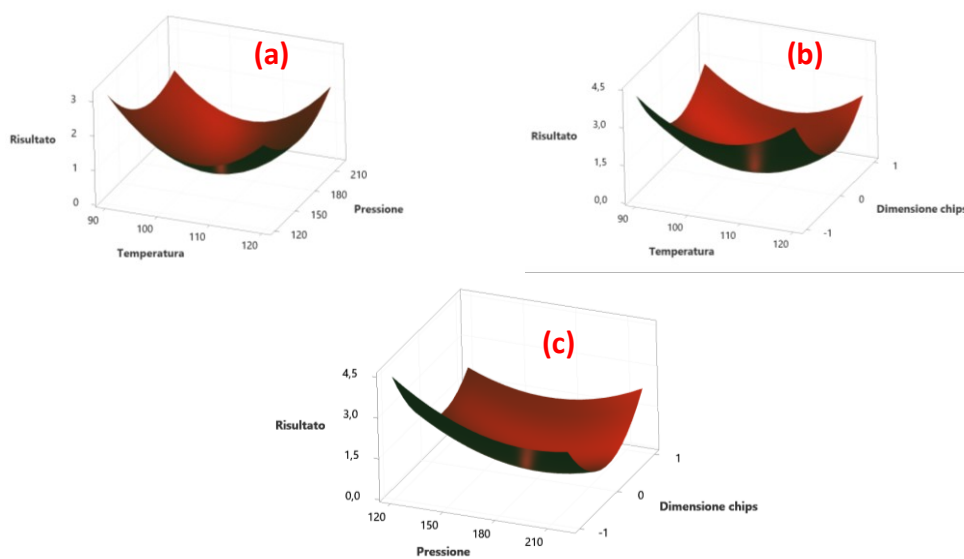


Fig. 98 - Superfici di risposta. (a) Temperatura vs Pressione. (b) Temperatura vs Dimensione Chips. (c) Pressione vs Dimensione chips

Come si può vedere da questi risultati, il valore di temperatura iniziale dello stampo ottimale per l'ottenimento della minore porosità, sembra essere tra i 103 e i 108 °C, ben più bassa rispetto alla temperatura di minima viscosità pari a circa 115°C. Questo molto probabilmente è dovuto al fatto che portando lo stampo ad una temperatura più elevata, il gel time della resina diminuisce e la reazione di polimerizzazione avviene in anticipo, dando meno tempo al flusso di resina per espellere le porosità.

La pressione sembra essere il fattore con la minore influenza sulla porosità del manufatto finale, questo è un risultato che ci si aspettava in quanto una volta che lo stampo è chiuso ermeticamente la pressione massima viene applicata dallo stampo al controstampo mentre quella applicata sul materiale è sicuramente minore. Di conseguenza la pressione dello stampo viene applicata sul materiale solo durante la fase di discesa del controstampo, prima della completa chiusura, rendendo la pressione applicata un parametro poco influente. Sarebbe invece interessante studiare la pressione minima necessaria a garantire la corretta chiusura dello stampo. Una volta superata tale pressione si può tranquillamente affermare che il flusso di resina porta ad un completo riempimento dello stampo stesso in quanto essendo lo stampo chiuso il volume di materiale al suo interno non può variare. Di conseguenza, tutto lo stampo dev'essere necessariamente riempito. Nell'ambito dell'analisi svolta non sono mai stati riscontrati casi in cui la chiusura dello stampo non è avvenuta correttamente, si può quindi affermare che la pressione minima si trova al di sotto del livello di pressione più basso utilizzato di 120 bar.

La dimensione delle chips è un parametro sicuramente molto importante che va ad influenzare la porosità. Quel che si può affermare visti i risultati ottenuti è che la dimensione ideale per ottenere il minor numero di porosità è una dimensione intermedia tra 10x10mm e 30x30mm. Questo si può spiegare anche andando a guardare le macrografie precedentemente fatte. Chips molto grandi, da 30x30mm, hanno la tendenza a flettersi nel momento della deposizione, rendendo più difficile ottenere una copertura omogenea dello stampo e portando così alla generazione di sacche di resina e vuoti. D'altra parte, chips molto piccole, da 10x10mm, rendono molto più semplice il riempimento omogeneo dello stampo ma garantiscono una minore compattazione per via della più elevata discontinuità del materiale e, di conseguenza, favoriscono la generazione di micro-vuoti.

6 Conclusioni e sviluppi futuri

Il seguente progetto di tesi è stato sviluppato seguendo due obiettivi: il primo è stato lo sviluppo di un modello virtuale atto a simulare il processo di compression molding di materiale in composito riciclato e prevedere le proprietà ottenibili da esso, il secondo è stato lo studio iniziale dei parametri di processo nello stampaggio. Lo sviluppo del modello virtuale è stato condotto tramite l'ausilio di due software gentilmente forniti dai produttori: Moldex3D e Digimat. Per quanto riguarda la simulazione del processo di compression molding purtroppo il software Moldex3D non ha permesso di ottenere i risultati attesi per via dell'assenza di una carta materiale che descrivesse bene la morfologia del materiale reale e per la mancanza di una completa caratterizzazione delle proprietà reologiche. Per lo studio delle proprietà del materiale e la caratterizzazione a livello meccanico del composito, Digimat si è dimostrato essere uno strumento molto valido e di grande supporto, permettendo di prevedere con buona accuratezza le proprietà di rigidità ottenibili. In particolare, il software, che si è dimostrato essere l'unico sul mercato in grado di modellare materiali con microstruttura a "strands/chips", ha permesso il calcolo delle rigidità del composito con un errore inferiore al 5%. Digimat ha inoltre dimostrato di possedere ottime potenzialità anche nel calcolo del carico di rottura, registrando valori comunque vicini al carico di rottura reale nonostante le approssimazioni apportate nell'analisi dovute alla mancanza di dati.

Dal punto di vista delle proprietà meccaniche ottenute nei test a trazione sicuramente non si può dire che il materiale ottenuto riutilizzando gli sfridi del processo di taglio sia un buon composito, soprattutto se confrontato col materiale vergine a fibra lunga. Infatti, mentre un composito laminato a fibra lunga ha moduli nel range di 130-150 GPa e carichi di rottura di 500-1200 Mpa, in questo caso sono stati riscontrati moduli di circa 30-40 GPa e carichi di rottura di 90-120 MPa. I risultati migliori sono stati ottenuti nelle piastre realizzate con deposizione ordinata, in particolare nella piastra senza talco. Posizionando i ritagli in modo ordinato nello stampo si riescono quindi ad ottenere proprietà migliori, sicuramente dovute al maggior grado di compattazione e alla conseguente minore porosità. Il problema di questo tipo di deposizione è che, essendo lo stampo già caldo, le chips posizionate per prime subiscono in anticipo la variazione di viscosità dovuta alla temperatura. C'è il rischio quindi che, se la fase di deposizione non avviene velocemente, le prime chips possano superare il loro gel time, portando ad un aumento di viscosità e conseguente aumento delle porosità. La fase di deposizione delle chips dovrebbe avere quindi una durata minore del gel time

della resina. Inoltre, la grande variabilità nel materiale rende ogni manufatto così realizzato diverso dall'altro e fa sì che le proprietà meccaniche siano fortemente influenzate dalla presenza di difettosità di difficile eliminazione e differenti per ogni manufatto. Le proprietà meccaniche ottenute sono però confrontabili con quelle di un alluminio e di conseguenza il tipo di materiale analizzato rappresenta un'ottima risorsa per la realizzazione di componenti estetici o semi-strutturali, soprattutto a fronte del valore che si va a recuperare rimettendo il materiale all'interno della value chain di produzione. Lo studio delle proprietà di processo è stato svolto tramite metodologie DOE e ha condotto alla conclusione che il parametro principe che va maggiormente ad influenzare la porosità del prodotto è la dimensione delle chips o dei ritagli. Ritagli troppo piccoli portano ad una forte discontinuità nel materiale con conseguente tendenza alla formazione di microvuoti. Ritagli troppo grandi invece tendono a creare agglomerati nello stoccaggio e a flettersi ed intrecciarsi tra loro nella fase di deposizione. In questo modo vengono creati degli overlap non omogenei e randomici, spesso non desiderati, con conseguente aumento dei macrovuoti e delle sacche di resina e queste si va inevitabilmente a riflettere sulle proprietà meccaniche e sul grado di porosità. Alla luce di quanto detto si consiglia di utilizzare ritagli di una dimensione intermedia, da circa 20x20mm, da depositare in modo ordinato nello stampo, stando sempre attenti a non superare il gel time della resina. Il processo potrebbe anche essere automatizzato tramite un nastro aspirato posto in linea successivamente alla fase di taglio e spellicolamento.

Gli spunti per continuare lo studio su questo tipo di materiali sono innumerevoli essendo il presente lavoro di tesi uno studio preliminare per l'azienda. Uno degli obiettivi dovrebbe essere quello di migliorare le simulazioni di processo, provando ad utilizzare altri software o caratterizzando completamente il comportamento del materiale a livello reologico come richiesto da Moldex3D. Anche il modello in Digimat può sicuramente essere migliorato andando a studiare la rottura delle fibre tramite l'inserimento di criteri di crisi appositi. Un altro parametro "di processo" che necessita di essere studiato è il quantitativo di talco inserito nel materiale nella fase di stoccaggio, ad esempio si potrebbero realizzare dei provini con diverse quantità in massa di talco per approfondire lo studio del suo effetto sulle proprietà meccaniche. In alternativa, sarebbe necessario studiare una nuova soluzione per far sì che durante la fase di stoccaggio le chips non si incollino tra loro. Lo studio va inoltre ampliato a diversi materiali tra quelli presenti in azienda, andando a cambiare il sistema di resina sottoposto al processo di compression molding e studiando l'effetto che la grammatura e l'eventuale cambio del tipo di fibra possono avere sulle proprietà finali del composito.

Riferimenti Bibliografici

- [1] A. D. Forcellese, «Slide del corso di Tecnologie e Sistemi di Lavorazione dei Manufatti in Composito,» UNIVPM, 2018-2019.
- [2] A. Vita e A. D. Forcellese , «Slides del corso di perfezionamento in Ingegneria dei Materiali Compositi,» UNIVPM, 2019-2019.
- [3] P. K. Mallick, *Processing of Polymer Matrix Composites*, CRC Press, 2017.
- [4] A. Vita e F. Tittarelli, «Slides del corso di perfezionamento in Ingegneria dei Materiali Compositi, Modulo 1, Lezione 2 - Le Matrici Polimeriche,» UNIVPM, 2018-2019.
- [5] «Moldex3D User Manual,» CoreTech System, Hsinchu, Taiwan, 2019.
- [6] P. K. Mallick, *Composites engineering handbook*, CRC Press, 1997.
- [7] C. Park, «Compression molding in polymer matrix composites,» Woodhead Publishing, 2012, pp. 47 - 93.
- [8] P. Mallick, *Fiber reinforced composite materials, Manufacturing and Design*, 3rd edition, CRC Press, 2007.
- [9] P. Feraboli , F. Gasco, B. Wade, S. Maier, R. Kwan, A. Masini, L. DeOto e M. Reggiani, «Lamborghini "Forged Composite®" technology for the suspension arms of the Sesto Elemento,» 2011.
- [10] G. A. Suresh e E. Murat, *Process modelling in composite manufacturing*, CRC Press, 2012.
- [11] P. J. Halley e M. E. Mackay, «Chemorheology of thermosets—an overview,» *Polymer Engineering & Science* 36.5 , pp. 593-609., 1996.
- [12] M. Barone e D. Caulk, «A model for the flow of a chopped fiber reinforced polymer compound in compression molding,» *Journal of Applied Mechanics*, vol. 53, pp. 367-371, 1986.
- [13] N. e. a. Shama Rao, «Carbon composites are becoming competitive and cost effective,» 2015.

- [14] M. Holmes, «Carbon fibre reinforced plastics market continues growth path,» *Reinforced plastics*, pp. 24-29, 2013.
- [15] M. Sauer, «Composite market report 2019 - Global CF and CC market,» Carbon composites (CCeV), 2019.
- [16] N. Guarav e S. Nutt, «Reuse and upcycling of thermoset prepreg scrap: case study with out-of-autoclave carbon fiber/epoxy prepreg,» *Journal of composite materials*, pp. 341-360, 2018.
- [17] S. Young S., J. R. Youn e T. G. Gutows, «Life cycle energy analysis of fiber-reinforced composites,» *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, pp. 1257-1265., 2009.
- [18] «Waste Framework Directive. European Commission-Council directive 2008/98/EC,» European Commission-Council, 2006.
- [19] M. Such, C. Ward e K. Potter, «Aligned discontinuous fibre composites: a short history,» *Journal of Multifunctional Composites 2.3*, pp. 155-168, 2014.
- [20] C. S. R. De Souza e al., «Reuse of Uncured Carbon Fiber/Epoxy Resin Prepreg Scraps: Mechanical Behavior and Environmental Response,» *ACS Sustainable Chemistry & Engineering*, pp. 2200-2206., 2018.
- [21] T. Blanco e al., «Reuse of aeronautical uncured prepreg,» *Materiales Compuestos*, pp. 1-5, 2018.
- [22] H. D. DeWayne e S. Fukumoto, «Compression molding of long chopped fiber thermoplastic composites,» *CMAX conference*, 2014.
- [23] B. C. Jin e al., «Optimization of microstructures and mechanical properties of composite oriented strand board from reused prepreg,» *Composite Structures*, n. 174, pp. 389-398., 2017.
- [24] . M.-S. Wu, T. Centea e S. R. Nutt, «Compression molding of reused in-process waste—effects of material and process factors,» *Advanced Manufacturing: Polymer & Composites Science*, pp. 1-12, 2018.
- [25] P. Feraboli, E. Peitso, F. Deleo e T. Cleveland, «Characterization of prepreg-based discontinuous carbon fiber/epoxy systems,» *Journal of reinforced plastics and composites*, vol. 10, n. 28, pp. 1191-1214., 2009.

- [26] V. Swaroop e al., «Effects of hybridization of laminates with randomly oriented strands at coupon and part levels,» 2017.
- [27] D. Corbridge e al., «Compression moulding of composites with hybrid fibre architectures,» *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, n. 95, pp. 87-99, 2017.
- [28] Y. Wan e J. Takahashi, «Tensile properties and aspect ratio simulation of transversely isotropic discontinuous carbon fiber reinforced thermoplastics,» *Composites Science and Technology*, n. 137, pp. 167-176, 2016.
- [29] M. I. A. Rasheed, «Compression molding of chopped woven thermoplastic composite flakes,» Universiteit Twente, 2016.
- [30] D. LeBlanc e al., «Study of processing conditions on the forming of ribbed features using randomly oriented strands thermoplastic composites,» *Journal of the American Helicopter Society*, pp. 1-9, 2015.
- [31] K. Seunghyun e al., «Effect of the platelet size on the fracturing behavior and size effect of discontinuous fiber composite structures,» *Composite Structures*, n. 227, 2019.
- [32] D. LeBlanc e al., «Compression moulding of complex parts using randomly-oriented strands thermoplastic composites,» Seattle, USA., 2014.
- [33] A. J. Favaloro e D. Sommer, «On the use of orientation tensors to represent prepreg platelet orientation state and variability,» *Journal of Rheology*, pp. 517-527, 2020.
- [34] A. J. Favaloro, D. E. Sommer e R. B. Pypes , «Manufacturing Simulation of Composites Compression Molding in Abaqus/Explicit,» Composites Manufacturing and Simulation Center, Purdue University, West Lafayette, IN, US.
- [35] D. E. Sommer, S. G. Kravchenko, B. R. Denos, A. J. Favaloro e R. B. Pipes, «Integrative analysis for prediction of process-induced, orientation-dependent tensile properties in a stochastic prepreg platelet molded composite,» *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* , 2020.

- [36] S. G. Kravchenko, D. E. Sommer, B. R. Denos, A. J. Favaloro, C. M. Tow, W. B. Avery e R. Pipes, «Tensile properties of a stochastic prepreg platelet molded composite.,» *omposites Part A: Applied Science and Manufacturing* , 2019.
- [37] S. G. Kravchenko, «Failure analysis in platelet molded composite systems,» Purdue University, 2017.
- [38] B. R. Denos, D. E. Sommer, A. J. Favaloro, R. B. Pipes e W. B. Avery, «Fiber orientation measurement from mesoscale CT scans of prepreg platelet molded composites,» *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, n. 114, pp. 241-249, 2018.
- [39] S. G. Kravchenko, D. E. Sommer, B. Denos e A. J. Favaloro, «Analysis of Open Hole Tensile Strength in a Prepreg Platelet Molded Composite with Stochastic Morphology,» Composites Manufacturing and Simulation Center, Purdue University, 2018.
- [40] S. G. Kravchenko, D. E. Sommer e R. B. Pipes, «Uniaxial strength of a composite array of overlaid and aligned prepreg platelets,» *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, n. 109, pp. 31-47, 2018.
- [41] E. Pedro, *Structural analysis of injection molded components using digimat as an interface software*, Lisboa, Portugal: Universidade de Lisboa, 2017.
- [42] Y. Song, U. Gandhi, T. Sekito, U. K. Vaidya, T. Osswald, J. Hsu e A. Yang, «A novel CAE method for Compression Molding simulation of Carbon Fiber-Reinforced thermoplastic composite sheet materials,» *Journal of Composites Science* , vol. 2.2, n. 33, 2018.
- [43] J. Görthofer e al., «Virtual process chain of sheet molding compound: Development, validation and perspectives,» *Composites Part B: Engineering*, n. 169, pp. 133-147, 2019.
- [44] S. Nemat-Nasser e M. Hori, *Micromechanics: overall properties of heterogeneous solids*, Elsevier Science, 1993.
- [45] «Digimat User's Manual,» e-Xstream engineering, 2020.
- [46] T. Mori e K. Tanaka, «Average stress in the matrix and average elastic energy of materials with misfitting inclusions,» *Acta Metall.*, pp. 571-574, 1973.

- [47] A. J. Favalaro e C. L. Tucker, «Analysis of anisotropic rotary diffusion models for fiber orientation,» *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, n. 126, 26 Agosto 2019.
- [48] H. Zhong e R. Karki, «Prediction of mechanical properties of three-dimensional fabric composites reinforced by transversely isotropic carbon fibers,» *Journal of Composite Materials*, pp. 1513-1524, 2015.
- [49] H. Eiichi e al., «Comparison of out-of-plane tensile moduli of CFRP laminates obtained by 3-point bending and direct loading tests,» *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 67, pp. 77-85.
- [50] D. C. Montgomery, *Design and analysis of experiments*, John Wiley & Sons, 2017.
- [51] D. C. Montgomery, *Statistical quality control, a modern introduction*, John Wiley and sons, 2009.
- [52] V. Goodship, *Management, recycling and reuse of waste composites*, Woodhead publishing, 2010.
- [53] G. Oliveux, L. O. Dandy e G. A. Lee, «Current status of recycling of fibre reinforced polymers: Review of technologies, reuse and resulting properties.,» *Progress in Materials Science*, vol. 72, n. 61-99, 2015.