POLITECNICO DI TORINO

Facolta' di Ingegneria

Corso di Laurea Magistrale in Ingegneria Meccanica



TESI DI LAUREA

Modellazione, produzione e testing di materiali compositi a fibra lunga realizzati mediante additive manufacturing

Relatori Prof. Paolo Minetola Ing. Manuela Galati

Candidato Francesco Podda

Anno Accademico 2017-2018

Ringraziamenti

L'additive manufacturing permette di produrre manufatti dalla geometria complessa. Per ottenere dei componenti dalla buona stabilità e dalle basse tensioni residue è però necessario siano presenti strutture di SUPPORTO...

Ringrazio professor Minetola e la professoressa Galati per avermi seguito e messo alla prova in modo da poter crescere anche in questo percorso finale, avermi fatto incuriosire, appassionare e riflettere sul mondo dell'additive manufacturing.

Probabilmente dovrei essere più grato di tutto il supporto ricevuto durante questi due anni. È stato un percorso complesso con nuove sfide e tante rinunce. Prima di ringraziare vorrei chiedere scusa a tutte le persone che hanno creduto in me e a cui non sono riuscito a dare quello che si aspettavano. A partire da tutta la Società Canottieri Ichnusa e tutti i compagni della canoa conosciuti a Torino. Avrei voluto allenarmi di più. Chiedo scusa a tutti i colleghi della triennale per aver intrapreso un percorso in solitaria che mi ha portato trascurare e mettere da parte tutta la filosofia di gruppo su cui si era basata la nostra impresa della triennale. Avrei voluto concludere insieme ciò che avevamo iniziato. Chiedo scusa al mio corpo per aver sopportato l'innumerevole quantità di sveglie alle 5 del mattino e tutte le sigarette fumate. Ma una volta mi hanno detto 'il mondo è di chi si sveglia presto'.

Ringrazio il Politecnico di Torino per avermi fatto crescere in questi due anni al suo interno. Tutti i colleghi con cui ho avuto il piacere di confrontarmi e lavorare duro per concludere i progetti o anche solo una chiaccherata a fine lezione. Così come ringrazio tutti i professori ed i colleghi conosciuti durante la triennale all'Università di Cagliari. Senza dimenticarsi del mio coinquilino.

Ringrazio tutte le persone conosciute durante l'esperienza in Persico Marine, per avermi sopportato e insegnato tanto durante il tirocinio.

Ringrazio tutta la mia famiglia per il supporto in questi due anni.

Ringrazio la mia ragazza per aver sopportato tutto.

Sommario

Abstra	ct	5
Introdu	uzione	6
1 M	lateriali compositi e tecnologie di produzione	9
1.1	Matrici polimeriche	10
1.	1.1 Polimeri termoindurenti	13
1.2	Fibre di rinforzo	17
1.3	Processi produttivi per materiali compositi	22
1.	3.1 Vacuum bagging	22
1.	3.2 Vacuum infusion	24
1.	3.3 Lay up prepreg	24
1.	3.4 Processi di lay up automatizzati (tradizionali)	25
1.	3.5 Filament winding	25
1.	3.6 Automatic Tape Laying (ATL) e Automatic Fibre Placement (AFP)	26
1.	3.7 Curing in autoclave	28
1.4	Additive manufacturing	31
1.	4.1 Additive Manufacturing per materiali polimerici	32
1.	4.2 Supporti	33
1.	4.3 Tecnologie additive a materiale solido	34
1.	4.4 Warping	
1.	4.5 Polimeri termoplastici e la loro applicazione nel campo del FDM	
2 Ca	aratterizzazione dei materiali compositi prodotti per FDM	42
2.1	Meccanica dei materiali compositi	42
2.2	Teoria classica dei laminati	44
2.3	Ipotesi di tensione piana	47
2.	3.1 Tensione piana nel sistema di riferimento globale	50
2.4	Relazioni spostamenti deformazioni (Kirchoff)	58
2.5	Cedimento di un laminato	66
2.	5.1 Accenno sui criteri di resistenza	69
2.6	Caratterizzazione nell'ambito AM	72
3 Ca	ampagna sperimentale	80
3.1	La macchina MarkTwo [®]	80
3.2	Software	85
3.	2.1 Part Settings	
3.	2.2 Material Settings	
3.	2.3 Reinforcement Settings	90
3.3	Analisi dei limiti di deposizione fibra continua	97
3.	3.1 Densità misurata del filamento	101
3.	3.3 Predizione caratteristiche meccaniche filamento a partire dalla micromeccanica	103
3.4	Individuazione normativa e produzione dei provini	108
3.	4.1 Normativa ASTM 3039	109
3.	4.2 Calibrazione della macchina a seguito di difetti di estrusione	114
3.	4.3 Normativa D638-02	116
3.	4.4 Prove di trazione	118
3.	4.5 Risultati prove di trazione ASTM 3039 e ASTM 638-02 (TYPE I)	119
3.	4.6 Provini D638-02 TYPE II	124

	3.4.7	Tensioni residue e Warping	127
	3.4.8	Prove di trazione	128
	3.4.9	TYPE II (ASTM D638-02) Nylon	131
	3.4.10	TYPE II (ASTM D638-02) Nylon + CF90°	133
	3.4.11	TYPE II (ASTM D638-02) Nylon + CF45°	135
	3.4.12	TYPE II (ASTM D638-02) Nylon + CF0°	137
4	Modellaz	ione numerica	139
Z	l.1 Stim	a preliminare rigidezza provini	140
Z	I.2 Mod	lellazione numerica	142
	4.2.1	Orientazione materiale	147
Z	I.3 Risu	ltati delle simulazioni	148
	4.3.1	Aggiornamento proprietà elastiche	152
Z	I.4 Calil	prazione modello	153
	4.4.1	Validazione modello con provino rinforzato a 15°, 30° e 60°	155
Cor	nclusioni	· · · · · · · · · · · · · · · · · · ·	162
Bib	liografia		165

Abstract

Attualmente il processo di continuous filament fabrication (CFF) è l'unica tecnologia di fabbricazione additiva (FA) in commercio in grado di produrre polimeri rinforzati mediante fibre lunghe. Nell'ottica del principio della FA basato sull'estremizzazione del design e delle performance del componente, tale processo allarga maggiormente le possibilità della FA poiché in linea generale consente di ottenere componenti localmente rinforzati. Tuttavia nel campo dei compositi tale potenzialità è ad oggi limitata dagli strumenti di modellazione in guanto progettati tenendo in conto dei processi di produzione tradizionale dei compositi e quindi essenzialmente basati sul 2D. Il presente lavoro è un approccio preliminare che mira a sviluppare una modellazione 3D che possa essere utilizzata come strumento previsionale del comportamento del componente ottenuto mediante CFF. La prima fase sperimentale è stata volta all'indagine ed alla comprensione di tale processo tale da mettere in evidenza gli attuali vantaggi e svantaggi della tecnologia. Successivamente è stato sviluppato un modello 3D di un provino di trazione ad osso di cane composto da due diversi materiali rappresentanti il polimero e le fibre di rinforzo, rispettivamente. Il comportamento di entrambi i materiali è stato modellato replicando sperimentalmente il modello di simulazione. Per tale ragione, sono stati prodotti una serie di provini di trazione con diverse orientazioni della fibra depositata nel solo strato centrale del provino. Il comportamento del modello è stato poi convalidato con la produzione di ulteriori provini con diverso orientamento della fibra.

Introduzione

Ad oggi i materiali compositi trovano larga applicazione in ambito industriale poiché offrono un rapporto elevato tra resistenza e peso e/o rigidezza e peso, soprattutto se comparato ai materiali metallici. Storicamente tali materiali hanno trovato le prime applicazioni in mercati di nicchia come quello aerospaziale. Successivamente anche in altri settori come quello automobilistico in cui, l'evolversi delle normative anti-inquinamento ed il maggiore utilizzo di accessori e complessi sistemi di elettronici hanno portato alla richiesta di utilizzo di materiali più leggeri che riducessero il peso complessivo del veicolo. BMW i series, Alfa Romeo 4C, Boeing 787 e Airbus 450 sono solamente alcuni esempi di produzioni industriali di larga scala. Ciò spinge la ricerca verso una continua evoluzione delle resine sia a per le prestazioni che come interazione con l'altra fase del composito. L'evoluzione delle resine è stata affiancata dall'utilizzo di additivi e wiskers di carbonio che consentono una migliore ridistribuzione delle tensioni all'interno della matrice.

La fabbricazione additiva (o additive manufacturing), noto più commercialmente come stampa 3D, è un processo produttivo emergente e un'ulteriore area in cui i materiali compositi competono con i materiali metallici. Oggigiorno le tecniche di fabbricazione additiva sono considerate all'interno delle realtà industriali per la possibilità di ottenere componenti ottimizzati ad elevate performance. Infatti tali tecniche produttive hanno permesso di diminuire il gap tra progettazione e produzione soprattutto nel campo della realizzazione di geometrie provenienti da solutori di ottimizzazione topologica solitamente complesse e difficilmente realizzabili in tempi e costi ragionevoli mediante tecniche convenzionali. Tali algoritmi di ottimizzazione, combinati alle tecnologie additive metalliche permettono di ottenere componenti con una riduzione di massa anche del 50%. Lo svantaggio intrinseco di tali tecnologie riguarda l'utilizzo di materiali in forma di polvere che risulta ad oggi sensibilmente più costosa anche rispetto alla stessa fibra di carbonio. Inoltre l'energia richiesta per ottenere la fusione della polvera metallica è sensibilmente maggiore a quella richiesta per processare un materiale polimerico.

Ad oggi diverse aziende hanno provato a realizzare un sistema di deposizione che fosse in grado di produrre dei componenti in materiale composito. Tali sistemi ad oggi risultano essere estremamente complessi, pesanti, non facili da programmare e asserviti a bracci robotici. Queste tecnologie sono comunque ancora subordinate all'utilizzo di mandrini e stampi. Diverse aziende come Airbus, per la produzione delle ali e NASA per serbatoi di ossigeno attualmente utilizzano sistemi di automatic fibre placement (AFP) per la produzione di componenti in fibra di carbonio.

Nel campo della stampa 3D di materiali compositi, la maggioranza dei sistemi si limita all'utilizzo di filamenti di polimeri termoplastici caricati con wiskers anziché l'utilizzo di fibre continue.

Un' ulteriore esempio delle diverse tecniche che vengono sviluppate ogni anno può essere la Impossible Objects con la sua tecnica CBAM, questa prevede l'utilizzo di filamenti di carbonio o altre fibre che vengono impregnati da un polimero attraverso delle teste di deposizione come nel caso del 3D printing, a questo punto i vari fogli vengono sovrapposti l'uno all'altro in modo tale da formare un cubo che viene successivamente posizionato all'interno di una pressa per la fase di consolidamento. Il pezzo finito viene ottenuto andando a rimuovere le fibre non impregnate mediante l'utilizzo di aria compressa. Questa tecnica, così come affermato dovrebbe essere in grado di produrre elementi funzionali avendo il vantaggio di poter utilizzate fibre riciclate ma allo stesso tempo non avere una direzione preferenziale sulle caratteristiche meccaniche.

Markforged, il creatore della prima stampante 3D in fibra di carbonio, è l'unica azienda che attualmente offre una macchina commerciale in grado di processare fibra continua.

Il continuous filament fabrication (CFF), processo da loro brevettato, è basato sulla tecnologia di fused deposition modelling (FDM). Tale tecnologia utilizza il materiale polimerico sotto forma di filamento solido. Questo viene riscaldato all'interno della testa di deposizione costituita dalle resistenze elettriche, il sistema di gestione e controllo della temperatura, gli ugelli di estrusione e nel caso specifico del CFF anche dal sistema di taglio del filamento di rinforzo. Il materiale, viene quindi portato ad una temperatura e viscosità sufficienti alla sua estrusione attraverso l'ugello per poi essere depositati, secondo il percorso utensile, sui precedenti layer. Mediante due ugelli montati sulla stessa testa di deposizione, viene depositato alternativamente il materiale rinforzato con la fibra lunga o la sola matrice polimerica. Il loro software proprietario EIGER permette la gestione delle strategie di rinforzo, della sua orientazione e delle differenti opzioni relative ai supporti.

La prima parte di questo lavoro è volta ad introdurre i materiali compositi e l'additive manufacturing. Si sono introdotti i materiali compositi a matrice polimerica mettendo successivamente in evidenza le principali caratteristiche meccaniche dei principali polimeri utilizzati nelle applicazioni strutturali. Successivamente ad una introduzione sulle principali proprietà delle fibre si sono elencati i principali processi produttivi dei compositi tradizionali.

È stato introdotto brevemente l'additive manufacturing concentrandosi sulla parte dei polimeri termoplastici e delle loro applicazioni nella tecnologia FDM.

La seconda parte si è spostata dall'ambito prevalentemente legato ai materiali ed i processi produttivi ai principi della meccanica utilizzati per la predizione del comportamento di questa tipologia di manufatti. Ci si è inizialmente concentrati sul calcolo delle proprietà meccaniche del composito una volta note quelle della matrice e delle fibre, per poi passare, a seguito dell'ipotesi di stato di tensione piana, al comportamento lungo le differenti direzioni.

La campagna sperimentale si è dedicata inizialmente alla comprensione della macchina, del software e del processo di deposizione delle fibre. Si è cercato di mettere in evidenza i principali vantaggi e limiti di tale tecnologia. Contestualmente sono stati realizzati alcuni provini di trazione disponendo un layer di rinforzo al loro interno. I provini sono stati realizzati facendo riferimento alle due normative di riferimento di tali prove, ASTM D3039 e ASTM D638. Sono state testate tre differenti geometrie che spesso hanno portato al cedimento prematuro del provino o del sistema di afferraggio. Dopo aver definito una singola geometria che portasse a rottura i provini all'interno della sezione ristretta si è proceduto alle prove di trazione.

A seguito delle prove sono stati analizzati i risultati in modo particolare relativamente all'influenza del rinforzo sul carico massimo e sulla massima deformazione del provino.

Si è successivamente impostato un modello agli elementi finiti che permettesse di predirre il campo degli spostamenti lungo la direzione principale del provino. Una volta calibrato il modello sul provino di solo Nylon si è lavorato a quello dei provini rinforzati con il filamento.

Inizialmente sono state utilizzate le proprietà meccaniche ottenute a partire dalle teorie e ipotesi della micromeccanica. Si è successivamente iniziato a calibrare un modello che permetta di tenere

in considerazione gli effetti di bordo dovuti al processo mediante una omogeneizzazione delle proprietà meccaniche del materiale.

1 Materiali compositi e tecnologie di produzione

Un materiale composito è un materiale eterogeneo, composto cioè da più di una fase. Questo presenta delle caratteristiche macroscopiche che sono una combinazione di quelle delle diverse fasi che lo compongono. La fase principale è denominata matrice ed è spesso utilizzata per la designazione delle famiglie di materiali compositi. I materiali compositi a matrice metallica sono solitamente caratterizzati da una dispersione di particelle nanometriche o micrometriche di ceramici. Una delle principali applicazioni è sicuramente la produzione di inserti per utensili. Altri materiali compositi sono ad esempio il calcestruzzo o il legno multistrato. Un'ulteriore famiglia è quella dei materiali compositi a matrice polimerica.



Fig. 1-1 Differenti tipologie di materiale composito (wiskers, fibre corte orientate, fibre corte disperse, fibre lunghe). [1]

Questa viene solitamente utilizzata insieme a fibre di rinforzo di diversa lunghezza e dimensione. A livello morfologico si possono distinguere tre differenti tipologie di rinforzo, particelle (wiskers) generalmente di piccole dimensioni rispetto alla geometria dell'oggetto e caratterizzate da una forma che non presenta una direzione preferenziale. Le altre due tipologie di rinforzo fanno riferimento all'utilizzo di fibre, queste possono essere sia lunghe che corte. Entrambe trovano applicazione sia nel caso di orientazione ben definita che randomica. Il principale vantaggio della prima tipologia è relativo alle migliori caratteristiche meccaniche lungo la direzione delle fibre, di contro si ottiene un comportamento marcatamente anisotropo. La seconda invece non presenta una direzione di maggiore resistenza. Nel caso di materiali compositi rinforzati con fibre corte è spesso possibile assumere un comportamento isotropo.

1.1 Matrici polimeriche

I polimeri che sono solitamente utilizzati nei materiali compositi rinforzati mediante fibre sono spesso chiamati resine. Tutti i polimeri sono formati da catene più o meno lunghe di unità ripetute chiamate monomeri. In base al numero ed alla complessità dei monomeri e dei catalizzatori utilizzati. In commercio sono presenti tre differenti tipi di polimeri, caratterizzati da differenti proprietà:

- Polimeri termoindurenti
- Polimeri termoplastici
- Elastomeri

In campo strutturale hanno trovato un consolidato campo di applicazione i polimeri termoindurenti. La differenza tra le due tipologie è da ricercarsi nel loro comportamento quando ad essi viene fornito calore. I polimeri termoindurenti mostrano cambiamenti chimici irreversibili in funzione della temperatura. Essi tendono a mantenere la loro forma fino a quando raggiunta una determinata temperatura si degradano chimicamente.

Al contrario, i polimeri termoplastici possono essere rifusi e solidificati senza manifestare significanti decadimenti delle caratteristiche meccaniche. Una volta solidificati a formare il composito possono essere riformati riscaldando il componente. Questa caratteristica permette a questi ultimi di avere la peculiarità di poter essere riparati una volta entrati in servizio.

La microstruttura derivante da un qualsiasi processo di formazione polimerica può essere ricondotta ad una di queste 3 categorie:

- Catene lineari: queste vengono ottenute a partire da monomeri bifunzionali, l'accrescimento delle catene polimeriche avviene solamente in due direzioni.
- Catene ramificate: queste vengono ottenute quando i monomeri di partenza sono polifunzionali o si hanno degli iniziatori radicalici che vanno ad alterare la struttura andando a creare delle ramificazioni che possono essere di diversa natura: corte, lunghe o a stella.
- Catene agganciate: ne sono un classico esempio gli elastomeri, troviamo delle lunghe catene polimeriche collegate ad altre attraverso dei network che vanno a aumentare la rigidezza del materiale.



Fig. 1-2-Differenti tipologie di catene polimeriche (lineari, ramificate, tridimensionali) [2]

Nonostante esistano numerosi tipi di resine nell'industria dei compositi, la maggior parte delle applicazioni strutturali utilizza parti realizzate mediante resine termoindurenti ottenute da poliesteri, vinilesteri e resine epossidiche.

Con le attuali tecnologie produttive la matrice generalmente conta per il 30%-50% del volume complessivo del manufatto. Il suo ruolo è quello di mantenere la forma del componente, tenere allineate le fibre di rinforzo ed agire da medium per il trasferimento del carico da una fibra all'altra. Un ulteriore compito della matrice è di proteggere le fibre dalla corrosione e dal contatto meccanico. È infatti noto che le fibre di carbonio sono particolarmente sensibili all'usura, al contrario di quelle aramidiche. Da non sottovalutare è inoltre il fatto che, la stabilità termica e la massima temperatura di utilizzo del materiale stesso sono determinate nella maggior parte dalle proprietà della matrice. È quindi di fondamentale importanza personalizzare il polimero in base all'applicazione del materiale composito. Si ha infatti che la presenza di agenti chimici aggressivi e ambienti con elevati valori di umidità, portano ad un decadimento delle proprietà della matrice prima che delle fibre.

Un ulteriore aspetto da sottolineare che accompagna la prematura degradazione del polimero è la diminuzione della temperatura di transizione vetrosa. La temperatura di transizione vetrosa (Tg) è definita come quel valore di temperatura di soglia tra un comportamento rigido ed uno viscoso. Il primo dei due si manifesta al di sotto della temperatura di transizione vetrosa e permette di trasferire il carico tra le fibre e prevenire il manifestarsi del carico di punta nel caso di carichi di compressione oltre che mantenere un migliore allineamento delle fibre. Operando al di sopra della Tg la matrice diventa sensibilmente meno rigida e la resistenza a trazione diminuisce. Si consideri ad esempio una matrice con una temperatura di transizione vetrosa di 200°C operante ad in ambiente asciutto a 100°C. In presenza di tali parametri ambientali il polimero possiede ancora delle buone proprietà meccaniche rispetto alla temperatura ambiente. Nel caso in cui si abbia nell'ambiente un aumento di umidità, questa può portare ad una diminuzione della sua Tg con conseguente decadimento delle proprietà dovute al rammollimento della matrice. La Fig. 1.3 mostra l'andamento del volume specifico di due differenti polimeri al variare della temperatura. La curva a linea continua rappresenta l'andamento di un polimero termoplastico non cristallino, la seconda curva, tratteggiata, rappresenta quella di un polimero termoplastico parzialmente cristallino. Il grado di cristallinità è la capacità del polimero di presentarsi in forma più ordinata, con le catene polimeriche ordinate che si ripiegano su se stesse. Questa struttura va a ridistribuire meglio gli sforzi permettendo di ottenere migliori prestazioni meccaniche. Per avere una struttura semicristallina è fondamentale avere dei sostituenti che vadano a organizzare a livello elettronico la struttura. Più sono ampie tali zone e più il polimero si comporta come un materiale cristallino. La propensione a cristallinizzare diminuisce con la presenza di sostituenti ingombranti. È però necessario che non carichi elettronicamente a causa della possibile formazione di dipoli. Un ulteriore fattore che porta alla riduzione del grado di cristallinità è la presenza di ramificazioni. Nel caso in cui si vogliano ottenere delle strutture cristalline è importante effettuare un processo di polimerizzazione lento. A livello industriale praticamente tutti i polimeri sono almeno parzialmente cristallini. Per aumentare il grado di cristallinità si è soliti aggiungere al monomero di partenza un altro monomero simile con differenti caratteristiche di reattività.



Fig. 1-3 Andamento volume massico in funzione della temperatura e microstruttura polimero, amorfo, semicristallino e cristallino. [2]

Tra i principali parametri di un polimero, la processabilità è una della più importanti caratteristiche, soprattutto nel caso dei compositi in quanto la resistenza dell'interfaccia tra la matrice e le fibre di rinforzo decade bruscamente nel caso in cui la resina non sia in grado di penetrare il filamento e bagnare tute le fibre. Infatti, la presenza di vuoti o zone in cui è presente una carenza di resina portano al decadimento delle prestazioni del composito.

1.1.1 Polimeri termoindurenti

I polimeri termoindurenti sono ad oggi la categoria di resine più diffuse come matrice per la realizzazione di componenti in materiale composito. Essi sono diventati popolari per numerose ragioni tra le quali:

- Bassa viscosità della resina, questo permette di realizzare componenti con elevata complessità geometrica inoltre la matrice è in grado di raggiungere semplicemente tutte le fibre.
- Ottima bagnabilità e di conseguenza una buona interfaccia tra la matrice e la fibra.
- Più economiche dei polimeri termoplastici.
- Specialmente in riferimento alle resine epossidiche e fenoliche le caratteristiche meccaniche di questi polimeri possono essere estremamente elevate (>100 MPa)
- Bassa sensibilità agli agenti chimici esterni.
- Basso ritiro di solidificazione e coefficiente di espansione termica.

Le caratteristiche meccaniche delle resine commerciali possono differire notevolmente un base al tipo di precursori utilizzati, nella Tab. 1.1 sono illustrati alcuni esempi. Oltre alla maggiore rigidezza e resistenza a trazione mostrata dalle resine epossidiche rispetto alle viniliche e poliesteriche, si ha anche un ridotto valore di contrazione volumetrica durante la fase di curing. Date le ottime proprietà meccaniche e la facilità di processamento le resine epossidiche sono i polimeri che hanno trovato il maggiore campo di applicazione. Questo permette di ottenere dei manufatti le cui tensioni residue saranno sensibilmente inferiori a quelle ottenibili utilizzando gli altri due tipi di polimeri. È inoltre necessario tenere presente che tali tensioni potrebbero portare a deformazioni permanenti nel prodotto finito e che queste non possono essere eliminate se non con lavorazioni alle macchine utensili (quando possibile).

Proprietà	Poliestere	Vinilestere	Epossidiche
Densità [kg/m³]	1100-1500	1150	1320
Modulo di Young a trazione [GPa]	1.2-4.5	3-4	2-6
Resistenza a trazione [MPa]	40-90	65-90	35-130
Resistenza a compressione [MPa]	90-250	125	100-200
Allungamento a rottura %	2-5	1-5	1-8.5
Coefficiente di espansione termica	60-200	50	45-70
[*10 ⁻⁶ °C ⁻¹]			
Glass transition temperature [°C]	50-110	100-150	50-250
Assorbimento di umidità %	0.1-0.3		0.1-0.4
Ritiro a seguito del curing %	4-12	1-6	1-5

Tab. 1-1 Principali caratteristiche meccaniche resine termoindurenti. [3]

Affinché possa iniziare la catalizzazione del generico polimero termoindurente, è spesso necessaria la somministrazione di calore ad una temperatura solitamente non inferiore ai 120° C. Tale temperatura può raggiungere o superare i 170°C in base al tipo di resina. Questo processo è solitamente molto lungo e può richiedere diverse ore per la completa catalizzazione, solidificazione e stabilizzazione del manufatto. Una volta completato, la resina esibisce un comportamento fragile, nonostante siano presenti in commercio delle resine che possiedono il 7% di deformazione a rottura. Un ulteriore aspetto da considerare è, come citato in precedenza, il tipo di composto utilizzato e la rispettiva quantità per la catalizzazione della resina.

In riferimento alla famiglia delle resine epossidiche, che allo stato dell'arte attuale comprende le resine dalle migliori caratteristiche meccaniche ad oggi reperibili sul mercato, esse sono costituite da un monomero costituito da un atomo di ossigeno chimicamente legato a 2 atomi di carbonio. Nella Fig. 1.4 è possibile vedere la struttura dell'ossido etilenico, monomero di partenza di diverse resine epossidiche.



Fig. 1-4 Rappresentazione struttura monomererica del gruppo epossidico caratteristico alla fine delle catene polimeriche.

Le resine epossidiche differiscono da quelle ottenute dai poliesteri in quanto il processo di curing è ottenuto mediante un composto, solitamente una amina, chiamato indurente. La percentuale di indurente dipende dal tipo di monomeri di partenza e può influenzare notevolmente le caratteristiche del polimero finale. Si ha infatti che questa fase può contare anche per il 50% in peso della resina. Solitamente i due monomeri vengono a legarsi con l'indurente a formare una struttura molecolare tridimensionale.



Fig. 1-5 Tipica struttura a seguito della solidificazione di una resina epossidica.[4]

A rappresentare l'effetto del tipo di catalizzatore utilizzato e di come questo modifichi le caratteristiche di processabilità del polimero sono stati riportati alcuni dati reperiti a partire dal datasheet Ampreg 26 di Gurit Holding. Nella Fig. 1.6. è mostrato come, in base al tipo di processo di curing adottato si possano ottenere differenti valori di deformazione a rottura della resina. È possibile vedere come eseguendo un curing a temperatura ambiente per 28 giorni sia con un catalizzatore 'slow' che con uno 'ultra slow' la deformazione a rottura sia inferiore al 2%. Tale valore può essere praticamente raddoppiato utilizzando un catalizzatore 'fast'. Tale catalizzatore oltre a

mostrare la migliore deformazione a rottura durante entrambi i tipi di curing mostra anche le migliori caratteristiche durante la prova di trazione. Un' ulteriore aspetto da considerare è che, portando la resina a 50° C per 16 h, dopo una prima catalizzazione a temperatura ambiente, è possibile ottenere valori di deformazione a rottura prossimi al 5%.

Indipendentemente dal tipo di catalizzatore utilizzato i valori di rigidezza della resina risultano rimanere pressoché invariati. Tale aspetto risulta particolarmente importante dato che la rigidezza finale del componente risulta essere funzione pressoché lineare, a parità percentuale in volume delle fibre, della rigidezza della resina.



Fig. 1-6 Variazione caratteristiche meccaniche al variare del tipo di catalizzatore e parametri di curing, Ampreg 26. [5]

Dalla Fig. 1.7 è possibile effettuare alcune considerazioni in merito alla produzione dei laminati. Come è possibile vedere nel grafico riportato sulla sinistra, al variare del tipo di catalizzatore si ha un differente tempo massimo per il completamento della stesura del laminato e l'inizio del tiraggio del vuoto nello stampo. Tale fattore risulta inoltre essere influenzato dalla temperatura dell'ambiente. Questo valore risulta essere fondamentale e deve essere scelto con attenzione in base al processo utilizzato, al tempo necessario allo stampo per essere completamente impregnato di resina oltre che al numero di ugelli utilizzati per l'adduzione della resina nel caso di infusione oppure al tempo necessario all'operatore per stendere tutti gli strati impregnati singolarmente nel caso di lay up. Sulla destra è invece riportato il tempo minimo di catalizzazione nel caso di laminati caratterizzati da bassi spessori. Si vede come la variabilità sia molto elevata, passando da 3 ore per un catalizzatore di tipo fast fino a raggiungere le 100 ore per quelli slow e ultra slow alla temperatura di 15° C.



Fig. 1-7 Differenti tempistiche di laminazione e estrazione dallo stampo al variare del catalizzatore, Ampreg 26. [5]

I polimeri utilizzati per la produzione di compositi pre impregnati necessitano l'apporto di calore per il curing. Queste resine sono direttamente nelle fibre e non necessitano dell'utilizzo di indurenti. Essendo pronte per l'utilizzo, in base alla temperatura di curing devono essere conservate all'interno di celle frigorifere. Nonostante questo, affinché non ci sia un eccessivo decadimento delle caratteristiche meccaniche è necessario che la laminazione avvenga entro periodi inferiori ai 6 mesi dalla loro produzione.

1.2 Fibre di rinforzo

Le fibre sono la fase del composito solitamente utilizzata per aumentare le caratteristiche di rigidezza e resistenza. Al giorno d'oggi nel mercato si sono diffuse 4 principali tipologie di fibre, fibre di carbonio, fibre di vetro, fibre sintetiche e le fibre di boro. Gli elementi che compongono queste fibre che sono solitamente carbonio, boro ,silicio ,azoto e ossigeno. Questi elementi sono infatti in grado di formare legami covalenti forti con gli altri atomi tali da garantire alle fibre elevate caratteristiche di rigidezza e resistenza. A parte queste due proprietà esse possiedono una bassa densità grazie al basso peso molecolare di questi elementi e un'ottima stabilità termica fino ad elevate temperature grazie alle elevate temperature di fusione.

La fibra di carbonio viene ottenuta a partire da una fibra che funge da precursore. La tipologia di precursore maggiormente utilizzata e consolidata in ambito industriale è il PAN. Queste fibre sono composte almeno per l'80 % di acrilonitrile mentre il restante 20% è solitamente composto da residui dovuti all'ottenimento dei precursori e da altri composti utilizzati per migliorare le caratteristiche della fibra finale in termini di resistenza oppure di rigidezza. Il processo di produzione del filamento è caratterizzato da due fasi principali. La prima, nota come ossidazione, prevede il riscaldamento del polimero a temperature prossime ai 300°C all'interno di un ambiente ad atmosfera controllata ma non inerte. La seconda fase consiste nella carbonizzazione effettuata in forni con atmosfera inerte che raggiungono temperature superiori ai 2000°C.

In base alla temperatura raggiunta durante la fase di carbonizzazione si possono ottenere quattro differenti tipi di fibra di carbonio: fibre ad alta resistenza (HS oppure SM), fibre a modulo intermedio (IM), fibre a modulo elevato (HM) e fibre a modulo ultra elevato (UHM). All'aumentare della temperatura di carbonizzazione si ottengono compositi dalla maggiore rigidezza, alcuni di questi superano i 400 GPa di modulo elastico. A causa dell'aumento del conseguente aumento di temperatura, il prezzo medio di un tessuto HM o UHM non difficilmente supera il doppio del prezzo a causa degli evidenti complicazioni impiantistiche e maggiore energia per produrle. Un esempio dei valori di modulo elastico di tali materiali sono riportati nella Tab. 1-4. La fibra di carbonio possiede la maggior rigidezza specifica delle fibre in commercio, sono inoltre molto resistenti sia a trazione che a compressione oltre che una buona resistenza a fatica, creep e corrosione. Allo stesso tempo, la oro resistenza all'impatto risulta essere inferiore di quella manifestata dalle fibre aramidiche e dalle fibre di vetro. Quest'ultimo svantaggio è particolarmente evidente nel caso di fibre con modulo intermedio e elevato in quanto manifestano un comportamento estremamente fragile.

	Modulo di Young E (GPa)	Resistenza a trazione (GPa)		
Fibre a modulo standard (<265 GPa)				
Т300	230	3.53		
Т700	235	5.3		
UTS	240	4.8		
AS4	241	4		
Panex 34	228	3.6		

Tab. 1-2 Comparazione modulo di Young e resistenza a trazione di differenti tipologie di fibre. [4]

TR50S	234	4.41			
Fibre a modulo intermedio (260-320 GPa)					
Т800	294	5.94			
M30S	294	5.49			
IMS	295	4.12-5.5			
IM6	303	5.3			
IM9	310	5.3			
Fibre a modulo elevato (320-440 GPa)					
M40	392	2.74			
M40J	377	4.41			
UMS 2526	395	4.56			
HR40	381	4.8			
MS40	340	4.8			
Fibre a modulo ultra elevato (~440 GPa)					
M46J	436	4.21			
UMS3536	436	4.5			
HS40	441	4.4			
UHMS	441	3.45			

A partire dai dati riportati in Tab. 1-2 si nota come, all'aumentare del modulo di Young lungo la direzione longitudinale, non consegue necessariamente una diminuzione della resistenza delle stesse. DI contro, l'aumento della rigidezza è comporta nella maggior parte dei casi una diminuzione dell'allungamento a rottura. Se nel caso delle fibre a modulo standard un valore medio dell'allungamento per le varie fibre citate potrebbe essere il 1.5%, nel caso delle fibre a modulo ultra elevato è estremamente difficile trovare fibre con allungamenti dello 0.5%.

La maggior parte delle fibre in commercio possiede un diametro compreso tra i 5 ed i 7 μ m. Questi vengono uniti a formare deigli yarn composti solitamente dalle 1000 fino alle 24000 singole fibre che poi vengono utilizzate per produrre i tessuti caratterizzati dalle più svariate trame presenti in commercio.

Le fibre di vetro, grazie al loro basso prezzo, sono le fibre che hanno trovato prima di tutte un campo di applicazione abbastanza diffuso, dalle tubazioni di impianti chimici all'industria navale. La maggioranza delle fibre presenti in commercio sono a base di silice SiO_2 , più precisamente di polimeri i cui precursori sono silicati. Insieme ad essi le fibre di vetro sono composte da parti minori di allumina Al_2O_3 e ossidi di magnesio o boro. Sono spesso presenti anche altri ossidi ma in percentuali solitamente sotto 1%. Questi polimeri, vengono portati a temperature attorno ai 1200°C e successivamente raffreddati tali da portare alla cristallizzazione delle fibre. I singoli filamenti ottenuti, come nel caso delle fibre di vetro hanno diametri dell'ordine dei µm, generalmente tra gli 8 ed i 14 µm. Attualmente in commercio si trovano 3 differenti tipologie di fibra di vetro:

• C-glass: (chemical resistant glass) questa tipologia di fibra di vetro viene utilizzata particolarmente in ambito chimico per la realizzazione di tubazioni essendo particolarmente

resistente sia a composti acidi che alcalini. Tra i vari tipi di vetro è quella che possiede le minori caratteristiche meccaniche.

- E-glass: (electronic glass) questo tipo di fibra di vetro possiede delle buone caratteristiche alla corrosione e agli agenti chimici oltre che delle caratteristiche meccaniche migliori rispetto al C-glass. Il nome di questo tipo di fibra è legato al fatto che viene comunemente utilizzata nella la costruzione di circuiti elettronici.
- S-glass: (structural glass) queste tipologie di fibre sono caratterizzate da una elevata presenza di Al_2O_3 . Vengono utilizzati in campo strutturale possedendo le migliori caratteristiche di rigidezza, resistenza e anche allungamento a rottura.

Nella Tab. 1-5 sono riportati i principali valori delle caratteristiche meccaniche delle diverse tipologie di fibra di vetro.

Proprietà	C-glass	E-glass	S-glass
Densità (kg/m³)	2500	2550	2500
Modulo di young E (GPa)	70	75	85
Resistenza a trazione (GPa)	3.0	3.5	4.5
Allungamento a rottura %	4/5	2/3.5	5/6
Coefficiente di espansione	780	840	940
termica (x10 ⁶ C ⁻¹)			

Tab. 1-3 Esempi delle principali proprietà di diverse tipologie di fibre di vetro.

Un ulteriore categoria di fibre largamente utilizzate è quella delle fibre sintetiche. A seguito di un particolare processo termochimico è possibile andare ad allineare le catene polimeriche lungo la direzione delle fibre in modo da ottenere dei materiali dalle elevate caratteristiche di resistenza e rigidezza. Sono attualmente disponibili in commercio numerose fibre polimeriche, spesso tra le cui sono presenti le fibre aramidiche. Tra le fibre più note spicca sicuramente il Kevlar[®], sviluppato dalla casa DuPont attorno al 1968. Un'altra fibra polimerica ottenuta dal polietilene è lo Spectra, esso risulta avere delle caratteristiche di rigidezza intermedie tra il Kevlar[®]-29 ed il Kevlar[®]-49 nonostante abbia una densità inferiore del 50% del Kevlar[®] ma presenta delle buone caratteristiche a trazione.

La Tab. 4-1 riporta alcuni dati relativi ai valori delle principali caratteristiche meccaniche delle fibre polimeriche.

Tab. 1-4 Principali caratteristiche meccaniche delle fibre sintetiche. [3]

Proprietà	Kevlar [®] -29	Kevlar [®] -49	Spectra 900
Densità (kg/m³)	1440	1480	970
Modulo di young E (GPa)	62	131	117
Resistenza a trazione (GPa)	2.76	2.8/3.79	2580

Allungamento a rottura %	3-4	2.2-2.8	3
Coefficiente di espansione	-2	-2	ng
termica (x10 ⁶ C ⁻¹)			

Una panoramica di confronto riguardante le varie fibre è riportata nella Fig 1.8 e Fig. 1.9 dove a parità di matrice e quantità di fibra in volume sono confrontati, modulo di Young, resistenza a trazione e allungamento a rottura sia a trazione che a compressione.



Fig. 1-8 Rappresentazione schematica caratteristiche a trazione di differenti tipi di fibre.

Ogni tipologia di fibra possiede un comportamento diverso e delle caratteristiche che non lo rendono facilmente paragonabile alle altre. Si noti ad esempio il comportamento delle fibre aramidiche quando sottoposte a compressione. Uno dei motivi principali per il quale le fibre di carbonio sono riuscite a imporsi maggiormente sul mercato è la loro elevata rigidezza e resistenza specifica rispetto agli altri tipi di fibra. Di contro non bisogna sottovalutare il fatto che, il costo delle fibre ha una notevole incidenza sul costo finale del manufatto prodotto e la fibra di carbonio presenta dei costi molto più elevati delle fibre di vetro e aramidiche.



Fig. 1-9 Rappresentazione schematica caratteristiche a compressione di differenti tipi di fibre.

Ad esempio, il costo di un m^2 di tessuto in E-glass risulta essere inferiore ai 2.5 \in , tale prezzo raddoppia nel caso di utilizzo di S-glass. Sia le fibre aramidiche che quelle di carbonio presentano invece dei costi che partono da un ordine di grandezza superiore, nel caso di un IM si arriva anche a superare i 45 \in .

1.3 Processi produttivi per materiali compositi

La sempre crescente diffusione dei materiali compositi ha portato al contemporaneo sviluppo di tecnologie in grado di produrre manufatti con caratteristiche sempre più controllate e ripetibili. Tutti i processi produttivi necessitano l'utilizzo di uno stampo che nel caso di piccoli lotti produttivi viene spesso realizzato in legno compensato (MDF medium density fibreboard) fino a passare a stampi metallici nel caso di produzioni elevate. Tutte le attuali applicazioni strutturali prevedono il curing della resina a seguito della laminazione delle pelli in ambiente in depressurizzato. La differenza di pressione tra il manufatto e l'ambiente esterno permette di avere una maggiore compattazione delle pelli, portando la resina in eccesso al di fuori del manufatto. Proprio per limitare e controllare sia la massima che la minima quantità di resina presente all'interno sono presenti in commercio fibre preimpregnate (prepreg). Dal punto di vista produttivo l'utilizzo di prepreg o fibre asciutte comporta delle modifiche al processo che possono essere anche consistenti. In letteratura sono state proposte diverse classificazioni dei processi produttivi, una di queste risulta essere legata al livello di automazione del processo.

Le principali tecnologie di produzione in cui il processo non è completamente automatizzato risultano essere:

- Vacuum bagging (sacco a vuoto)- Prepreg out of autoclave
- Resin Infusion
- Curing in autoclave

1.3.1 Vacuum bagging

Il vacuum bagging è una tecnologia che permette di produrre manufatti di buona qualità andando a mantenere il livello di complessità del processo relativamente basso. Questo processo consta di diversi step. A partire dalla realizzazione dello stampo, questo viene successivamente ricoperto mediante film o resina distaccante che facilitano la successiva fase di estrazione. Le singole pelli del laminato vengono impregnate con la resina a cui è stato precedentemente aggiunto il sistema di catalizzazione. Questa fase non avviene all'interno dello stampo in modo da poter facilmente eliminare la resina in eccesso. Una volta impregnate le pelli queste vengono tagliate della forma desiderata e stese su una faccia dello stampo. Prima che la fase di curing abbia raggiunto un livello irreversibile è necessario posizionare il 'vacuum stacking'. Il vacuum stacking è una serie di ulteriori pelli, non facenti parte del manufatto finale, che permettono la distribuzione del vuoto, il suo mantenimento e la rimozione della resina in eccesso. Di seguito è riportato un esempio di vacuum stacking ed il ruolo dei singoli strati.

• Peel ply: Il peel ply è la prima pelle a contatto con il vero e proprio laminato. Questo è una trama di materiale plastico che svolge diversi ruoli. Permette, il passaggio delle fasi volatili della resina che vengono a crearsi durante la fase di curing, l'evacuazione della resina in

eccesso dal laminato. Alla fine del processo di curing questa fase è facilmente removibile lasciando una superficie opaca e molto rugosa.

- Release film: Film sottile di materiale termoplastico sul quale sono presenti numerose aperture per il passaggio della resina e dei volatili. Ha il compito di creare un ulteriore strato tra il breather ed il peel ply.
- Breather o bleeder: Questa pelle generalmente fatta da feltro o tessuti organici. Questo strato possiede un duplice ruolo. Il primo è quello di assorbire la resina in eccesso, il secondo è aiutare la distribuzione del vuoto nell'interno manufatto.
- Mesh: Questa pelle, generalmente ottenuta da filamenti di polimero termoplastico intrecciati in modo da formare una trama tridimensionale abbastanza larga permette una migliore distribuzione del vuoto specialmente in manufatti in complessi e con forti curvature.
- Vacuum bag: Film sottile di materiale termoplastico che permette di mantenere il vuoto all'interno del perimetro delimitato dal nastro sigillante.

Una volta disposti tutti i sistemi, il laminato viene portato ad una pressione di circa 0.1 bar e mantenuto a questa pressione fino a quando la resina non è completamente solidificata. Per il controllo della pressione tra lo stampo ed il film di chiusura si utilizza un pressostato. Tramite l'utilizzo del nastro sigillante si riesce le perdite di pressione dovute alla non perfetta adesione sono praticamente nulle.

Con questo processo è possibile realizzare laminati con un numero di fibre disperse nella resina estremamente più elevato rispetto alle tecnologie che non utilizzano il vuoto. L'utilizzo della pressione permette di migliorare la bagnabilità della resina sulle fibre e ridurre di conseguenza la presenza di vuoti. Di contro questo processo prevede l'utilizzo di diversi film che devono essere successivamente smaltiti. La qualità del manufatto finale è enormemente influenzata dalle abilità dell'operatore, quest'ultimo è inoltre esposto ai vapori della resina durante la prima fase di impregnaggio della resina.



Fig. 1-10 Rappresentazione schematica processo vacuum bagging. [4]

1.3.2 Vacuum infusion

Questa tecnologia a differenza del Vacuum bagging utilizza la differenza di pressione tra l'interno dello stampo ed il serbatoio contenente la resina per impregnare le fibre di rinforzo. Il processo inizia andando a disporre le fibre, asciutte, ed i diversi sistemi di distribuzione della resina. Successivamente si predispone il sistema per il tiraggio del vuoto, sigillando lo stampo ed iniziando a creare una depressione mantenendo la valvola tra il serbatoio contenente la resina e lo stampo in posizione chiusa.



Fig. 1-11 Rappresentazione schematica del resin infusion.[4]

Una volta ottenuto il grado di vuoto desiderato ed essersi assicurati che non siano presenti infiltrazioni d'aria la valvola viene aperta e la resina ha la possibilità di fluire all'interno dello stampo. Questo tipo di processo permette di realizzare componenti di dimensioni estremamente elevate, superiori ai 10 metri di lunghezza. Si ha inoltre un buon rapporto tra la quantità di fibra e di resina oltre che avere una bassa presenza di vuoti. Di contro la gestione di questo processo può essere estremamente complessa. È necessario infatti analizzare attentamente il manufatto da produrre in modo tale da posizionare opportunamente i punti di infusione. La resina da utilizzare per questo processo deve possedere una bassa viscosità. Nel caso in cui i numeri della produzione e la finitura superficiale richiesta sia elevata, vengono realizzate entrambe le facce dello stampo. In particolare, questa tecnica prende il nome di Resin Transfer Moulding (RTM) ed attualmente viene utilizzata sia nel campo dell'automotive che nell'aerospaziale.

1.3.3 Lay up prepreg

Se i primi due processi la materia prima utilizzata sono fibre asciutte che vengono successivamente impregnate, nel caso del curing, all'interno di un'autoclave il materiale utilizzato è solitamente il prepreg. Tale processo, sia a livello energetico che impiantistico risulta essere notevolmente più complesso e costoso dei precedenti due. L'utilizzo di una pressione maggiore durante la fase di curing della resina combinate con l'utilizzo di materiali le cui percentuali di polimero e fibra sono

controllate permette di ottenere proprietà meccaniche notevolmente più elevate. La prima fase del processo avviene all'esterno dell'autoclave dove le varie pelli di prepreg vengono tolte dal sistema dalle celle frigorifere di stoccaggio. Successivamente si passa al taglio di queste ultime che può essere sia manualmente, tramite l'utilizzo di dime 1:1, sia con l'ausilio di sistemi di taglio a controllo numerico. Si ha a questo punto la stesura manuale dei singoli ply e delle pelli di materiale necessario per tirare il vuoto sullo stampo.

1.3.4 Processi di lay up automatizzati (tradizionali)

Ancora oggi la grande maggioranza delle applicazioni nel campo dei compositi prevede la stesura manuale delle singole pelli. Il personale addetto alla produzione di questi componenti è quindi necessario che sia altamente specializzato con costi per l'industria manifatturiera estremamente elevati. Si ha inoltre che la qualità di questi manufatti è dipendente dall'operatore che ha eseguito la laminazione. La quantità di resina, l'esatta orientazione delle pelli all'interno dello stampo e la loro posizione influenzano enormemente il reale comportamento del componente.

1.3.5 Filament winding

Il filament winding è stata una delle prime tecnologie di produzione di componenti in materiale composito completamente automatizzato. Questa tecnica permette di realizzare componenti assialsimmetrici e non tramite una testa di deposizione. Il mandrino può essere sia metallico specialmente nel campo delle tubazioni e che in materiale plastico che successivamente debba essere disciolto (serbatoi cilindrici). Un esempio delle principali componenti de processo di filament winding sono illustrate in Fig 1-12. In base all'applicazione si può avere l'impregnazione delle fibre di rinforzo subito prima della testa di deposizione o direttamente l'utilizzo di fibre preimpregnate. La strategia di deposizione può essere di tre tipologie, circonferenziali, elicoidali e polari. I primi saranno sottoposti ad un carico prevalentemente tangenziale. Gli avvolgimenti elicoidali cioè disposti con un angolo compreso tra i 20° e gli 85° e gli ultimi ad angoli inferiori.



Fig. 1-12 Schema filament winding. Filament winding [6]

Il curing di questi laminati può essere effettuato sia sotto vuoto a temperatura ambiente che all'interno di un'autoclave in funzione della resina utilizzata e con conseguente influenza del processo sul costo finale del prodotto.

1.3.6 Automatic Tape Laying (ATL) e Automatic Fibre Placement (AFP)

La necessità di produrre componenti di grandi dimensioni con la necessità di avere una precisione e ripetibilità elevate come nel campo aerospaziale ha portato allo sviluppo di tecnologie di produzione di componenti a geometria complessa. Nell'ultimo decennio la produzione di pale per di turbine eoliche fino a fusoliere e ali di aeromobili è stata enormemente automatizzata tramite sistemi di Automatic Tape Laying (ATL) e Automatic Fibre Placement (AFP). Entrambe queste tecnologie sono condizionate dalla disponibilità di un modello digitale del manufatto come un file CAD (computer aided design) dal quale sia possibile andare a definire i percorsi utensile con controllo CNC dei 5 assi della testa di deposizione. Le due tecnologie differiscono per la capacità della testa di deposizione di gestire contemporaneamente una o più fasci di fibre. Nel caso dell'ATL, come mostrato nella Fig 1-13, la testa di deposizione montata nella struttura deposita sullo stampo il materiale preimpregnato. La larghezza del materiale è generalmente compresa tra i 75 mm ed i 300 mm. Il materiale viene depositato sullo stampo per mezzo di un roller siliconico che esercita una pressione dell'ordine dei 0.1 MPa nel caso di resine termoindurenti.



Fig. 1-13 Schema rappresentativo della struttura di una macchina di ATL. [7]

Nel caso dell'AFP, la testa di deposizione è in grado di gestire contemporaneamente diversi filamenti. Allo stato dell'arte attuale esistono applicazioni in cui si è arrivati a movimentare più di 32 sistemi di deposizione separatamente [8].



Fig. 1-14 MTorres AFP struttura Gantry. [9]

Attualmente nel mercato sono presenti alcune aziende che hanno proposto differenti soluzioni in merito a queste tecnologie. La velocitò di deposizione delle fibre può arrivare fino a 1 m/s con accelerazioni anche di 2 m/s^2 . Nonostante vi sia una testa di deposizione, tali tecnologie non sono ritenuti sistemi di additive manufacturing in quanto sono asserviti alla presenza di uno stampo. Inoltre, la testa di deposizione effettua solamente una prima fase di consolidamento che garantisce l'adesione della fibra allo strato precedente mentre la vera e propria fase di curing viene comunque effettuata in autoclave.



Fig. 1-15 Dettaglio sistema di deposizione fibra ATL. [10]

La Fig. 1-15 mostra la testa di deposizione di un sistema di ATL in cui il fascio di fibre viene steso sullo stampo. Per evitare che le fibre subiscano eccessivi stress dovuti alla deposizione viene utilizzato un rullo che le accompagna nel cambiamento di direzione. Un ulteriore rullo di materiale gommoso viene utilizzato per l'applicazione della pressione a seguito dell'attivazione della resina grazie al sistema a resistenza con la funzione di applicazione di calore.

1.3.7 Curing in autoclave

Una volta posizionato lo stampo all'interno dell'autoclave, essersi assicurati che nel circuito del vuoto non siano presenti perdite e aver tirato il vuoto inizia il ciclo di curing. Tale ciclo è funzione di diversi parametri tra cui lo spessore del laminato.



Fig. 1-16 Schema processo di curing in autoclave. Modifica da [4]

I fornitori del materiale preimpregnato forniscono delle indicazioni per la generazione di tale ciclo. La massima temperatura raggiunta durante questa fase dipende dal tipo di resina utilizzata. Esistono infatti sistemi che richiedono massime temperature di curing prossime ai 120°C fino ad arrivare anche ai 190°C. All'aumentare della massima temperatura della fase di curing si ha un aumento della massima temperatura di servizio. Nella Fig 1-17 è mostrato un esempio di tipico ciclo di curing. Tipicamente il ciclo di curing si suddivide in due fasi a temperatura costante 'dwell' con tempi, temperature e compiti differenti. A partire da quella ambiente, la temperatura all'interno dell'autoclave vien aumentata con una velocità tra all'incirca di 1.5°C /min fino a raggiungere il primo dwell, questo punto è solitamente situato nell'intorno dei 90° C-100° C. Il ruolo di questa fase a temperatura stabile è di permettere all'umidità e all'aria intrappolata nella matrice e tra le pelli di portarsi all'esterno del manufatto grazie anche al sistema di vuoto. Si ha inoltre la diffusione della resina tra le pelli. Per favorire l'adesione è necessario che in prossimità del primo dwell la viscosità della matrice sia la minore possibile. Durante questa prima fase la pressione all'interno dell'autoclave viene mantenuta circa pari a quella ambiente.

Successivamente la temperatura viene aumentata ulteriormente fino alla temperatura del secondo dwell. A partire dal primo dwell si ha la vera e propria fase di curing in cui il materiale sviluppa i legami atomici. Durante la fase di curing, la resina rilascia calore, è quindi necessario un sistema che possa controllare la temperatura all'interno dell'autoclave che possa adattarsi e tenga in considerazione di questo effetto.



Fig. 1-17 Esempio parametri di processo durante la fase di curing in autoclave. [11]

L'utilizzo di questo processo è attualmente lo stato dell'arte. Esso permette di realizzare i manufatti dalle migliori caratteristiche meccaniche. L'utilizzo di un l'autoclave permette infatti di tirare il vuoto tra lo stampo ed il pezzo e avere anche una pressione maggiore di quella ambiente, in maniera da aumentare l'adesione tra i ply.

1.4 Additive manufacturing

La Fabbricazione Additiva o Additive Manufacturing (AM) è un insieme di processi produttivi in grado di realizzare componenti mediante l'addizione di materiale. AM nacque nel 1984 quando Chuck Hull registrò il suo brevetto US patent (4.575.330) relativo alla stereografia (SLA). Queste tecnologie sono state rese possibili dalla oramai completa diffusione dei sistemi di modellazione CAD, nonché di generazione automatica del percorso utensile mediante software di Computer Aided Manufacturing (CAM). Negli anni successivi si sono sviluppate numerose nuove tecnologie che hanno permesso la produzione di manufatti metallici e leghe che non stabilmente processabili fino a quel momento.



Fig. 1-18 Schema brevettuale stereolitografia US patent (4.575.330).

Tre anni dopo il brevetto relativo alla stereolitografia prese forma la prima vera e propria macchina in grado di produrre un componente finito o 'near net shape' che comunque richiede una quantità di lavorazioni finali inferiori ai processi di produzione tradizionale considerando contemporaneamente l'esponenziale incremento di complessità ottenibile senza che per questo il costo del prodotto finito venga a modificarsi. Successivamente sono stati introdotti numerosi altri processi anche molto diversi dalla stereolitografia, tra i più noti si possono citare il Fused Deposition Modelling (FDM) e le tecnologie a letto di polvere come il Selective Laser Sintering (SLS), Laser Powder Bed Fusion (LPBF) e l'Electron Beam Melting (EBM).

Negli ultimi dieci anni AM per materiali polimerici ha avuto una enorme diffusione specialmente per il decadimento del brevetto relativo ai sistemi basati su FDM. Questo ha permesso la diffusione di questa tecnologia a prezzi anche inferiori ai 150 € che ha cambiato completamente l'impatto dell'additive manufacturing sulla visione completa di produzione.

1.4.1 Additive Manufacturing per materiali polimerici

Tra le diverse tecnologie di AM quelle riguardanti i polimeri sono attualmente le più diffuse e consolidate. È possibile classificare le diverse tecnologie polimeriche in diversi modi uno dei quali si basa sul tipo di polimero e di come esso si presenti prima che il manufatto sia realizzato.

Le principali tecniche di AM ad oggi presenti sul mercato si basano su tre differenti forme con la quale la materia prima viene fornita ed utilizzata dalla macchina: liquido, polvere e filamento.

Tutti i sistemi di AM si basano sull'utilizzo in maniera di retta di un modello 3D del componente da realizzare che viene dapprima convertito in STL e successivamente viene effettuata l'operazione di slicing. Mediante la conversione in file STL, le superfici interne ed esterne del modello vengono discretizzate mediante triangoli. L'operazione di slicing, effettuata dopo opportuna orientazione del componente nella camera di lavoro e l'introduzione di eventuali supporti, permette la suddivisione dell'oggetto da realizzare, in una serie di mappe bidimensionali, che costituiscono i layer da sovrapporre per ottenere l'oggetto finale. Tale operazione genera il cosiddetto effetto staircase, che è funzione dello spessore scelto per effettuale lo slicing e che rappresenta lo spessore del layer da realizzare.



Fig. 1-19 Rappresentazione effetto di scalinatura. [12]

L'orientazione del pezzo in ambiente CAD prima della produzione dovrà tenere quindi in considerazione la presenza di questo effetto. Almeno dal punto di vista ideale le superfici verticali non risentono di questa tipologia di errore. All'aumentare dell'angolo formato tra la normale al piano e la curva da approssimare e l'errore di scalinatura diventa più visibile. Nel caso di componenti estetiche con numerose curve dovranno preferibilmente essere orientate nel piano di massima definizione della macchina (X-Y) anche a costo di aumentare il numero di supporti necessari alla produzione.

1.4.2 Supporti

La maggior parte di sistemi per la produzione AM necessitano di un sistema che permetta l'ancoraggio, la dissipazione del calore e eviti deformazioni del pezzo causate da tensioni residue e supporti dettagli a sbalzo. Il classico esempio che viene riportato in letteratura è quello relativo alla produzione di una mensola (Fig. 1-20).



Fig. 1-20 Differenti soluzioni per il supporto di una struttura e design autosupportanti. [13]

I supporti sono aggiunti prima dell'operazione di slicing e vengono spesso generati automaticamente dal software CAM. Questi possono essere realizzati nello stesso materiale del componente come avviene nel caso delle tecnologie a letto di polvere o in un materiale differente. Nonostante l'utilizzo dei supporti permetta la produzione di componenti dalle geometrie non auto supportanti è importante che il progettista abbia ben a mente quali siano i limiti della tecnologia additiva scelta in maniera tale che componente realizzato sia per quanto possibile privo di supporti.

1.4.3 Tecnologie additive a materiale solido

Tra i diversi processi di produzione di componenti in materiale plastico, il maggiormante diffuso e conosciuto è sicuramente il processo di fused deposition modelling (FDM). Tale tecnologia si basa sull'estrusione del polimero termoplastico mediante degli ugelli che lo depositano selettivamente secondo un determinato percorso. La materia prima utilizzata è un filamento di polimero termoplastico fuso all'interno della testa di deposizione. La testa di deposizione è l'organo della macchina addetto al rammollimento estrusione e controllo del filamento. All'interno di essa è presente il sistema di resistenze addetto al riscaldo del polimero, il sistema di controllo e gestione della temperatura e l'ugello per la deposizione. Tutto il sistema di deposizione viene movimentato su un piano parallelo a quello di costruzione del pezzo. L'aumento di pressione dovuto al continuo apporto di materiale porta alla fuoriuscita del materiale fuso attraverso un ugello disposto ad una distanza pari allo spessore del layer dallo strato precedentemente depositato di materiale. In base al sistema utilizzato è possibile produrre i supporti in materiale differente rispetto a quello del pezzo. Esistono inoltre macchine in grado di gestire differenti filamenti e colori. Al giorno d'oggi la tecnologia FDM può essere considerata sufficientemente stabile da poter combinare i rinforzi in fibra ad una matrice polimerica. Nella tecnica FDM senza l'utilizzo di rinforzi a fibra lunga il filamento viene riscaldato fino ad una temperatura superiore a quella di transizione vetrosa ed estruso attraverso un ugello. Il diametro di questo ugello dipende dal costruttore ed è solitamente intercambiabile in modo da riuscire a soddisfare sia le necessità di elevate precisioni che velocità di produzione del componente. Nonostante questo la traccia della deposizione è dipendente anche dalla velocità di deposizione. Nella Fig. 1-21 è mostrato come al ridurre della velocità della testa di deposizione, mantenendo costante la quantità di materiale di adduzione, porti ad un aumento della larghezza di estrusione.



Fig. 1-21 Differenti larghezze di estrusione mantenendo costante lo spessore del layer ed il diametro dell'ugello di deposizione.

La testa di deposizione viene comandata attraverso dei motori in corrente continua, solitamente passo-passo, i cui input sono forniti dal software di slicing che invia alla macchina le informazioni

relative al percorso utensile. Una volta depositato il materiale, grazie anche all'ausilio di una ventola, il materiale solidifica sugli strati precedenti. La geometria finale è quindi ottenuta attraverso la deposizione di n strati di filamento.

Le differenze di temperatura tra l'estrusione e la completa solidificazione possono superare i 200°C. Per limitare gli effetti di deformazione termica dovuti al ritiro termico e di solidificazione, diverse case produttrici hanno apportato modifiche al sistema di base. Tra le soluzioni maggiormente affermate si trova un sistema di riscaldamento della tavola di deposizione. Questo sistema, mediante delle resistenze, porta alla riduzione del gap di temperatura tra il polimero appena deposto e la piattaforma di costruzione. Tale temperatura deve essere impostata in funzione del tipo di materiale e del coefficiente di espansione termica. Sperimentalmente si sono ottenuti buoni risultati con l'ABS utilizzando delle temperature attorno ai 50°C.

Un ulteriore soluzione adottata per ottenere minori deformazioni termiche è l'utilizzo della camera di costruzione riscaldata. Questo sistema porta ad una temperatura omogenea l'intera camera di lavoro permettendo una solidificazione più lenta e limitando le deformazioni permanenti. Allo stato dell'arte attuale esistono macchine commerciali in grado di portare la temperatura della camera intorno ai 90°C.

Nel campo dei compositi, una tecnologia automatizzata porterebbe a numerosi vantaggi come:

- Controllo automatizzato sull'orientazione delle fibre di rinforzo
- Controllo processo
- Gestione accurata della quantità di matrice
- Migliore ripetibilità rispetto ad un processo manuale
- Minori scarti di lavorazione ad elevato impatto ambientale

Ai vantaggi appena citati possono essere aggiunti quelli specifici dell'additive manufacturing come l'assenza di stampi.

1.4.4 Warping

Le temperature di estrusione superiori ai 200°C portano ad avere la generazione di tensioni interne che superato il massimo carico sopportato dall'interfaccia con la base di costruzione possono portare a deformazioni permanenti del componente stesso. Questo fenomeno è noto come warping e porta spesso il componente fuori dalle massime tolleranze accettabili.



Fig. 1-22 Rappresentazione delle fasi che portano al warping di una struttura. [14]

In Fig. 1-22 sono rappresentati i due casi limite dell'effetto di raffreddamento per layer. A sinistra è riportato un layer il quale non è soggetto nessuna forza di adesione con la piattaforma di costruzione. Questo, rispetto alla sua dimensione iniziale è libero di deformarsi senza nessun vincolo. Durante il terzo step viene depositato il layer successivo che porta, a seguito del raffreddamento e contrazione, alla flessione dei due layer a causa delle tensioni all'interfaccia. Nel caso in cui l'adesione con la piattaforma sia tale da non avere nessun tipo di deformazione all'interno dei layer sorgono delle tensioni residue che possono rimanere in campo elastico o superarlo. Nel primo caso si ha la deformazione del componente una volta staccato dalla piattaforma di costruzione. Nel secondo caso non si ha recupero delle deformazioni.
1.4.5 Polimeri termoplastici e la loro applicazione nel campo del FDM

Allo stato dell'arte attuale i polimeri termoplastici hanno trovato numerose applicazioni nel campo dell'additive. Grazie all'elevata disponibilità di polimeri a basso costo e con basse temperature di transizione vetrosa, questi risultano essere estremamente semplici da utilizzare per la produzione hobbistica. Di contro, le caratteristiche di questi polimeri, se comparate con quelle di un metallo risultano essere particolarmente basse, si parla circa di un ordine di grandezza. Tale confronto non risulterebbe equo, si ha però che le caratteristiche a snervamento e rottura di questi polimeri ottenuti tramite processo di Fused Deposition Modelling (FDM) risultano essere inferiori a quelle ottenute con un processo di stampaggio a iniezione. I tipici valori di resistenza a trazione risultano essere tra i 30 MPa fino ad un massimo di 100-150 MPa a rottura. Questi valori, risultano essere ancora quasi 2 ordini di grandezza inferiori a quelli ottenibili dalle fibre.

Il materiale estruso dall'ugello dovrebbe idealmente mantenere la stessa forma e dimensione, la gravità e le tensioni superficiali portano il materiale a cambiare forma, mentre la dimensione è maggiormente legata al processo di solidificazione e asciugatura del polimero. Spesso queste tecniche portano a porosità molto elevate, difficilmente si è in grado di avere delle porosità inferiori al 4-5%. Tali valori possono risultare il doppio nel caso in cui il processo non sia accuratamente messo a punto. L'anisotropia può essere molto marcata, macroscopicamente questo effetto dipende in modo particolare dalla strategia di deposizione. Il motivo di questa differenza è principalmente dovuto al fatto che le catene polimeriche vengono orientate dall'ugello durante l'estrusione. Un ulteriore aspetto da tenere presente durante le prove di trazione è legato al fatto che un provino realizzato parallelamente al piano di deposizione permetterà di misurare la capacità di acpacità di aprire le catene polimeriche.

Come precedentemente riportato, ad oggi, il processo FDM porta ad un manufatto non completamente denso. Nella maggior parte dei casi le porosità non sono aperte e presentano gas in pressione al loro interno ad una pressione che può raggiungere i 2 bar. Tenendo in considerazione che le caratteristiche del materiale non sono elevate ed il componente potrebbe essere sottoposto a cicli termici si deve fare in modo che non siano presenti porosità chiuse con gas in pressione. Lavorare in ambiente depressurizzato ad oggi risulta essere troppo sconveniente economicamente. I filamenti commerciali hanno diametri compresi tra i 0.8 ed i 2 mm.

I materiali utilizzati con le tecniche FDM sono di svariata natura: ABS, PC, PLA, PVA, Nylon, PS ed il PE.

ABS: acronimo di Acrilonitrile Butadiene Stirene è un materiale molto personalizzabile, le caratteristiche meccaniche sono molto variabili in funzione delle percentuali utilizzate dei tre monomeri che lo compongono, nonché anche le sue applicazioni. Aumentando la percentuale di acrilonitrile si aumenta la resistenza termica, chimica e la tenacità, il butadiene favorisce resistenza agli urti, lo stirene aumenta la lavorabilità, la lucentezza e la rigidità. Si passa da 22 a 37 MPa a trazione modificando anche il modulo elastico E ed il suo allungamento a rottura dal 6% al 4%, le sue forme più utilizzate sono ABS, ABSplus e ABS/PC. Quest'ultimo è un mix con monomeri di policarbonato, le caratteristiche in termini di

resistenza agli urti ne giovano notevolmente ed anche la sua resistenza a temperature elevate migliora un pochino, la gestione dei parametri di macchina risulta essere più complessa specialmente perché si ha un mix di polimeri con Tg differenti. Le normali temperature di estrusione dell'ABS sono tra i 210°C ed i 250°C.

- PLA: acronimo di acido polilattico è un polimero termoplastico biodegradabile e biocompatibile che può essere prodotto da fonti rinnovabili come la canna da zucchero ecc. Le caratteristiche meccaniche sono più basse rispetto all'ABS allo stesso tempo trova un suo campo di applicazione soprattutto sull'alimentare. Per quanto riguarda la sua applicazione sono spesso usati dei sistemi di raffreddamento e le temperature di estrusione dono tra i 160°C ed i 220°C. Durante la sua estrusione emette un odore che non è dannoso.
- PVA: acronimo di alcol polivinilico, è un polimero solubile in acqua le cui applicazioni sono principalmente legate a sistemi con più ugelli di estrusione per la generazione dei supporti che verranno successivamente dissolti in acqua. Allo stesso tempo i costi per l'approvvigionamento di filamenti in tale materiale risultano essere spesso più elevati di quelli del materiale da costruzione, ne consegue che la sua applicazione è spesso molto limitata. olendolo utilizzare come materiale per costruire l'oggetto, esso è sicuramente molto semplice da lucidare (nebulizzare vapor d'acqua), ovviamente ha dei limiti nelle applicazioni per esterni. Le temperature di estrusione vanno dai 190°C ai 210°C.

Nell'ultimo periodo sono state studiate le applicazioni nel campo dell'additive manufacturing di alcuni polimeri alcuni dei quali sono riportati nella lista seguente, i quali presentano senza dubbio delle caratteristiche meccaniche sicuramente migliori rispetto a quelli classicamente utilizzati nelle applicazioni come la prototiazione.

Nylon 6 e Nylon 12: All'interno della famiglia delle poliammidi alifatiche si trovano i numerosi polimeri che fanno capo al nome commerciale di Nylon. Questi polimeri possiedono delle buone caratteristiche meccaniche ed elevata duttilità. Avendo delle buone caratteristiche meccaniche in termini di rigidezza questo porta ad avere una la zona in cui è possibile estrudere il materiale molto ristretta. Solitamente i valori di lavorabilità del Nylon 6 sono all'interno della finestra dai 250°C ai 270°C per il Nylon 6 e tra i 230°C ed i 280°C per il Nylon 12.



Fig. 1-23 Struttura monomerica del PA 6. [15]

- Flexy: è un copoliestere elastomerico con buone caratteristiche meccaniche e con un basso impatto ambientale, utilizzato per componenti in similgomma.
- TPU: poliuretano termoplastico gode di ottima resistenza all'abrasione ed al taglio oltre che ad un'ottima resistenza agli agenti chimici. È difficile da gestire termicamente a causa della finestra di temperatura tra Tg e Tm ridotta.
- PC: Il policarbonato è un polimero termoplastico dalla struttura amorfa. Esso possiede un'ottima resistenza agli urti e permette di ottenere pezzi con elevata complessità senza sbavature, ha un aspetto trasparente e gode di un basso ritiro di solidificazione.



Fig. 1-24 Diffusione-caratteristiche meccaniche dei principali principali polimeri termoplastici amorfi e semicristallini. [16]

Come è possibile vedere dalla Fig.1-24, ad oggi, le tecnologie additive si sono limitate all'utilizzo di polimeri già affermati nel campo dello stampaggio ad iniezione, di contro le loro caratteristiche meccaniche sono limitate. L'utilizzo di materiali come l'ABS, il PVA rende incomparabili le proprietà

di una resina epossidica con quelle di questi termoplastici. Negli ultimi anni sono state sviluppate tecnologie in grado di processare efficacemente il PC ed il PA6. Attualmente il campo dei materiali termoplastici, utilizzati su larga scala, nel campo dell'additive è ancora limitato. Aziende come la EOS e Stratasys hanno sviluppato sistemi in grado di processare il PEI, noto con il nome commerciale di ULTEM, ed il PEEK. Le tecnologie utilizzate sono però a letto di polvere. È inoltre necessario precisare che i tempi di realizzazione di componenti in questi materiali sono fortemente influenzati dal tempo di riscaldamento e di raffreddamento della camera. Per poter processare questi materiali, con Tg superiori a 300°C, la temperatura della camera è mantenuta poche decine di gradi al di sotto di Tg in maniera tale da ridurre al minimo l'effetto delle tensioni residue legate alla solidificazione. La velocità di raffreddamento della camera deve essere lenta e viene controllata dalla macchina stessa in modo tale da non portare a deformazione permanente il componente.

Oltre alle principali caratteristiche meccaniche dei polimeri termoplastici di maggior impiego è stata riportata anche la loro resistenza all'assorbimento di acqua. Tali dati sono relativi ad un'immersione completa per 24h ad una temperatura di 20°C. Si vede come il polipropilene (PP) sia, tra i polimeri riportati, quello che risente in maniera inferiore di un'ambiente umido, di contro, il Nylon 6 presenta la peggiore resistenza all'umidità con un assorbimento circa pari al 1.3%. Tale comportamento ne limita le applicazioni all'aria aperta.

Property	Ultem	Peek	PP	Nylon 6	РС
Densità [kg/m ³]	1270	1320	900	1140	1060-1200
Modulo di Young a trazione	3	3.8-4	1-1.4	1.4-2.8	2.2-2.4
[GPa]					
Resistenza a trazione [MPa]	105	90-120	25-38	60-75	45-70
Resistenza a compressione	140			35	86
[MPa]					
Allungamento a rottura %	60	150	300	40-80	50-100
Coefficiente di espansione	62		56-100	30	70
termica [*10 ⁻⁶ °C ⁻¹]					
Temperatura di transizione	220	143		50-60	130
vetrosa [°C]					
Assorbimento di umidita %	0.25	0.1	0.03	1.30	0.1

Tab. 1-5 Proprietà meccaniche principali polimeri termoplastici sia ad alta temperatura che di uso comune. [3]

Nella Tab. 1.6 sono riportate le caratteristiche meccaniche del Nylon 6 e del Nylon caricato con fibre corte di carbonio (Onyx) reperite nel datasheet fornito da Markforged. È possibile comparare le caratteristiche meccaniche dei polimeri termoplastici a partire dal datasheet di Markforged con quelle reperibili in letteratura. Il Nylon presenta delle caratteristiche meccaniche inferiori rispetto a quelle usualmente ottenibili con differenti processi.

	Normativa di mermento	NyION	Oliyx
Modulo di Young E (trazione) (GPa)	ASTM D638	0.94	1.4
Resistenza a snervamento	ASTM D638	31	36
(trazione)(MPa)			
Allungamento a snervamento (%)	ASTM D638	27	25
Resistenza a rottura (MPa)	ASTM D638	54	30
Allungamento a rottura(%)	ASTM D638	260	58
Resistenza a flessione (MPa)	ASTM D790	32	81
Modulo a flessione (GPa)	ASTM D790	0.84	2.9
Deformazione a flessione (%)	ASTM D790	n.g	n.g
Temperatura di deflessioe (°C)	ASTM D648	49 (140)	145
Resistenza a impatto Izod (J/m)	ASTM D256-10	1015	334

 Tab. 1-6 Proprietà meccaniche riportate nel datasheet materiali polimerici Markforged [17]

 Proprietà
 Normativa di riferimento

 Nvlon

Comparando le caratteristiche sia dell'Onyx e del Nylon con quelle dell'Ampreg 26 si vede come gli aspetti che differenziano principalmente tali polimeri siano relativi alla duttilità ed alla rigidezza. Nel caso dei polimeri termoplastici si vede chiaramente come non i rispettivi moduli di Young E non superino 1.4 GPa, nel caso del termoindurente si vede chiaramente che indipendentemente dal tipo di catalizzatore e tipo di curing scelto si ottiene un E circa pari a 3.5 GPa.

Per quanto riguarda la deformazione a rottura i polimeri termoplastici esibiscono un comportamento estremamente duttile con % superiori al 50% per arrivare e superare il 250% nel caso del solo Nylon. Di contro l'Ampreg 26 ha un allungamento a rottura sempre inferiore al 6%.

000

2 Caratterizzazione dei materiali compositi prodotti per FDM

2.1 Meccanica dei materiali compositi

Si consideri un composito a fibre lunghe o una generica lamina di materiale ortotropo come illustrato in Fig. 2-1. Allo scopo di andare a studiare le caratteristiche del materiale risulta essere necessario definire un sistema di riferimento ortonormale i cui versori 1,2 e 3 siano così definiti.

- L'asse 1 sia allineato con la direzione delle fibre
- L'asse 2 giaccia nel piano del layer e sia perpendicolare alle fibre
- L'asse 3 sia perpendicolare alle fibre ed al piano formato dei due assi precedentemente definiti in modo da formare una terna destrorsa.



Fig. 2-1 Rappresentazione lamina di composito unidirezionale con definizione del sistema di riferimento principale. [18]

La direzione 1 è anche nota come direzione delle fibre, la 2 e la 3 sono dette direzioni trasversali o della matrice. Il sistema di riferimento così definito è indipendente dal generico sistema del componente realizzato in materiale composito. In generale è possibile analizzare un materiale composito seguendo differenti approcci, alcuni maggiormente focalizzati alle interazioni chimiche del materiale, altri maggiormente sulla meccanica. Uno dei possibili approcci adottati per tale studio sfrutta i mezzi della meccanica classica al fine di effettuare un'omogeneizzazione delle caratteristiche di una generica cella elementare. Individuata tale cella vengono fatte successivamente alcune ipotesi relativamente al comportamento. Tale approccio, in funzione del

sistema da voler descrivere risulta a volte troppo semplificativo. Per questo motivo, negli anni sono state apportate alcune correzioni alle formulazioni classiche. Lo sviluppo di tali equazioni e dei coefficienti correttivi è stato possibile grazie allo sviluppo di modelli numerici avanzati, come gli elementi finiti, con i quali si è andati ad analizzare il campo di tensioni e deformazioni nella generica sezione del composito. Nonostante questo, studiare la micromeccanica del materiale, in modo da valutare quali sono le ipotesi alla base, consente non solo di concepire i principali meccanismi che si manifestano, ma anche analizzare in maniera critica i risultati ottenuti tramite le prove sperimentali.

Questo approccio permette di studiare macroscopicamente il comportamento del materiale e di costruire la matrice costitutiva [D], presentata successivamente. Alla base di questo approccio è necessaria la conoscenza delle costanti elastiche e delle proprietà meccaniche della matrice e delle fibre.

Il secondo approccio consiste nell'andare ad effettuare le prove sperimentali del materiale lungo le direzioni principali. Ad oggi la determinazione delle costanti elastiche viene effettuata sempre attraverso prove sperimentali, tali prove infatti andranno a valutare non solo il comportamento della matrice, delle fibre e della loro interazione quando sottoposte ad un sistema di carico, ma anche del processo produttivo, delle porosità, dell'influenza dell'umidità assorbita durante la fase di curing e degli effetti della temperatura.

2.2 Teoria classica dei laminati

Nel caso dei materiali compositi a fibre lunghe non è più possibile ricadere all'interno dell'ipotesi usualmente adottata per i materiali metallici secondo la quale il materiale sia isotropo. Di conseguenza la costruzione della matrice di rigidezza richiede la caratterizzazione sperimentale del materiale secondo tutte le direzioni.



Fig. 2-2 Rappresentazione componenti di sforzo nella generica cella elementare. [18]

Considerando una cella elementare di dimensioni infinitesime, a partire dalla legge di Hook generalizzata è possibile definire i coefficienti della matrice di accoppiamento tra deformazioni e sforzi [S] a partire da quest'ultima.

$$\varepsilon_i = \frac{\sigma_i}{E_i} - \nu_{ji} \frac{\sigma_j}{E_j} - \nu_{ki} \frac{\sigma_k}{E_k}$$
(2.20)

$$\gamma_{ij} = \frac{\tau_{ij}}{G_{ij}} \tag{2.21}$$

Secondo l'approccio classico, un generico materiale composito è modellato come materiale ortotropo mediante un'omogeneizzazione delle proprietà. Questa assunzione comporta che le proprietà lungo le tre direzioni principali possano essere differenti. Tuttavia, qualsiasi tipo di accoppiamento tra deformazioni longitudinali ε_i e sforzi di taglio τ_{ij} è trascurato. Allo stesso tempo non si considera nessun tipo di accoppiamento tra scorrimenti γ_{ij} e sforzi di taglio τ_{ij} con i \neq j. Ne consegue che la matrice di accoppiamento tra le deformazioni e tensioni possiede un numero elevato di elementi nulli disposti nelle bande più esterne.

$$\{\varepsilon\} = [S]\{\sigma\} = \begin{cases} \varepsilon_{1} \\ \varepsilon_{2} \\ \varepsilon_{3} \\ \gamma_{23} \\ \gamma_{12} \end{cases} = \begin{cases} \varepsilon_{1} \\ \varepsilon_{2} \\ \varepsilon_{3} \\ \gamma_{23} \\ \gamma_{12} \end{cases} = \begin{bmatrix} \frac{1}{E_{1}} & -\frac{\nu_{21}}{E_{2}} & -\frac{\nu_{31}}{E_{3}} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu_{12}}{E_{1}} & \frac{1}{E_{2}} & -\frac{\nu_{32}}{E_{3}} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu_{13}}{E_{1}} & -\frac{\nu_{23}}{E_{2}} & \frac{1}{E_{3}} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{23}} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{13}} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{13}} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{12}} \end{bmatrix} \begin{pmatrix} \sigma_{1} \\ \sigma_{2} \\ \sigma_{3} \\ \tau_{23} \\ \tau_{13} \\ \tau_{12} \end{pmatrix}$$
(2.22)

Per la simmetria della matrice S, tale che siano quindi garantite le equazioni ottenibili dall'equilibrio alla rotazione dell'elemento, è possibile scrivere che il rapporto tra il coefficiente di Poisson v_{ij} e il modulo di Young E_j deve essere uguale a quello tra v_{ji} e E_i . Riassumendo, tale condizione comporta che siano valide le seguenti relazioni:

$$\frac{\nu_{21}}{E_1} = \frac{\nu_{12}}{E_2}; \quad \frac{\nu_{31}}{E_1} = \frac{\nu_{13}}{E_3}; \quad \frac{\nu_{32}}{E_2} = \frac{\nu_{23}}{E_3}$$
(2.23)

Invertendo la matrice di cedevolezza del materiale è possibile costruire la sua matrice costitutiva. Essa può essere invertita analiticamente e la sua inversa in funzione dei coefficienti di elasticità è riportata nell'equazione (2.25). La possibilità di invertire questa matrice è subordinata al fatto che i determinanti dei due minori 3x3 non nulli, siano diversi da zero.

$$\{\sigma\} = [S]^{-1}\{\varepsilon\} = [D]\{\varepsilon\}$$
(2.24)

$$\begin{pmatrix} \sigma_{1} \\ \sigma_{2} \\ \sigma_{3} \\ \tau_{23} \\ \tau_{13} \\ \tau_{12} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} \frac{1 - \nu_{23}\nu_{32}}{E_{2}E_{3}\Delta} & \frac{\nu_{21} - \nu_{31}\nu_{23}}{E_{2}E_{3}\Delta} & \frac{\nu_{13} - \nu_{21}\nu_{32}}{E_{2}E_{3}\Delta} & 0 & 0 & 0 \\ \frac{\nu_{21} - \nu_{31}\nu_{23}}{E_{2}E_{3}\Delta} & \frac{1 - \nu_{13}\nu_{31}}{E_{1}E_{3}\Delta} & \frac{\nu_{32} - \nu_{12}\nu_{31}}{E_{1}E_{3}\Delta} & 0 & 0 & 0 \\ \frac{\nu_{13} - \nu_{21}\nu_{32}}{E_{2}E_{3}\Delta} & \frac{\nu_{32} - \nu_{12}\nu_{31}}{E_{1}E_{3}\Delta} & \frac{1 - \nu_{12}\nu_{21}}{E_{1}E_{2}\Delta} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & G_{23} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & G_{31} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & G_{12} \end{pmatrix} \begin{pmatrix} \varepsilon_{1} \\ \varepsilon_{2} \\ \varepsilon_{3} \\ \gamma_{23} \\ \gamma_{13} \\ \gamma_{12} \end{pmatrix}$$
 (2.25)

Una delle condizioni di non invertibilità di annullamento di tale determinate è legata al termine Δ , definito come:

$$\Delta = \frac{1 - \nu_{12}\nu_{21} - \nu_{13}\nu_{31} - \nu_{23}\nu_{32} - 2\nu_{21}\nu_{32}\nu_{13}}{E_1 E_2 E_3}$$
(2.26)

Inoltre, a causa del processo di lavorazione subito i materiali compositi sono modellati assumendo un comportamento trasversalmente isotropo. Tale assunzione presuppone che il comportamento lungo la direzione 2 e la direzione 3 sia lo stesso. Riassumendo in termini matematici quanto detto questo comporta che devono essere valide le condizioni riportate nell'equazione 2.27.

$$E_2 = E_3; \quad v_{12} = v_{13}$$
 (2.27)

Esprimendo G_{ij} in funzione del coefficiente di Poisson v_{ij} e del modulo di Young E_i (Equazione 2.28), ne consegue che anche $G_{12} = G_{13}$.

$$G_{ij} = \frac{E_i}{2(1 + v_{ij})}$$
(2.28)

Per ogni composito con comportamento trasversalmente isotropo dovranno di conseguenza essere determinate 4 costanti elastiche del materiale, rispettivamente E_1 , E_2 , v_{12} e v_{23} .

Fino ad adesso si sono considerate solamente le deformazioni all'interno di un generico componente dovute ad un sistema di forze di natura meccanica agente su di esso. Come illustrato precedentemente il processo di curing è un processo che avviene a temperatura variabile. È quindi in alcuni casi necessario tenere in considerazione l'effetto delle deformazioni termiche. Un ulteriore effetto che potrebbe non essere trascurabile è quello legato alla variazione volumetrica del polimero dovuta all'assorbimento di umidità. Specialmente il Nylon presenta elevati valori di assorbimento che portano al suo aumento della massa mediante i coefficienti di proporzionalità lineare β_i . Questo comporta una variazione volumica direttamente proporzionale alla variazione di massa. Sia α_i il coefficiente di espansione termica lineare, le deformazioni termiche saranno proporzionali ad esso ed alla differenza di temperatura tra lo stato considerato ed uno di riferimento.

$$\begin{cases} \varepsilon_{1} \\ \varepsilon_{2} \\ \varepsilon_{3} \\ \varepsilon_{3} \end{cases}_{tot} = \begin{cases} \varepsilon_{1} \\ \varepsilon_{2} \\ \varepsilon_{3} \\ meccanica \end{cases} + \begin{cases} -\alpha_{1}\Delta T \\ -\alpha_{2}\Delta T \\ -\alpha_{3}\Delta T \\ meccanica \end{cases} + \begin{cases} -\beta_{1}\Delta M \\ -\beta_{2}\Delta M \\ -\beta_{3}\Delta M \\ (umidità) \end{cases}$$
(2.29)

Nel caso dei compositi a matrice epossidica l'effetto lungo la direzione 1 risulta essere trascurabile sia per il basso valore di assorbimento che perché β è un valore inversamente proporzionale alla quantità di fibra. È necessario considerare che tutte e tre le componenti di deformazione, sia legate all'effetto termico che a quello dell'assorbimento di umidità portano contributo agli sforzi diretti lungo l'asse.

2.3 Ipotesi di tensione piana

Senza ombra di dubbio l'utilizzo di un materiale equivalente al posto che dover studiare singolarmente i singoli filamenti e le fibre che compongono un materiale composito ha enormemente semplificato lo studio di questi materiali. Senza questo tipo di assunzione lo studio di tali materiali sarebbe ancora legato alla risposta delle singole fibre all'interno della matrice polimerica, con conseguente scarso utilizzo di tali materiali a causa della difficoltà di predizione delle caratteristiche. Nonostante questo, andare a studiare questi materiali come delle strutture solide soggette ad uno stato di tensione e deformazione tridimensionale risulta essere notevolmente più complesso rispetto allo studio di un materiale isotropo.

Riuscire a trovare una semplificazione che permettesse a questi materiali di poter essere studiati in una maniera semplificata, in fase di prima analisi, ha permesso loro di trovare vasta applicazione. L'assunzione che ha portato notevole vantaggio nello studio della meccanica dei materiali compositi è stata quella, data la natura prevalentemente bidimensionale dei manufatti, di ipotizzare essere sottoposti ad uno stato di tensione piana. Si ha infatti che la maggior parte delle applicazioni strutturali dei compositi li vede utilizzati in travi, strutture cilindriche come serbatoi e piastre come le ali di un aeromobile. Questo permette di dire che il materiale è sottoposto ad un sistema di sollecitazioni che vede il valore delle tensioni lungo l'asse Z nel caso di un componente piano e lungo il raggio nel caso di un cilindro sensibilmente inferiori a quelle lungo le altre due direzioni. Nonostante tutte le strutture reali siano sottoposte ad uno stato di tensione tridimensionale si impone che gli stress nella direzione del piano possono essere pari a 0. Questo permette di semplificare enormemente l'onere computazionale legato alla soluzione di una struttura, generalmente amplificato dal fatto che il materiale non è più isotropo ed i compositi sono per giunta utilizzati in laminati con differenti orientazioni dei ply. Tale semplificazione potrebbe non essere applicabile come nel caso di un laminato soggetto al precarico di una vite. Facendo riferimento ad una piastra prodotta con un materiale rinforzato con fibre, a livello matematico, presupporre uno stato di tensione piana vuol dire che σ_3 , τ_{13} , e τ_{23} sono pari a 0. Affinché tale ipotesi sia verificata è necessario che σ_1 , σ_2 e τ_{12} siano almeno un ordine di grandezza superiore. Nel caso di un laminato con solamente strati unidirezionali la direzione 1 dovrebbe essere quella nel quale la maggior parte del carico è applicata, essendo quella di maggiore resistenza. Tuttavia tale ipotesi potrebbe non essere verificata e portare a grossolani errori nell'intorno degli spigoli o a spessori di laminato maggiori. Infatti, a seguito dell'applicazione di un carico, le singole pelli del laminato tendono a separarsi lungo la direzione dello spessore. Questo fenomeno, noto come delaminazione, si manifesta principalmente nelle zone di interfaccia a causa di σ_3 , τ_{13} e τ_{23} . Tale componenti di sforzo fuori dal piano possono essere importanti nel caso di strutture giuntate mediante colle strutturali.



Fig. 2-3 Sistema di carico e zona di interfaccia nella quale la componente lungo lo spessore degli sforzi non è trascurabile. Modifica da [3]

La Fig. 2-13 mostra due laminati flangiati mediante della colla strutturale o polimero della matrice, soggetti ad una forza di trazione P. Affinché tale forza possa essere trasferita da una lamina all'altra saranno sicuramente presenti delle tensioni fuori dal piano. Esse in combinazione agli sforzi di taglio permetteranno il trasferimento delle tensioni tra le due lamine.

Si faccia riferimento alla matrice [S] e si impongano le tre condizioni relative allo stato di tensione piana. A questo punto la matrice può essere scritta come segue.

$$\begin{cases} \varepsilon_{1} \\ \varepsilon_{2} \\ \varepsilon_{3} \\ \varepsilon_{3} \\ \gamma_{23} \\ \gamma_{12} \end{cases} = \begin{bmatrix} \frac{1}{E_{1}} & -\frac{\nu_{21}}{E_{2}} & -\frac{\nu_{31}}{E_{3}} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu_{12}}{E_{1}} & \frac{1}{E_{2}} & -\frac{\nu_{32}}{E_{3}} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu_{13}}{E_{1}} & -\frac{\nu_{23}}{E_{2}} & \frac{1}{E_{3}} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{23}} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{13}} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{13}} \end{bmatrix} \begin{pmatrix} \sigma_{1} \\ \sigma_{2} \\ 0 \\ 0 \\ 0 \\ 0 \\ \tau_{12} \end{pmatrix}$$
(2.30)

Essendo γ_{ij} solamente dipendente da gli sforzi di taglio e avendo imposto univocamente sia τ_{13} che τ_{23} nulli ne consegue che:

$$\gamma_{13} = \gamma_{23} = 0 \tag{2.31}$$

Nonostante non esistano componenti di sforzo lungo la direzione 3 il componente in stato di tensione piana sarà soggetto a delle deformazioni sullo stesso asse. Questo tipo di deformazioni è legato solamente alla presenza di tensioni sul piano 1-2 e al coefficiente di Poisson. Ne consegue che:

$$\varepsilon_3 = -\frac{\nu_{13}}{E_1}\sigma_1 - \frac{\nu_{23}}{E_2}\sigma_2 \tag{2.32}$$

Tale componente di deformazione è fondamentale nel caso in cui si voglia ottenere la riduzione di spessore del laminato a seguito dell'applicazione di un carico. Nonostante la componente di deformazione lungo l'asse 3 non sia nulla, la matrice che lega lo stato di tensione a quello di deformazione viene spesso ridotta ad una di rango massimo tre, trascurando questa componente che è comunque possibile calcolare in seguito.

$$\begin{cases} \varepsilon_{1} \\ \varepsilon_{2} \\ \gamma_{12} \end{cases} = \begin{bmatrix} \frac{1}{E_{1}} & -\frac{\nu_{21}}{E_{2}} & 0 \\ -\frac{\nu_{12}}{E_{1}} & \frac{1}{E_{2}} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{1}{G_{12}} \end{bmatrix} \begin{pmatrix} \sigma_{1} \\ \sigma_{2} \\ \tau_{12} \end{pmatrix}$$
(2.33)

Considerando adesso la matrice costitutiva, riportata nell'equazione (2.30) e imponendo le condizioni di stato di deformazione piana e considerando la terza riga è possibile scrivere:

$$0 = C_{31}\varepsilon_1 + C_{32}\varepsilon_2 + C_{33}\varepsilon_3 \quad \to \quad \varepsilon_3 = -\frac{C_{31}}{C_{33}}\varepsilon_1 - \frac{C_{32}}{C_{33}}\varepsilon_2 \tag{2.34}$$

Dove C_{ij} rappresenta il coefficiente della matrice [C] della riga i e colonna j. Dalle prime due righe invece si ottiene:

$$\sigma_{1} = C_{11}\varepsilon_{1} + C_{12}\varepsilon_{2} + C_{13}\varepsilon_{3}$$

$$\sigma_{2} = C_{21}\varepsilon_{1} + C_{22}\varepsilon_{2} + C_{23}\varepsilon_{3}$$
(2.35)

Le due relazioni appena scritte sono in grado di illustrare come una certa aliquota della componente di sforzo sia lungo l'asse uno che lungo l'asse 2 sia dovuta alla presenza di una deformazione lungo la direzione 3. Per considerare l'effetto di questa deformazione si va a sostituire la relazione che esplicita ε_3 nelle due sopra riportate. La matrice che permette di legare le tensioni alle deformazioni nel caso di stato di tensione piano [Q] è quindi ottenibile.

$$\begin{cases} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \tau_{12} \end{cases} = \begin{bmatrix} \frac{E_1}{1 - \nu_{12}\nu_{21}} & \frac{\nu_{21}E_1}{1 - \nu_{12}\nu_{21}} & 0 \\ \frac{\nu_{12}E_2}{1 - \nu_{12}\nu_{21}} & \frac{E_2}{1 - \nu_{12}\nu_{21}} & 0 \\ 0 & 0 & G_{12} \end{bmatrix} \begin{cases} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \gamma_{12} \end{cases}$$
(2.36)

2.3.1 Tensione piana nel sistema di riferimento globale

Dato il sistema di riferimento del singolo elemento, caratterizzato per convenzione dall'asse X lungo la direzione delle fibre, come mostrato in Fig. 2-14, si voglia caratterizzare il comportamento del materiale lungo una generica direzione di applicazione del carico. Questo studio risulta essere indispensabile nel caso di laminati caratterizzati da più ply orientati in maniera differente. Si ha infatti che il sistema di riferimento del singolo strato non è orientato secondo lo stesso sistema di riferimento globale del componente. Per questo motivo si rende necessario studiare come vari il comportamento della singola lamina al variare dell'angolo ϑ . Tale ragionamento verrà poi esteso al caso di più lamine.

Uno dei principali vantaggi dell'uso di strutture realizzate in materiale composito rinforzato con fibre lunghe e una delle quali comporta come essi vengono studiati è l'utilizzo di orientazioni generiche delle fibre. Nella maggioranza delle applicazioni il laminato finale non è mai caratterizzato da un solo orientamento delle fibre, questo per evitare che a causa di forze non contemplate durante la fase di progettazione possano portare al cedimento lungo la direzione della matrice. Fino ad adesso si è considerato un laminato orientato secondo un sistema di riferimento principale, con assi paralleli a quelli dell'elemento. L'elemento potrebbe però essere sottoposto ad un sistema di forze non orientate secondo un sistema principale. Inoltre, un generico componente a forma complessa possiede superfici orientate secondo un sistema di riferimento anch'esso generico e non obbligatoriamente cartesiano.



Fig. 2-4 Rappresentazione rotazione del sistema di riferimento attorno all'asse Z. [18]

L'approccio solitamente utilizzato risulta essere quello di riportare i tensori di sforzo e deformazione dal sistema di riferimento locale 1-2-3 a quello globale tramite una generica trasformazione. A tale proposito si considerino i due sistemi di riferimento giacenti sulla stessa origine O, si vogliano mettere in relazione attraverso una matrice di trasformazione nota anche come matrice di rotazione [T] tale che:

$$\{\sigma_1\} = [T]\{\sigma_x\} \tag{2.37}$$

Questa matrice permette di correlare gli sforzi, espressi nel sistema di riferimento 1-2-3, con quelli del sistema di coordinate globali X-Y-Z. Applicando le regole di trasformazione di coordinate per le componenti dei tensori di sforzo e deformazione è possibile mostrare che le matrici di deformabilità e rigidezza consentono di individuare le rigidezze della lamina quando questa è sollecitazioni in direzioni diverse da quelle corrispondenti agli assi 123. In generale è possibile descrivere completamente il legame tra sforzi e deformazioni in un generico sistema di riferimento, ruotato di un angolo ϑ nel piano della lamina rispetto agli assi del materiale. Siano quindi X, Y e Z gli assi del nuovo sistema di riferimento ruotati rispetto a 123 attorno a un asse normale al piano della lamina. L'angolo di rotazione ϑ sia assunto positivo quando la rotazione è antioraria.

È quindi possibile scrivere le componenti di sforzo nel sistema di riferimento della lamina, una volta note quelle del sistema X-Y-Z:

$$\begin{cases} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \tau_{12} \end{cases} = \begin{bmatrix} \cos^2 \vartheta & \sin^2 \vartheta & 2\cos \vartheta \sin \vartheta \\ \sin^2 \vartheta & \cos^2 \vartheta & -2\cos \vartheta \sin \vartheta \\ -\cos \vartheta \sin \vartheta & \cos \vartheta \sin \vartheta & \cos^2 \vartheta - \sin^2 \vartheta \end{bmatrix} \begin{pmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{pmatrix}$$
(2.38)

La trasformazione appena scritta fa riferimento all'assunzione che la lamina sia in uno stato di tensione piana. Tali relazioni possono essere ampliate sia al caso di rotazione attorno ad un asse generico non parallelo a Z, sia alla matrice costitutiva che tiene in considerazione tutte le componenti di sforzo e deformazione. Sotto le assunzioni sopra citate è la matrice [T] risulta quindi essere:

$$[T] = \begin{bmatrix} \cos^2 \vartheta & \sin^2 \vartheta & 2\cos\vartheta \sin\vartheta \\ \sin^2 \vartheta & \cos^2 \vartheta & -2\cos\vartheta \sin\vartheta \\ -\cos\vartheta \sin\vartheta & \cos^2 \vartheta - \sin^2 \vartheta \end{bmatrix}$$
(2.39)

$$\begin{cases} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{cases} = [T]^{-1} \begin{cases} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \tau_{12} \end{cases}$$
 (2.40)

dove:

$$[T]^{-1} = \begin{bmatrix} \cos^2 \vartheta & sen^2 \vartheta & -2cos\vartheta sen\vartheta \\ sen^2 \vartheta & \cos^2 \vartheta & 2cos\vartheta sen\vartheta \\ cos\vartheta sen\vartheta & -cos\vartheta sen\vartheta & \cos^2 \vartheta - sen^2 \vartheta \end{bmatrix}$$
(2.41)

Tali regole di trasformazione sono valide per un generico tensore e di conseguenza è possibile studiare il tensore delle deformazioni, al variare dell'angolo ϑ , applicando la matrice [T]. È però necessario tenere presente che le vere componenti del tensore non comprendono lo scorrimento γ_{12} ma solo la deformazione ad indici misti $\varepsilon_{12} = \frac{\gamma_{12}}{2}$. In equazione (2.42) si riportano le leggi di rotazione per le deformazioni.

$$\begin{cases} \varepsilon_{xx} \\ \varepsilon_{yy} \\ \frac{\gamma_{xy}}{2} \end{cases} = \begin{bmatrix} \cos^2 \vartheta & \sin^2 \vartheta & -2\cos\vartheta \operatorname{sen}\vartheta \\ \operatorname{sen}^2 \vartheta & \cos^2 \vartheta & 2\cos\vartheta \operatorname{sen}\vartheta \\ \cos\vartheta \operatorname{sen}\vartheta & -\cos\vartheta \operatorname{sen}\vartheta & \cos^2 \vartheta - \operatorname{sen}^2 \vartheta \end{bmatrix} \begin{cases} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \frac{\gamma_{12}}{2} \end{cases}$$
(2.42)

Pre e post moltiplicando la matrice [Q] per [T]

$$\begin{cases} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{cases} = [T]^{-1}[Q][T] \begin{cases} \varepsilon_{xx} \\ \varepsilon_{yy} \\ \gamma_{xy} \end{cases} = [T]^{-1} \begin{bmatrix} Q_{11} & Q_{12} & 0 \\ Q_{12} & Q_{22} & 0 \\ 0 & 0 & Q_{66} \end{bmatrix} [T] \begin{cases} \varepsilon_{xx} \\ \varepsilon_{yy} \\ \gamma_{xy} \end{cases}$$
(2.43)

$$\begin{cases} \sigma_{x} \\ \sigma_{y} \\ \tau_{xy} \end{cases} = [Q'] \begin{cases} \varepsilon_{xx} \\ \varepsilon_{yy} \\ \gamma_{xy} \end{cases} = \begin{bmatrix} Q'_{11} & Q'_{12} & Q'_{16} \\ Q'_{12} & Q'_{22} & Q'_{26} \\ Q'_{16} & Q'_{26} & Q'_{66} \end{bmatrix} \begin{cases} \varepsilon_{xx} \\ \varepsilon_{yy} \\ \gamma_{xy} \end{cases}$$
(2.44)

$$\begin{cases} \varepsilon_{xx} \\ \varepsilon_{yy} \\ \gamma_{xy} \end{cases} = [S'] \begin{cases} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{cases} = \begin{bmatrix} S'_{11} & S'_{12} & S'_{16} \\ S'_{12} & S'_{22} & S'_{26} \\ S'_{16} & S'_{26} & S'_{66} \end{bmatrix} \begin{cases} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{cases}$$
(2.45)

Un aspetto di particolare importanza da sottolineare risulta la forma della matrice [Q'] e [S'], se confrontate con le rispettive forme prima della trasformazione. Facendo riferimento a [S'] è possibile vedere come essa è piena e tutte le sue componenti sono non nulle. Ciò comporta che una deformazione di taglio genera una componente di tensione lungo l'asse X poiché non vi più disaccoppiamento tra le deformazioni angolari e gli sforzi. Lo stesso potrà essere detto per quanto riguarda gli sforzi di taglio e le deformazioni lungo gli assi X e Y. Le relazioni seguenti riportano le diverse componenti della matrice [S] in funzione dell'angolo di orientazione del generico ply.

$$S_{11}' = \frac{1}{E_1} \cos^4 \vartheta + \left(-\frac{2\nu_{21}}{E_2} + \frac{1}{G_{12}} \right) sen^2 \vartheta \cos^2 \vartheta + \frac{1}{E_2} sen^4 \vartheta$$
(2.46)

$$S_{12}' = S_{21}' = \left(\frac{1}{E_1} + \frac{1}{E_2} - \frac{1}{G_{12}}\right) sen^2 \vartheta \cos^2 \vartheta - \frac{\nu_{21}}{E_2} (\cos^4 \vartheta + sen^4 \vartheta)$$
(2.47)

$$S'_{22} = \frac{1}{E_1} \operatorname{sen}^4 \vartheta + \left(-\frac{2\nu_{21}}{E_2} + \frac{1}{G_{12}} \right) \operatorname{sen}^2 \vartheta \cos^2 \vartheta + \frac{1}{E_2} \cos^4 \vartheta ; \qquad (2.48)$$

$$S_{16}' = \left(\frac{2}{E_1} + \frac{2\nu_{21}}{E_2} - \frac{1}{G_{12}}\right) sen\vartheta \cos^3\vartheta - \left(\frac{2}{E_2} + \frac{2\nu_{21}}{E_2} - \frac{1}{G_{12}}\right) sen^3\vartheta \cos\vartheta$$
(2.49)

$$S_{26}' = \left(\frac{2}{E_1} + \frac{2\nu_{21}}{E_2} - \frac{1}{G_{12}}\right) sen^3\vartheta\cos\vartheta - \left(\frac{2}{E_2} + \frac{2\nu_{21}}{E_2} - \frac{1}{G_{12}}\right) sen\vartheta\cos^3\vartheta$$
(2.50)

$$S_{66}' = 2\left(\frac{2}{E_1} + \frac{2}{E_2} + \frac{4\nu_{21}}{E_2} - \frac{1}{G_{12}}\right) sen^2\vartheta\cos^2\vartheta + \frac{(\cos^4\vartheta + sen^4\vartheta)}{G_{12}}$$
(2.51)

Tenendo presente che il prodotto tra le matrici $[S'] \in [Q'] \doteq$ la matrice (equazione 2.52), è possibile ottenere i valori di Q'_{ij} sia invertendo la matrice [S'] che applicando la trasformazione precedentemente mostrata (equazione 2.43).

$$[S'] * [Q'] = [I] \tag{2.52}$$

Fino ad adesso si è fatto riferimento alle proprietà del materiale lungo le direzioni del sistema di riferimento 1-2-3. Queste proprietà sono ovviamente correlate a quelle che mostra il materiale quando caricato lungo un sistema di riferimento non principale. Esse risultano essere indispensabili per analizzare la risposta di un laminato, in particolar modo durante l'analisi della rigidezza.

Per quanto riguarda i moduli di Young nelle due direzioni $E_x \in E_y$, questi vengono costruiti tenendo in considerazione che $S'_{11}(\vartheta = 0) = \frac{1}{E_1} \in S'_{22}(\vartheta = 0) = \frac{1}{E_2}$. Ne consegue che i due valori del modulo di Young ad un generico angolo ϑ sono riportati:

$$E_x = \frac{E_1}{\cos^4\vartheta + \left(\frac{E_1}{G_{12}} - 2\nu_{12}\right)sen^2\vartheta\cos^2\vartheta + \frac{E_1}{E_2}sen^4\vartheta}$$
(2.53)

$$E_{y} = \frac{E_{2}}{\cos^{4}\vartheta + \left(\frac{E_{2}}{G_{12}} - 2\nu_{12}\right)sen^{2}\vartheta\cos^{2}\vartheta + \frac{E_{2}}{E_{1}}sen^{4}\vartheta}$$
(2.54)



Fig. 2-5 Variazione modulo elastico nelle due direzioni X e Y in funzione dell'orientazione delle fibre.

Un aspetto fondamentale che è possibile notare dalla Fig. 2-15 è come il modulo elastico della lamina decresca come funzione della quarta potenza al variare dell'angolo ϑ . Il valore di E_x ad un angolo di ±10° viene dimezzato rispetto al valore dello stesso materiale orientato a 0°. A seguito di questo è possibile capire come con questi materiali l'utilizzo di una tecnica che permetta di depositare le fibre lungo una determinata direzione sia di importanza fondamentale.

Per quanto riguarda i coefficienti di Poisson v_{xy} e v_{yx} le cui equazioni sono riportate di seguito si vede come entrambi mostrino un minimo a 0° e 90°.

$$v_{xy} = \frac{v_{12}(\cos^4\vartheta + sen^4\vartheta) - (1 + \frac{E_1}{E_2} - \frac{E_1}{G_{12}})sen^2\vartheta\cos^2\vartheta}{\cos^4\vartheta + (\frac{E_1}{G_{12}} - 2v_{12})sen^2\vartheta\cos^2\vartheta + \frac{E_1}{E_2}sen^4\vartheta}$$
(2.55)

$$\nu_{yx} = \frac{\nu_{12}(\cos^4\vartheta + sen^4\vartheta) - (1 + \frac{E_2}{E_1} - \frac{E_2}{G_{12}})sen^2\vartheta\cos^2\vartheta}{\cos^4\vartheta + (\frac{E_2}{G_{12}} - 2\nu_{12})sen^2\vartheta\cos^2\vartheta + \frac{E_2}{E_1}sen^4\vartheta}$$
(2.56)



Fig. 2-6 Variazione coefficienti di Poisson lungo le due direzioni X e Y in funzione dell'orientazione delle fibre.

Analizzando il modulo di taglio G_{xy} , la cui equazione e rappresentazione nel sistema di riferimento orientato ad un generico angolo ϑ sono sotto riportate, si vede come la massima rigidezza a taglio si ottenga orientando la lamina a ±45°. Tale rigidezza risulta essere praticamente doppia rispetto ad un laminato orientato indifferentemente a 0° o 90°.

$$G_{xy} = \frac{G_{12}}{\cos^4 \vartheta + sen^4 \vartheta + 2(\frac{2G_{12}}{E_1}(1+2\nu_{12}) + \frac{2G_{12}}{E_2} - 1)sen^2 \vartheta \cos^2 \vartheta}$$
(2.57)



Fig. 2-7 Variazione modulo di taglio in funzione dell'orientazione delle fibre.

Come visto in precedenza, la matrice [Q'] facente riferimento ad un laminato generalmente orientato possiede una componente di accoppiamento tra sforzi normali e deformazioni angolari oltre che esibire deformazioni assiali quando caricato con sforzi di taglio. I coefficienti di mutua influenza di primo e secondo tipo permettono di studiare questo comportamento. Allo stesso tempo i coefficienti η_{xy-x} e η_{xy-y} caratterizzano lo scorrimento γ_{xy} originato da sforzi assiali tali da produrre delle deformazioni lungo gli assi x e y rispettivamente.



Fig. 2-8 Rappresentazione dei coefficienti di mutua influenza in funzione dell'orientazione delle fibre.

Dalle curve riportate in Fig. 2-18 si nota come, per valori di ϑ prossimi ai 10° (con i coefficienti di elasticità presi in esercizio), si abbia, a causa dello sforzo di taglio dovuto all'orientazione della lamina l'introduzione di una ε_x pari a 4 volte la deformazione di taglio introdotta a causa dello sforzo di taglio. Il fenomeno opposto è invece illustrato in Fig. 2-19.

$$\eta_{x-xy} = \frac{\varepsilon_x}{\gamma_{xy}} \quad \eta_{y-xy} = \frac{\varepsilon_y}{\gamma_{xy}} \quad quando \ e \ solo \ \tau_{xy} \neq 0 \tag{2.59}$$

I due coefficienti η_{x-xy} e η_{y-xy} rappresentano la deformazione assiale in direzione x e y rispettivamente, dovuta ad uno sforzo di taglio che provoca uno scorrimento γ_{xy} . Allo stesso tempo i coefficienti η_{xy-x} e η_{xy-y} caratterizzano lo scorrimento γ_{xy} originato da sforzi assiali tali da produrre delle deformazioni lungo gli assi x e y rispettivamente. Le equazioni fino ad adesso presentate permettono di valutare la rigidezza nelle diverse direzioni di applicazione di carico e come esse varino nel piano della lamina. Gli andamenti, anche dal punto di vista qualitativo dipendono dal tipo di materiale preso in considerazione.



Fig. 2-9 Rappresentazione dei coefficienti di mutua influenza in funzione dell'orientazione delle fibre.

Dall'introduzione dei coefficienti di mutua influenza è possibile valutare quanto sia indispensabile realizzare un laminato la cui orientazione delle fibre sia strettamente controllata e ripetibile. In caso contrario si potrebbe incorrere in deformazioni del componente finale non previste e difficili da quantificare a causa della elevata deviazione al variare di ϑ .

Volendo mettere in evidenza l'effetto di una deformazione termica o legata all'igroscopia del materiale è sufficiente moltiplicare il vettore deformazioni alla matrice [T]. Per la determinazione delle relazioni si è fatto riferimento alle deformazioni termiche:

$$\begin{cases} \varepsilon_{x} \\ \varepsilon_{y} \\ \gamma_{xy} \end{cases}_{termica} = [T] \begin{cases} \varepsilon_{1} \\ \varepsilon_{2} \\ \gamma_{12} \end{cases}_{termica} = \begin{bmatrix} \cos^{2}\vartheta & \sin^{2}\vartheta & 2\cos\vartheta \sin\vartheta \\ \sin^{2}\vartheta & \cos^{2}\vartheta & -2\cos\vartheta \sin\vartheta \\ -\cos\vartheta \sin\vartheta & \cos^{2}\vartheta - \sin^{2}\vartheta \end{bmatrix} \begin{cases} -\alpha_{1}\Delta T \\ -\alpha_{2}\Delta T \\ 0 \end{cases}$$
(2.60)

È necessario puntualizzare che la deformazione termica non è stata presa in considerazione solamente perché le considerazioni fino ad adesso riportate fanno riferimento a rotazioni nel piano e non nello spazio. Ne consegue che $\varepsilon_3 = \varepsilon_z$.

$$\begin{cases} \varepsilon_{x} \\ \varepsilon_{y} \\ \gamma_{xy} \end{cases}_{termica} = - \begin{cases} \alpha_{x} \\ \alpha_{y} \\ \alpha_{xy} \end{cases} \Delta T = - \begin{cases} \alpha_{1} \cos^{2} \vartheta + \alpha_{2} \operatorname{sen}^{2} \vartheta \\ \alpha_{1} \operatorname{sen}^{2} \vartheta + \alpha_{2} \cos^{2} \vartheta \\ (\alpha_{2} - \alpha_{1}) \operatorname{cos} \vartheta \operatorname{sen} \vartheta \end{cases} \Delta T$$
(2.61)

Dal sistema appena riportato si vede come un elemento generalmente orientato ad un angolo differente da 0° e 90° sia sottoposto ad una deformazione di taglio. Tale deformazione è inoltre massima per $\vartheta = \pm 45^{\circ}$.



Fig. 2-10 Rappresentazione coefficienti di espansione termica in funzione dell'orientazione delle fibre.

2.4 Relazioni spostamenti deformazioni (Kirchoff)

Fino ad adesso ci si è concentrati sulla matrice costitutiva del materiale e quindi la relazione che intercorre tra le tensioni e le deformazioni. Usualmente entrambe queste grandezze sono incognite e devono essere determinate a seguito di una ulteriore ipotesi riguardante in questo caso il componente dell'oggetto sottoposto al sistema di carico in analisi. I parametri noti sono solitamente i valori delle forze e dei momenti agenti sul componente e le dimensioni geometriche. Inoltre nella maggior parte dei casi reali il sistema di carico presenta una sola componente e se così fosse si è comunque portati a ipotizzare una certa componente di carchi nelle altre direzioni. Per questo motivo i materali compositi vengono utilizzati sotto forma di laminati con pelli a diverse orientazioni. Questo è legato alla carenza in resistenza meccanica a sollecitazioni di taglio o lungo la direzione trasversale. I singoli ply o lamine vengono disposti in un determinato ordine e utilizzati come materiale equivalente. La funzione della direzionalità delle singole lamine è di essere in grado di avere differenti rigidezze e resistenze in funzione del carico applicato.

Questi accorgimenti permettono di ottenere un materiale finale che, se ben progettato, possiede delle caratteristiche meccaniche nelle direzioni di interesse notevolmente superiori ad uno isotropo con conseguente possibile riduzione del peso finale.

Proprio grazie all'elevato rapporto tra resistenza e peso, i componenti in materiale composito sono dei corpi a parete sottile. Per questo motivo si è soliti modellare il comportamento del generico laminato mediante teorie bidimensionali. Ogni strato (layer) è generalmente sottile rispetto allo spessore del laminato finale. A titolo di esempio un generico laminato ottenuto a partire da un tessuto bidirezionale 0°/90° da 400 g/m² ottenuto per wet lamination possiede uno spessore di circa mezzo millimetro. Tale affermazione è generalmente verificata anche nel caso in cui i laminati abbiano un core (anima) che può essere in materiale polimerico (schiume), Nomex (polimero ignifugo) prodotto da Dupont utilizzato disposto a formare celle esagonali o legni a bassa densità (balsa).

La sequenza con la quale i singoli ply vengono disposti per formare il laminato finito viene definita stacking sequence. Tale sequenza attraverso un determinato codice, permette di capire in modo univoco l'ordine dei ply. Ad esempio si può considerare un laminato composto da 5 ply di spessore t, la prima lamina disposta a 0°, la seconda a -45°, la terza a 90°, la quarta a +45° e la quinta a 0°. Per prima cosa dovrà essere definito un sistema di riferimento su cui basarsi per definire l'asse X (associato agli 0°) ed il verso di rotazione con cui gli altri angoli vengono definiti.



Fig. 2-11 Rappresentazione generico laminato e del sistema di riferimento con angoli principali e verso di rotazione.

Il piano x-y, posizionato nel centro geometrico della sezione del laminato, potrebbe essere, in base al numero ed allo spessore dei vari layer, nell'interfaccia tra due strati o all'interno di uno di essi indifferentemente.

Per poter andare a studiare il comportamento di un generico laminato, composto da N layer, di altezza totale H e altezza del singolo layer h_k (non necessariamente uguale per tutti i layer), risulta prima di tutto necessario definire l'origine di un sistema di riferimento globale in un punto qualsiasi del piano posto a metà dello spessore tale che $|z_{max}| = |-z_{min}| = \frac{H}{2}$. Per convenzione si chiama il layer caratterizzato dalla coordinata minore layer 1, il layer successivo layer 2 e così via fino al layer N caratterizzato dalla massima coordinata z. La Fig. 2-22 mostra sia la vista nel piano che la sezione del generico laminato.



Fig. 2-12 Rappresentazione laminato nello spazio con evidenza della posizione geometrica degli assi. [18]

Definito il sistema di riferimento del laminato e gli spostamenti lungo i tre assi cartesiani x,y e z come u,v e w, nota la configurazione deformata del laminato è possibile andare a costruire le relazioni che legano gli spostamenti alle deformazioni. Siano tutte le grandezze riferite al piano che giace sul centro geometrico indicate con l'apice 0. È possibile descrivere le grandezze del generico punto P posizionato ad una generica distanza z dal piano medio a partire dalla posizione del punto P° sul piano medio. Questo grazie al fatto che il comportamento del componente in analisi sia sufficientemente approssimabile dalle ipotesi di Kirchoff e cioè la presenza di scorrimenti interni é trascurabile e la sezione del laminato rimane perpendicolare all'asse neutro anche nella configurazione deformata. A seguito di queste ipotesi è possibile scrivere che:

$$z = \frac{\partial w^0}{\partial x}$$
(2.62)



Fig. 2-13 Schema configurazione indeformata e deformata (ipotesi di Kirchoff). [18]

La posizione del punto P di coordinate (x,y,z) lungo la direzione x è quindi pari a quella del punto P°, posizionato sul piano medio, a cui viene sommata una componente legata alla distanza da questo:

$$u(x, y, z) = u^{0} - z \frac{\partial w^{0}(x, y)}{\partial x}$$
(2.63)

Le relazioni che legano la posizione del punto P lungo le altre due direzioni sono descritte dalle seguenti relazioni:

$$v(x, y, z) = v^{0}(x, y) - z \frac{\partial w^{0}(x, y)}{\partial y}$$
(2.64)

$$w(x, y, z) = w^0(x, y)$$
 (2.65)

Note le posizioni del punto generico punti P nella configurazione deformata è possibile ottenere le deformazioni e le rotazioni lungo i tre assi coordinati. Per quanto riguarda l'asse x è possibile scrivere:

$$\varepsilon_x(x,y,z) = \frac{\partial u(x,y,z)}{\partial x} = \frac{\partial u^0(x,y)}{\partial x} - z\frac{\partial^2 w^0(x,y)}{\partial x^2} = \varepsilon_x^0(x,y) + zk_x^0(x,y)$$
(2.66)

60

Dove i due termini $\varepsilon_x^0(x, y)$ e $k_x^0(x, y)$ sono rispettivamente la deformazione del punto P° lungo l'asse x e la sua curvatura.

$$\varepsilon_x^0(x,y) = \frac{\partial u^0(x,y)}{\partial x}$$
(2.67)

$$k_x^0(x,y) = -z \frac{\partial^2 w^0(x,y)}{\partial x^2}$$
(2.68)

Le relazioni relative agli assi y e z sono quindi riportate.

$$\varepsilon_{y}(x,y,z) = \frac{\partial v(x,y,z)}{\partial y} = \varepsilon_{y}^{0}(x,y) + zk_{y}^{0}(x,y)$$
(2.69)

$$\varepsilon_z(x, y, z) = \frac{\partial w(x, y, z)}{\partial z} = \frac{\partial w^0(x, y)}{\partial z} = 0$$
(2.70)

L'ultima relazione illustra la conseguenza di assimilare un componente con un comportamento di deformazione bidimensionale. Tale relazione risulta essere in conflitto con l'ipotesi di tensione piana esposta precedentemente. Si ha infatti che la deformazione lungo l'asse dello spessore in un generico componente soggetto ad uno stato di tensione piano è combinazione lineare degli effetti legati al coefficiente di Poisson. Nonostante questo tale formulazione trova buon riscontro pratico. Le relazioni relative agli scorrimenti ed alla curvatura k_{xy}^0 sono riportate successivamente.

$$\gamma_{yz}(x,y,z) = \frac{\partial w(x,y,z)}{\partial y} + \frac{\partial v(x,y,z)}{\partial z} = \frac{\partial w^0(x,y)}{\partial y} - \frac{\partial w^0(x,y)}{\partial z} = 0$$
(2.71)

$$\gamma_{xz}(x, y, z) = \frac{\partial w(x, y, z)}{\partial x} + \frac{\partial u(x, y, z)}{\partial z} = \frac{\partial w^0(x, y)}{\partial y} - \frac{\partial w^0(x, y)}{\partial z} = 0$$
(2.72)

$$\gamma_{xy}(x, y, z) = \frac{\partial w(x, y, z)}{\partial x} + \frac{\partial u(x, y, z)}{\partial y} = \gamma_{xy}^0 + zk_{xy}^0$$
(2.73)

$$k_{xy}^{0} = -2 \frac{\partial^2 w^0(x, y)}{\partial x \partial y}$$
(2.74)

Si ha quindi che nel caso di uno stato di tensione piana σ_z , $\gamma_{yz} e \gamma_{xz}$ risultano essere pari a 0. È quindi ora possibile scrivere la relazione che intercorre tra le tensioni e le deformazioni. Di seguito è mostrata la matrice che collega sforzi a deformazioni. Tale matrice è da intendersi riferita al singolo layer dove però la coordinata z, le deformazioni e gli scorrimenti sono riferiti al sistema di riferimento del laminato composto da più pelli. I termini Q'_{16} e Q'_{26} come i loro simmetrici potrebbero non essere nulli in quanto il sistema di riferimento considerato è quello globale del componente e la pelle potrebbe avere un'orientazione differente dai 0° o 90°. Il termine legato alle deformazioni è inoltre suddiviso in due componenti, quella legata a componenti costanti di deformazione e scorrimento ed il termine funzione della coordinata z.

$$\begin{cases} \sigma_{x} \\ \sigma_{y} \\ \tau_{xy} \end{cases} = \begin{bmatrix} Q'_{11} & Q'_{12} & Q'_{16} \\ Q'_{12} & Q'_{22} & Q'_{26} \\ Q'_{16} & Q'_{26} & Q'_{66} \end{bmatrix} \begin{cases} \varepsilon_{x}^{0} + zk_{x}^{0} \\ \varepsilon_{y} + zk_{y}^{0} \\ \gamma_{xy} + zk_{xy}^{0} \end{cases}$$
(2.75)

A questo punto è possibile passare dal campo di tensioni agente sul laminato a quello delle forze e dei momenti su di esso agente.



Fig. 2-14 Rappresentazione con sistema di riferimento delle forze per unità di lunghezza agenti sul laminato. [3]

Si definiscano quindi N_x , N_y e N_{xy} come le forze per unità di lunghezza della sezione del laminato. Queste saranno pari all'integrale delle tensioni sullo spessore di quest'ultimo.

$$N_{x} = \int_{-\frac{H}{2}}^{\frac{H}{2}} \sigma_{x} dz$$
 (2.76)

$$N_{y} = \int_{-\frac{H}{2}}^{\frac{H}{2}} \sigma_{y} \, dz \tag{2.77}$$

$$N_{xy} = \int_{-\frac{H}{2}}^{\frac{H}{2}} \tau_{xy} \, dz \tag{2.78}$$

Si definiscano inoltre i momenti per unità di lunghezza agenti sul laminato. Come valido per le forze, essi saranno pari all'integrale delle tensioni moltiplicate per il braccio a cui agiscono pari alla coordinata z in funzione dello spessore.



Fig. 2-15 Rappresentazione con sistema di riferimento dei momenti per unità di lunghezza agenti sul laminato. [3]

$$M_{x} = \int_{-\frac{H}{2}}^{\frac{H}{2}} \sigma_{x} z dz$$
 (2.79)

$$M_{y} = \int_{-\frac{H}{2}}^{\frac{H}{2}} \sigma_{y} z dz$$
 (2.80)

$$M_{xy} = \int_{-\frac{H}{2}}^{\frac{H}{2}} \tau_{xy} z dz$$
(2.81)

Non essendo nota la distribuzione delle tensioni lungo lo spessore, per costruire la matrice di collegamento tra le forze generalizzate e le componenti di deformazione del piano medio si sfrutta il principio di sovrapposizione degli effetti. La generica componente individuabile dagli indici i e j sarà quindi data dalla sommatoria dei singoli valori di ogni lamina.

$$\begin{pmatrix} N_{x} \\ N_{y} \\ N_{xy} \\ N_{xy} \\ M_{x} \\ M_{y} \\ M_{xy} \end{pmatrix} = \begin{bmatrix} A_{11} & A_{12} & A_{16} & B_{11} & B_{12} & B_{16} \\ A_{12} & A_{22} & A_{26} & B_{12} & B_{22} & B_{26} \\ A_{16} & A_{26} & A_{66} & B_{16} & B_{26} & B_{66} \\ B_{11} & B_{12} & B_{16} & D_{11} & D_{12} & D_{16} \\ B_{12} & B_{22} & B_{26} & D_{12} & D_{22} & D_{26} \\ B_{16} & B_{26} & B_{66} & D_{16} & D_{26} & D_{66} \end{bmatrix} \begin{pmatrix} \varepsilon_{x}^{0} \\ \varepsilon_{y}^{0} \\ \gamma_{xy}^{0} \\ k_{x}^{0} \\ k_{yy}^{0} \\ k_{xy}^{0} \end{pmatrix}$$
(2.82)

I termini della matrice che lega le forze generalizzate per unità di lunghezza e le deformazioni del piano medio sono qui riportati, ricordando che l'indice k è relativo all'identificazione della lamina:

$$A_{ij} = \sum_{k=1}^{N} Q'_{ij} \left(z_k - z_{k-1} \right)$$
(2.83)

$$B_{ij} = \frac{1}{2} \sum_{k=1}^{N} Q'_{ij} \left(z_k^2 - z_{k-1}^2 \right)$$
(2.84)

$$D_{ij} = \frac{1}{3} \sum_{k=1}^{N} Q'_{ij} \left(z_k^3 - z_{k-1}^3 \right)$$
(2.85)

Costruita la matrice e successivamente risolvendo il sistema lineare è possibile calcolare le componenti di deformazione e curvatura nel piano medio. A quel punto utilizzando l'equazione (2.33) si è in grado di risalire alle tensioni agenti sul componente.

È adesso possibile fare alcune considerazioni in merito alla classificazione dei laminati e di come andando a modificare lo stacking (sequenza di laminazione) si modifichino le diverse componenti della matrice sopra riportata.

- Laminati simmetrici: Un laminato è simmetrico se per ogni layer posto sopra il piano di riferimento caratterizzato da un generico materiale, spessore e orientazione, ne esiste uno alla stessa distanza nel lato opposto con le medesime caratteristiche. Per un laminato simmetrico tutte le componenti B_{ij} sono nulle grazie alla presenza di segni opposti all'interno della sommatoria. Come conseguenza solamente gli le forze N contribuiranno alle deformazioni ε_x^0 , ε_y^0 e γ_{xy}^0 , così come i momenti M genereranno solamente k_x^0 , k_y^0 e k_{xy}^0 . Un esempio di laminato simmetrico potrebbe essere caratterizzato dalla seguente stacking sequence: $[0^\circ/90^\circ/90^\circ/0^\circ]$
- Laminato bilanciato: un laminato è definito bilanciato se per ogni layer con uno specifico spessore, caratteristiche meccaniche e orientazione delle fibre esiste un altro layer con le stesse proprietà ma di orientazione opposta in un punto qualsiasi del laminato finale. Per un laminato bilanciato le componenti A_{16} e A_{26} risultano essere sempre nulli. Si ha quindi disaccoppiamento tra N_x , N_y e la componente γ_{xy} delle deformazioni.
- Laminato simmetrico e bilanciato: è un laminato che rispetta entrambi i criteri sopra descritti. Nel caso in cui siano rispettati entrambi i criteri si ha un sistema di equazioni disaccoppiate come segue.

$$\begin{cases} \begin{cases} N_{x} \\ N_{y} \end{cases} = \begin{bmatrix} A_{11} & A_{12} \\ A_{12} & A_{12} \end{bmatrix} \begin{cases} \varepsilon_{x}^{0} \\ \varepsilon_{y}^{0} \end{cases} \\ N_{xy} = A_{66} \gamma_{xy}^{0} \\ N_{xy} = A_{66} \gamma_{xy}^{0} \\ \end{bmatrix} \\ \begin{cases} M_{x} \\ M_{x} \\ M_{x} \\ M_{x} \end{cases} = \begin{bmatrix} D_{11} & D_{12} & D_{16} \\ D_{12} & D_{22} & D_{26} \\ D_{16} & D_{26} & D_{66} \end{bmatrix} \begin{cases} k_{x}^{0} \\ k_{y}^{0} \\ k_{xy}^{0} \\ \end{pmatrix}$$
(2.86)

• Laminato cross-ply: I laminati cross ply sono laminati nei quali ogni layer ha le sue fibre orientati o a 0° o 90°. In questo caso, essendo nulle per ogni layer le componenti di accoppiamento tra tensioni e deformazioni angolari, le componenti A_{16} , A_{26} , B_{16} , B_{26} , D_{16} e D_{26} sono nulle. A parità di spessore rispetto ad un'altra tipologia di laminato possiede le migliori caratteristiche lungo le due direzioni del piano. Di contro esso possiede una bassa rigidezza a taglio nel piano.

Nella maggioranza delle applicazioni i laminati vengono prodotti utilizzando tre principali direzioni 0°, ±45° e 90°. La prima e l'ultima direzione come già riportato nei capitoli precedenti hanno il ruolo di sopportare il carico lungo le 2 direzioni X e Y. Le fibre orientate a ±45° hanno il compito di irrigidire e dare resistenza a taglio. Proprio a causa della differenza al variare dell'orientazione, che può raggiungere i due ordini di grandezza, è difficile trovare un componente che possieda solamente 2 delle 3 direzioni principali con cui vengono solitamente laminate le pelli. Viene per questo laminate comunque circa il 10% di pelli nelle direzioni di carico non contemplato nel caso di carichi inaspettati.

2.5 Cedimento di un laminato

In base al tipo di applicazione il possono essere definiti differenti tipi di cedimenti. In generale l'inabilità di un componente strutturale di sopportare un determinato carico o mostrare una deformazione superiore ai limiti può essere definita come cedimento. Nel caso dei materiali compositi a fibra lunga esiste una direzione preferenziale di resistenza. Come illustrato in precedenza le direzioni ortogonali alle fibre sono comandate dalle caratteristiche della matrice. La resistenza lungo la direzione delle fibre risulta essere quasi due ordini di grandezza superiore rispetto a quella della matrice. A partire da questa considerazione risulta essere chiaro come il cedimento del componente sia una funzione della direzione di applicazione del carico. Ne consegue che i livelli di carico lungo la direzione delle fibre che portano al cedimento del composito sono sicuramente maggiori rispetto a quelli necessari per il cedimento in direzione perpendicolare. Di contro, le altre direzioni permetteranno al composito di deformarsi maggiormente senza danneggiarsi. Si ha infatti che lungo la direzione delle fibre il cedimento è controllato dalla resistenza stessa delle fibre. Lungo la direzione perpendicolare ad esse sarà determinato dalla resistenza della matrice e dell'interfaccia tra matrice e fibra.

Data la complessità del sistema in gioco non si è soliti parlare di un singolo modo di cedimento in quanto, può essere dovuto almeno a tre differenti zone identificabili all'interno della materiale stesso.



Fig. 2-16 Esempio dispersione delle caratteristiche meccaniche lega di Alluminio e fibre di carbonio.

Un aspetto che influenza notevolmente la resistenza del materiale stesso è legato alla resistenza media delle fibre. In Fig. 2-26 è mostrato, a titolo esemplificativo, quale sia il livello di confidenza con il quale è possibile determinare la resistenza a trazione di una generica lega di alluminio paragonandola a quella delle fibre di rinforzo. Le fibre di rinforzo mostrano una deviazione standard estremamente più elevata. Alcune potrebbero essere resistenti anche meno della metà del valore

medio. Nonostante questo si ha che la deviazione standard del materiale composito risulta essere inferiore grazie alla ridistribuzione delle tensioni dovute alla matrice.

La resistenza del materiale composito è fortemente influenzata dal tipo di polimero utilizzato come matrice. Nel caso in cui la matrice polimerica potrebbe abbia un comportamento duttile, questa sarà in grado di assorbire una certa quantità deformazioni plastiche senza che si abbia la nascita di cricche di dimensioni tali da influenzare la resistenza. A seguito di queste deformazioni irreversibili si è soliti assistere ad un indebolimento del meccanismo di trasferimento del carico tra una fibra ed un'altra. Questo porta ad una distribuzione meno omogenea tra le fibre, costrette a lavorare in maniera differente con conseguenti sovraccarichi. Nel caso in cui, come nelle resine epossidiche, la matrice esibisca un comportamento fragile il cedimento di questa fase è dovuto principalmente alla nascita di cricche. Queste sono solite manifestarsi principalmente nelle zone interlaminari, caratterizzate solitamente da una maggiore presenza matrice. Altri meccanismi di rottura possono essere attribuiti alla rottura delle fibre o allo scollamento tra le fibre e la matrice stessa. Nel caso di carichi di compressione lungo la direzione 1 si può manifestare non è difficile imbattersi in cedimenti dovuti ad instabilità (bukling) con conseguente cedimento.

Il reale cedimento di un laminato soggetto ad un sistema di carico sarà difficilmente dovuto ad uno soltanto dei modi di rottura.



Fig. 2-17 Rappresentazione di tipica frattura delle fibre dovuta a carico assiale.[3]

La Fig. 2-27 mostra il cedimento di un laminato dovuto alla rottura delle fibre nella direzione di applicazione del carico. Generalmente questo avviene per un difetto della singola fibra o una disomogeneità della matrice si ha la rottura di una di esse. A seguito della prima rottura si ha una ridistribuzione del carico tra le fibre adiacenti che vengono portate a rottura a cascata. Maggiore è la rigidezza della matrice e maggiore sarà la capacità del composito di andare a ridistribuire il carico nel caso di cedimento di una singola fibra.



Fig. 2-18 Rappresentazione cedimento del laminato a carico di compressione assiale dovuto a microbuckling. [3]

Nel caso in cui il materiale sia sottoposto ad un carico di compressione anziché di trazione si nota sperimentalmente sia nei compositi ottenuti con tecnologie tradizionali che con tecnologie di additive manufacturing, che il cedimento è dovuto al microbuckling. Questo sistema di cedimento è dovuto ad una zona in cui una certa quantità di fibre cede verso una determinata direzione creando un angolo di frattura che è compreso tra i 10° e i 30°. Questo meccanismo è principalmente dovuto alla matrice, raggiunto un certo livello di carico essa non è più in grado di evitare la deformazione delle fibre. Questo significa che la resistenza a compressione di un materiale composito può essere visto come una funzione della resistenza a taglio della matrice.

Nel caso della direzione ortogonale alle fibre i modi di rottura sono maggiormente legati alla matrice. Nel caso dell'applicazione di una forza di trazione può manifestarsi l'inizializzazione di una cricca nella matrice, nell'interfaccia o anche nella fibra.

2.5.1 Accenno sui criteri di resistenza

Nel caso di materiale isotropo e duttile i criteri di resistenza di Von Mises e Tresca risultano garantire un ottimo riscontro tra la modellazione numerica e l'effettiva resistenza del materiale sottoposto ad uno stato tensionale complesso. Per quanto riguarda i materiali compositi, indipendentemente dall' utilizzo di una matrice termoplastica (generalmente duttile) o una termoindurente, questi due criteri non trovano hanno trovato riscontro sperimentale nella valutazione della resistenza del materiale in presenza di stati di deformazione o tensione pluriassiale. Un ulteriore aspetto che ha portato alla formulazione di differenti criteri di resistenza è la loro anisotropia oltre che una differente risposta in trazione e compressione. Sarà quindi necessario eseguire delle prove o comunque reperire i dati in merito.

In letteratura sono presenti diversi criteri di resistenza, tra i più noti possono essere elencati:

 Massima tensione principale: il criterio della massima tensione principale si basa sull'assunzione secondo la quale la generica lamina sottoposta ad un sistema di carico sia in grado di resistere solamente se le tensioni nelle due direzioni principali risultano essere comprese all'interno del campo di resistenza a compressione e a trazione misurate mediante prove sperimentali. Lo stesso è valido per quanto riguarda la resistenza a taglio. Tale criterio può essere scritto, sotto forma di equazione come segue:

$$\begin{cases} S_{1}^{C} < \sigma_{1} < S_{1}^{T} \\ S_{2}^{C} < \sigma_{2} < S_{2}^{T} \\ |\tau_{12}| < \tau_{12,max} \end{cases}$$
(2.87)

Si noti che gli indici 1 e 2 sono riferiti alle direzioni principali della lamina e non alle tensioni principali. Tale criterio permette di calcolare in maniera semplice il livello di carico al quale la lamina risulta cedere. Di contro non viene considerato nessun tipo di accoppiamento tra le tensioni lungo direzioni differenti.

 Massima deformazione: tale criterio si basa sull'assunzione secondo la quale la generica lamina sottoposta ad un sistema di carico resista al sistema se il campo delle deformazioni risulta essere all'interno delle massime deformazioni sopportate dalla lamina prima che avvenga il cedimento. Il criterio della massima deformazione può essere scritto matematicamente come:

$$\begin{cases} \varepsilon_1^C < \varepsilon_1 < \varepsilon_1^T \\ \varepsilon_2^C < \varepsilon_2 < \varepsilon_2^T \\ |\gamma_{12}| < \gamma_{12,max} \end{cases}$$
(2.88)

Sotto l'ipotesi di stato tensionale piano per il quale sono valide le equazioni (2.33) e (2.34).

 Tsai-Hill: Questo criterio è stato formulato a partire da quello di Von Mises. In questa teoria si assume che la rottura di un materiale avvenga quando l'energia di deformazione raggiunge un determinato valore correlato alla resistenza tipica del materiale. Un aspetto da tenere in considerazione di questo criterio è la non distinzione tra resistenza a trazione e quella a compressione del materiale. Matematicamente la resistenza della lamina è garantita se vale la relazione:

$$\frac{\sigma_1^2}{S_1^2} - \frac{\sigma_1 \sigma_2}{S_1^2} + \frac{\sigma_2^2}{S_2^2} + \frac{\tau_{12}^2}{\tau_{12,max}^2} \ge 1$$
(2.89)



Fig. 2-19 Rappresentazione criteri di resistenza: massima tesnione, massima deformazione, Tsai Hill, nel caso di stato tensionale piano. [18]

 Tsai-wu, tale criterio è basato sulla massima energia di deformazione della lamina sottoposta ad una certa condizione di carico. Si assume che la singola lamina non ceda sotto tali condizioni se è soddisfatta la condizione sotto riportata:

$$F_{11}\sigma_1^2 + F_{22}\sigma_2^2 + F_{66}\tau_{12}^2 + F_1\sigma_1 + F_2\sigma_2 + F_{12}\sigma_1\sigma_2 \ge 1$$
(2.90)

$$F_{11} = \frac{1}{S_1^T S_1^C}; \quad F_{22} = \frac{1}{S_2^T S_2^C}; \quad F_1 = \frac{1}{S_1^T} - \frac{1}{S_1^C}; \quad F_2 = \frac{1}{S_2^T} - \frac{1}{S_2^C}; \\ F_{66} = \frac{1}{\left(\tau_{12,max}\right)^2}; \quad F_{12} \approx -\frac{1}{2}\sqrt{F_{11}F_{22}}$$

$$(2.91)$$

Nel caso di stato di tensione piano è rappresentato da un'ellisse non simmetrico rispetto alla bisettrice degli assi σ_1 e σ_2 come nel caso dei criteri di Von Mises e Tresca. Questo è spiegato sia dalla diversa resistenza del materiale a trazione e a compressione ma anche dal comportamento ortotropo.



Fig. 2-20 Rappresentazione del criterio di Tsai-Wu nel caso di stato tensionale piano. [18]

2.6 Caratterizzazione nell'ambito AM

Allo stato dell'arte attuale le attività di ricerca relative a questa tecnologia risultano essere ancora molto confinate e discordanti. I principali sforzi sono stati indirizzati alla caratterizzazione dei materiali, della microstruttura del filamento una volta depositato e alcuni approcci relativi alla modellazione di tali materiali.

Uno dei primi articoli scientifici presentati relativamente alla tecnologia del CFF è stato proposto da Garrett W. Melenka e Benjamin K.O. Cheung [19]in merito alla valutazione ed alla predizione sia delle proprietà a trazione di strutture realizzate mediante additive manufacturing di materiali compositi. Sono stati analizzati dei provini realizzati andando il rinforzo in Kevlar[®] deposizionato con una strategia concentrica fornito da Markforged.



Fig. 2-21 Provino per prova di trazione ASTM D638.[19]

I provini sono stati realizzati seguendo la normativa ASTM 638 relativa alla determinazione sia delle caratteristiche meccaniche a trazione dei materiali polimerici che di quelli rinforzati. Sono stati studiati differenti provini con rispettivamente 2, 4 e 5 anelli di rinforzo.


Fig. 2-22 Rappresentazione strategia di rinforzo e riempimento del provino. [19]

I provini ottenuti sono stati realizzati utilizzando quattro differenti tipologie di deposizione del materiale. I valori dei parametri di processo e delle dimensioni geometriche sono riportati In Fig. 2-33. Tali parametri geometrici sono successivamente stati utilizzati per la costruzione di un modello di omogeneizzazione delle proprietà (volume averaging method).

Print Parameters	
Layer Height (mm)	0.1
Infill Percentage (%)	10
Infill Orientation (degrees)	45
Number of infill layers	8
Shell Thickness (mm)	0.4
Number of Shells	2
Number of floor layers	4
Number of ceiling layers	4
Number of solid layers	8
Total number of layers	32

Fig. 2-23 Parametri geometrici per la costruzione del modello di volume averaging method.[19]

Il modello è stato utilizzato per la stima della rigidezza del provino a partire dalle proprietà elastiche dei due differenti materiali, polimero, kevlar[®]. Tale studio ha mostrato come all'aumentare del numero di filamenti di rinforzo la modellazione porta a dei risultati maggiormente affidabili. Sono inoltre state riportate alcune problematiche relative al cedimento dei provini nella zona di inizio deposizione della fibra.

Altri autori si sono concentrati sullo studio di questo processo. Frank van der Klift insieme agli altri autori di [21] il singolo filamento di carbonio fornito da Markforged ossia lo yarn di carbonio inglobato in una matrice di materiale termoplastico. La Fig. 2-34 estratta da tale studio mostra la sezione del filamento di rinforzo analizzata con microscopio digitale. Dagli esperimenti condotti, gli

autori hanno misurato che la frazione di volume delle fibre ottenuta pari a 34,5% e che il numero di fibre all'interno di un filamento è compreso tra le 950 e le 1000.



Fig. 2-24 Rappresentazione filamento di carbonio fornito da Markforged. Picture taken by the HiROX[®] digitalmicroscope KH-1300 at 700x magnification.[21]

Lo stesso studio ha riportato come le fibre di rinforzo mostrano un comportamento simile a Torayaca[®] T300 prodotto da Toray una fibra commerciale largamente utilizzata per la produzione di compositi con i metodi convenzionali di produzione. La Fig. 2-35 mostra le caratteristiche meccaniche a trazione dei provini ottenuti da mediate sulla intera sezione.

Property	Carbon CFF	T1-T5 printed coupons
Tensile Strength [MPa]	700	409
Tensile Modulus [GPa]	54	29.8
Tensile Strain at Break [%]	1.5	1.3

Fig. 2-25 Proprietà meccaniche ottenute a partire dai provini testati. [22]

G.D. Goh, V. Dikshit insieme agli altri autori di [23] hanno effettuato uno studio relativamente alla caratterizzazione meccanica sia a trazione, flessionale ed a indentazioni di provini realizzati utilizzando come fibra di rinforzo il filamento con fibre lunghe di carbonio.



Fig. 2-26 Ingrandimento relativo alle fibre a seguito della deposizione nel tratto di inversione del percorso. [23]

Oltre alle prove meccaniche hanno analizzato il filamento a seguito della deposizione delle fibre. Come è possibile vedere in Fig. 2-36, una buona parte delle fibre contenute nel filamento sono state portate a rottura dal processo a causa della zona a forte curvatura. È stato analizzato che il raggio di curvatura durante la deposizione delle fibre risulta essere circa pari ad un millimetro.



Fig. 2-27 Ingrandimento del filamento di rinforzo prima della deposizione e dopo la deposizione nel tratto rettilineo. [23]

Dagli stessi autori è stato analizzato il filamento prima e dopo la deposizione in modo da valutare la variazione della forma dovuta al processo. Nella immagine in alto a sinistra (a) è mostrato come il filamento di rinforzo consista di diverse fibre. Le due immagini successive mostrano invece la forma prima e dopo la deposizione del filamento di rinforzo. Entrambi i filamenti sono stati rotti a temperatura ambiente e successivamente fotografati. Il diametro iniziale del filamento composito è stato riportato essere di 370 µm. La larghezza di estrusione della singola fibra circa pari a 1 mm. I filamenti di rinforzo sono stati successivamente depositati andando a creare un overlap di una zona di circa 0.25 mm. L'ultima rappresenta invece la distribuzione dei pori all'interno della struttura.

Andrew N. Dickson e James N. Barry insieme agli altri autori di [24] hanno realizzato provini sia di trazione che di flessione. Sono stati realizzati di Kevlar[®], fibra di vetro e carbonio. I provini di Kevlar[®] e vetro possedevano differenti spessori del layer. Hanno inoltre analizzato il filamento di rinforzo a seguito della deposizione evidenziando la presenza di zone con inclusioni di aria.



Fig. 2-28 Porosità all'interno del filamento di rinforzo a seguito della deposizione

La normativa di riferimento per il testing considerata per la caratterizzazione geometrica è stata la ASTM D3039. Hanno inoltre dato una prima stima dei tempi di fabbricazione tipici. Risultati compresi tra i 90 e 120 minuti per un singolo campione.

Table 1

Tensile test results – To simplify the naming convention, the patterns are labelled as 'A' and 'B' for 'Concentric' and 'Isotropic' respectively. The composites were fabricated using Carbon (CF), Kevlar (KF) and Glass fibres (GF).

Specimen	Tensile Strength (Mpa)	St dev	Elongation at break (%)	St dev	Elastic Modulus (Gpa)	St dev
Nylon	61	1	439.00	2.55	0.53	0.02
CF_A	216	26	4.22	0.9	7.73	0.39
KF_A	150	10	4.23	0.8	3.61	0.54
KF_B	164	9	4.98	0.32	4.37	0.59
GF_A	194	1	8.97	0.43	3.12	0.15
GF_B	206	5	8.42	0.57	3.75	0.89

Table 2

Flexural strength, modulus and toughness results obtained for nylon and the nylon composites. The patterns are labelled as 'A' and 'B' for 'Concentric' and 'Isotropic' respectively. The composites were fabricated using Carbon (CF), Kevlar (KF) and Glass fibres (GF).

Specimen	Flexural modulus (GPa)	St dev	Flexural strength (MPa)	St dev	Flexural toughness (J/m ²)	St dev
Nylon	1.06	0.07	41.98	0.78	262.32	4.21
CF_A	13.02	1.04	250.23	14.61	356.51	28.00
GF_B	4.21	0.32	196.75	8.06	693.88	68.50
GF_A	3.87	0.07	165.79	5.79	650.90	29.19
KF_B	6.65	0.23	125.80	3.27	390.62	16.66
KF_A	4.61	0.21	106.60	1.34	367.12	15.18

Fig. 2-29 Caratteristiche meccaniche ottenute da [24].

In Characterization of 3D printed long fibre reinforced composites di J. Justo, L. Távara, L. García-Guzmán, F. París si sono effettuate alcune prove sia di trazione che di compressione per la

determinazione delle caratteristiche meccaniche del filamento di rinforzo sia in carbonio che in fibra di vetro. Sono stati prodotti provini secondo la normativa ASTM 3039, effettuando le prove di trazione e mostrando come la resistenza a trazione risulti essere molto simile a quella riportata dal datasheet. Il modulo elastico risulta essere invece superiore.

Test	Property	Mean	Standard deviation	Covariance	Specific property
Tensile 0*	$X_T = E_{11} = \nu_{12}$	701.41 MPa 68.08 GPa 0.35	70.00 MPa 5.99 GPa 0.03	9.98% 8.79% 9.40%	588.43 kN m/kg 57.11 MN m/kg -
Compression 0*	X_C E_{11c}	223.06 MPa 52.99 GPa	29.92 MPa 0.97 GPa	13.41% 1.83%	187.14 kN m/kg 44.45 MN m/kg
Compression 90°	YC	41.83 MPa	3.20 MPa	7.65%	35.09 kN m/kg
able 2 0% fibre volume fraction A Test	LM glass fibre composite n Property	nechanical properties. Density o Mean	of the glass fibre laminate is 1414 kg/ Standard deviation	m ^a . Covariance	Specific propert
able 2 9% fibre volume fraction A Test Tensile 0°	LLM glass fibre composite m Property X _T	Mean 574.58 MPa	of the glass fibre laminate is 1414 kg/ Standard deviation 35.67 MPa	m ³ . Covariance 6.21%	Specific property 406.35 kN m/kg
uble 2 96 fibre volume fraction A Test Tensile 0°	LLM glass fibre composite n Property X _T E ₁₁ V12	Mean 574,58 MPa 25,86 GPa 0,37	of the glass fibre laminate is 1414 kg/ Standard deviation 35.67 MPa 1.90 GPa 0.04	m ³ . Covariance 6.21% 7.36% 11.38%	Specific property 406.35 kN m/kg -
hble 2 % fibre volume fraction A Test Tensile 0° Compression 0°	ALM glass fibre composite n Property X _T E ₁₁ V ₁₂ X _C E _{11c}	Mean 574,58 MPa 25.86 GPa 0.37 82.00 MPa 19.49 GPa	of the glass fibre laminate is 1414 kg/ Standard deviation 35.67 MPa 1.90 GPa 0.04 3.18 MPa 1.43 GPa	m ³ . Covariance 6.21% 7.36% 11.33% 3.88% 7.31%	Specific property 406.35 kN m/kg – 57.99 kN m/kg 13.78 MN m/kg
Ible 2 % fibre volume fraction A Test Tensile 0* Compression 0* Tensile 90*	LLM glass fibre composite n Property Xr El1 Pr2 Xc El1c Yr E22	Mean 574,58 MPa 25.86 GPa 0.37 82.00 MPa 19.49 GPa 9.84 MPa 1.13 GPa	of the glass fibre laminate is 1414 kg/ Standard deviation 35.67 MPa 1.90 GPa 0.04 3.18 MPa 1.43 GPa 1.01 MPa 0.09 GPa	m ³ . Covariance 6.21% 7.36% 11.38% 3.88% 7.31% 10.14% 8.12%	Specific propert 406.35 kN m/kg 18.29 MN m/kg - 57.99 kN m/kg 13.78 MN m/kg 0.80 MN m/kg
hble 2 96 fibre volume fraction A Test Tessile 0* Compression 0* Tensile 90* Compression 90*	LLM glass fibre composite n Property Xr Eli1 Pri2 XC Eli1c Yr Eli2 Yr Eli2 YC YC	Mean 574,58 MPa 25,86 GPa 0.37 82.00 MPa 19.49 GPa 9.84 MPa 1.13 GPa 12.73 MPa	of the glass fibre laminate is 1414 kg/ Standard deviation 35.67 MPa 1.90 GPa 0.04 3.18 MPa 1.43 GPa 1.01 MPa 0.09 GPa 1.23 MPa	m ³ . Covariance 6.21% 7.36% 11.38% 3.88% 7.31% 10.14% 8.12% 9.64%	Specific propert 406.35 kN m/kg 18.29 MN m/kg - 57.99 kN m/kg 13.78 MN m/kg 0.80 MN m/kg 9.00 kN m/kg

Fig. 2-30 Caratteristiche meccaniche ottenute da J. Justo, L. Távara, L. García-Guzmán, F. París. [25]

È inoltre stata riportata alcuni filmenti di fibra di vetro appena depositati. La larghezza reale del filamento depositato risulta essere nell'intorno dei 0.9 mm. Gli autori hanno inoltre messo in evidenza come l'ondulazione delle fibre sia bassa. Si ha inoltre che rispetto alla fibre di carbonio, quelle di vetro non presentano rottura nell'intorno della zona di inversione della direzione.



Fig. 2-31 Analisi deposizione filamento di fibra di vetro. [25]

Un ulteriore studio svolto da Haider Al Abadia [26], si è concentrato sulla caratterizzazione e modellazione delle proprietà meccaniche dei provini ottenuti a partire da questa tecnologia. Nella Fig. 2-41 sono mostrate le caratteristiche meccaniche ipotizzate in fase di modellazione a partire da prove effettuate sulla normativa ASTM 3039 di provini con fibre orientate a 0° e a 90°.

Adopted elastic material properties of the printed materials [45].							
Material Properties	Carbon	Kevlar	Glass	Nylon			
Longitudinal elastic modulus $-E_1$ (MPa)	85,000	30,000	25,000	380			
Transvers elastic modulus – E ₂ (MPa)	26,000	10,000	5,000	380			
In-plane shear modulus – G ₁₂ and G ₂₃ (MPa)	5,000	5,000	1,000	141			
Poisson's ratio $-\nu_{12}$	0.3	0.2	0.2	0.35			
Axial strength in tension $-f_{IT}$ (MPa)	850	600	560	56			
Axial strength in compression – f_{IC} (MPa)	680	480	448	45			
Transvers strength in tension – f_{2T} (MPa)	33	600	560	32			
Transvers strength in compression $-f_{2C}$ (MPa)	131	480	448	10.4			
Shear strength in tension $-f_{15}$ (MPa)	29	40	40	7.4			
Shear strength in compression – f_{2S} (MPa)	29	40	40	11.2			

Fig. 2-32 Proprietà meccaniche assunte nello studio di Haider Al Abadia. [26]

. . . .

Un ulteriore studio effettuato in merito a questa tecnologia è stato condotto da M.A. Camineroa [27]. Rispetto alle caratterizzazioni meccaniche di trazione e compressione presentate nei precedenti articoli, gli autori si sono concentrati sulla resistenza interlaminare. Sono stati realizzati dei provini per la prova di flessione su tre punti. Questi sono stati prodotti con tre differenti spessori del layer, rispettivamente 0.1, 0.125 e 0.2 mm. A seguito delle prove di flessione è stato messo in evidenza come la resistenza interlaminare a taglio (ISS) sia funzione dello spessore del layer (Fig. 2-43 (a)). Prove analoghe sono state condotte variando il tipo filamento di rinforzo utilizzando due differenti stacking sequences (type A, type B). Nella Fig. 2-43 sono rappresentati i risultati ottenuti dallo studio.



Fig. 2-33 Rappresentazione resistenza interlaminare al variare dello spessore del layer e della tipologia di rinforzo. [27]

La letteratura presente in merito a questa tecnologia è ad oggi ancora molto limitata. L'influenza delle fibre di rinforzo sulle prestazioni del materiale è stata affrontata con differenti approcci normativi. I risultatati ottenuti negli studi sulle caratterizzazioni di tale materiale risultano

comunque portare a risultati differenti. Nessuno degli studi analizzati ha presentato inoltre il reale comportamento, a livello sperimentale, di laminato genericamente orientato, ne in merito all'influenza degli effetti di inversione sulle caratteristiche finali del componente. Camineroa [27] ha analizzato l'influenza dello spessore del layer sulla resistenza interlaminare così come quella della tipologia di rinforzo. Si noti però che il layer il rinforzo in carbonio presenta uno spessore di layer differente rispetto a quello delle altre tipologie di rinforzo.

3 Campagna sperimentale

3.1 La macchina MarkTwo®



Fig. 3-1 La macchina, MarkTwo[®] di Markforged.

Alla fine del 2014, l'azienda americana Markforged realizza la prima macchina, MarkOne[®], in grado di produrre componenti caricati con fibre lunghe a matrice termoplastica di Nylon mediante tecnologia FDM. Due anni dopo, la stessa azienda presenza il modello MarkTwo[®]. Entrambe le macchine sono in grado di processare il filamento fornito dalla casa madre sia rinforzato mediante fibre che del semplice Nylon. Come tutti i sistemi di AM, il file di input al software è la geometria CAD 3D del componente in formato STL o OBJ. La macchina è dotata di un software proprietario Eiger che permette la gestione si alcuni dei parametri fondamentali del processo. Questa è un sistema chiuso anche dal punto di vista dei materiali poiché non è consentito l'uso di materiali diversi da quelli forniti dall'azienda Markforged.Il volume di lavoro della MarkTwo[®], definito dalle massime dimensioni dell'oggetto realizzabile (Tab. 3-1). Le dimensioni massime dei componenti producibili possono essere paragonate agli altri sistemi di fabbricazione additiva che sfruttano la tecnologia FDM.

Tab. 3-1 Dimensioni massime del volume di lavoro della MarkTwo®.

Volume di lavoro	X	Y	Z		
[mm]	320	132	160		

I materiali utilizzati come matrice utilizzabili sulla MarkTwo® sono solamente due, il Nylon 6 e l'Onyx. Quest'ultimo è anch'esso un materiale composito ottenuto tramite l'addizione di fibre corte di carbonio ad una matrice di Nylon. Le caratteristiche di questi due materiali riportate nel datasheet sono elencate in Tab. 1-3. Il prezzo di questi materiali risulta però estremamente elevato se confrontato con quello fornito da altri produttori di filamento o del pellet di Nylon. Il prezzo di quest'ultimo si attesta attorno ai 1-5 €/1000 cm³ lo stesso materiale fornito da Markforged costa 169 \$ per 800 cm³. Il vantaggio di questo processo è invece notevole dal punto della rigidezza andando ad utilizzare le fibre di rinforzo. Sono ad oggi disponibili quattro differenti tipi di filamento di rinforzo con fibre lunghe: fibra di carbonio, fibre aramidiche (Kevlar®), fibra di vetro e high strenght high temperature glass HSHT. Tutti i filamenti forniti sono costituiti sia da una certa percentuale di fibre che da una di matrice, andando a realizzare un composito preimpregnato. Le principali caratteristiche meccaniche dei filamenti di rinforzo forniti da Markforged sono riportati nellaTab. 3-2.

.

Proprietà	Normativa di	Carbonio	Kevlar®	Fibra di	HSHT Glass
	riferimento			vetro	
Modulo di Young a trazione	ASTM D3039	54	27	21	21
(GPa)					
Tensione a rottura (MPa)	ASTM D3039	700	610	590	600
Deformazione a rottura (%)	ASTM D3039	1.5	2.7	3.8	3.9
Resistenza a flessione (MPa)	ASTM D790	470	190	210	420
Modulo di flessione (GPa)	ASTM D790	51	26	22	21
Deformazione flessionale a	ASTM D790	1.2	2.1	1.1	2.2
rottura (%)					
Modulo di Young a compressione	ASTM D6641	54	28	21	21
(GPa)					
Resistenza a compressione	ASTM D6641	320	97	140	192
(MPa)					
Deformazione a rottura	ASTM D6641	0.7	1.5	n.a	n.a
(compressione) (%)					
Temperatura di rammollimento	ASTM D648	105	105	105	150
(°C)					
Resistenza ad impatto Izod (J/m)	ASTM D256-	958	1873	2603	3117
	10				

 Tab. 3-2 Proprietà meccaniche filamenti di rinforzo, datasheet Markforged. [17]

Essendo un sistema basato sulla tecnologia FDM, il materiale riscaldato ad una temperatura maggiore di quella di transizione vetrosa viene depositato per estrusione. Il compito di riscaldare il materiale è affidato all'ugello che solitamente è avvolto da una resistenza elettrica che fornisce il calore. Affinché il materiale estruso dall'ugello possieda delle caratteristiche ripetibili e raggiunga una determinata viscosità tale da poter essere depositato efficacemente, la temperatura dell'ugello è controllata mediante sensori di temperatura.

Il funzionamento della macchina durante la disposizione di filamento rinforzato può essere riassunto nei seguenti step:

- L'ugello viene riscaldato fino alla temperatura di deposizione della matrice
- Il filamento di rinforzo in fibra viene spinto attraverso l'ugello
- La resina termoplastica viene fusa e il composito viene posizionato sopra la base di costruzione, seguendo un percorso utensile definito dal software.
- Il materiale depositato, entrando a contatto con la base di deposizione o con i precedenti layers deposti. A seguito dello scambio termico con l'ambiente la matrice solidifica andando a prendere forma, lo stesso può essere detto per il filamento di composito.
- Una volta che l'intero strato è stato depositato, la base di stampa viene movimentata lungo l'asse Z, iniziando nuovamente la deposizione dei layer.

La Fig. 3-2 mostra la testa di deposizione essa è compostadai due differenti ugelli, il sistema di di riscaldamento del polimero, il sistema di gestione della temperatura ed il meccanismo di taglio del filamento di rinforzo. Nel riquadro a sinistra (azzurro) è mostrato l'ugello addetto all'estrusione del polimero, Nylon o dell'Onyx. Il riquadro di destra (rosso) mostra invece l'ugello addetto alle fibre di rinforzo. I due ugelli hanno diametri sensibilmente diversi a causa della diversa natura e dimensione del filamento utilizzato. È inoltre possibile vedere all'esterno dei due ugelli di deposizione si abbia un sistema di isolamento termico per evitare la dispersione del calore dalla zona efficace.

La testa di deposizione è montata su una struttura gantry che garantisce una buona rigidezza dell'interno sistema. Gli assi sono ottenuti a partire da guide prismatiche, l'asse X è fisso sulla struttura, mentre l'asse Y viene movimentato attraverso un sistema a cinghie.



Fig. 3-2 Rappresentazione ugelli di estrusione dei filamenti e servomotore di taglio del filamento di rinforzo.

La solidificazione del polimero a seguito della deposizione è dovuta all'azione combinata della conduzione tra il materiale appena depositato con i layer precedenti e la convezione forzata favorita dalla piccola ventola di raffreddamento (centrifuga). Quest'ultima è solidale alla testa di deposizione e l'aria viene forzata in direzione degli ugelli tramite un condotto. All'interno del riquadro in verde

in Fig. 3-2 è mostrato il servo meccanismo addetto al taglio della fibra. Tale meccanismo viene attivato automaticamente alla fine della deposizione della fibra di rinforzo. Non essendo il sistema di taglio posizionato all'estremità dell'ugello, esiste una minima lunghezza della fibra che può essere deposta. Tale lunghezza si attesta sull'ordine delle decine di millimetri.



Fig. 3-3 Servomotori per l'adduzione del materiale.

L'adduzione del materiale agli ugelli viene effettuata attraverso due meccanismi rispettivamente per il filamento di rinforzo e per la matrice polimerica. I due meccanismi vengono comandati attraverso dei motori passo-passo in maniera tale da avere un elevato controllo della quantità deposta.



Fig. 3-4 Struttura Gantry della macchina con guide trapezie. Sulla sinistra è mostrato il sistema di conservazione del filamento polimerico.

La Fig. 3-5 mostra uno schema del circuito dei filamenti, posizione degli estrusori e teste di deposizione. È possibile inoltre individuare la posizione dei motori atti alla gestione dell'adduzione del materiale.



Fig. 3-5 Schema della macchina con evidenza del circuito di adduzione dei materiali. [27]

3.2 Software

Come nel caso di qualsiasi processo di fabbricazione additiva, una volta ottenuto il modello CAD del componente ed essere salvato in formato STL, ed importato in un software CAM che provveda ad effettuare lo slicing del componente. Una volta effettuato lo slicing, il software CAM provvede al calcolo del percorso effettuato dalla testa di deposizione per andare a aggiungere materiale. Nel caso della Markforged, il software, Eiger, è proprietario. All'interno di Eiger successivamente all'operazione di slicing è necessario definire tutti i parametri necessari alla produzione dei layer di rinforzo. Nel caso in cui si scelga di non utilizzare fibre di rinforzo è possibile scegliere lo spessore dei layers (no slicing adattativo), mentre l'utilizzo dei filamenti rinforzati impone un determinato valore di layer thickness. Sia i due tipi di fibra di vetro che il Kevlar[®] utilizzano uno spessore del singolo strato di 0.1 mm, mentre il filamento con fibra di carbonio utilizza uno spessore di 0.125 mm. Questi due valori sono costanti e vengono utilizzati per l'intero componente, per cui scelto il tipo di rinforzo, il componente verrà affettato con lo stesso spessore di layer. Dovrà essere considerato che il componente finale, una volta definito l'orientamento in macchina, avrà una dimensione lungo z multiplo intero dello spessore del singolo strato.

Importato il file STL all'interno di Eiger dovranno essere impostate le diverse opzioni disponibili per la fabbricazione del componente. Definito il materiale polimerico da utilizzare tra i due disponibili (Nylon e Onyx), potrà essere scelto il filamento di rinforzo. Successivamente sarà necessario scegliere l'orientamento del componente all'interno del sistema di riferimento della macchina. Il componente verrà posizionato di default tale da avere almeno un ponto di contatto con il piano a z=0 e mantenere invariata l'orientazione utilizzata in durante la fase di modellazione CAD. Una volta scelta l'orientazione del pezzo andrà a definire univocamente in quale piano potranno essere deposte le fibre.

Material		•
Reinforcement Material		
Printer Type		·
Desktop Series (Onyx, Mark	(Two)	val Rotation
X 0 Y 0	Z	0
art Settings		\bigcirc
Material Settings		\bigcirc
Reinforcement Settings		\bigcirc

Fig. 3-6 Sezione principale di gestione delle impostazioni di deposizione di Eiger.

Le impostazioni disponibili sul software sono suddivise in tre categorie. La prima fa riferimento al vero e proprio processo, all'utilizzo di supporti e altri sistemi per migliorare o renderlo più stabile. La seconda permette di scegliere la tipologia di filling. L'ultima permette di iniziare a gestire la parte relativa al rinforzo. Questa è successivamente modificabile layer per layer una volta salvate le prime impostazioni.

3.2.1 Part Settings

Tra le prime impostazioni gestibili all'interno del part setting è disponibile la sezione relativa ai supporti. L'utilizzo dei supporti non è obbligatorio e può essere gestito in maniera manuale l'angolo al di sotto del quale il software provvederà alla loro generazione automatica. I supporti non possono essere modificati. Nel caso in cui non vengano utilizzati, il software provvede ad informare l'utente attraverso una flag della possibilità di ottenere un componente dalla bassa qualità superficiale. L'utilizzo dei supporti è solitamente consigliabile nel caso in cui la geometria del componente non sia stata specificamente progettata per un processo FDM. Mediante la funzione Raise Part sarà possibile realizzare 20 layer con bassa percentuale di filling che permettono il distacco del componente in maniera semplice dalla tavola di lavoro. Expand Thin Features è un'impostazione relativa a componenti caratterizzati da zone a spessore sottile. Quest'ultima permette di preservare la geometria complessiva del componente a discapito di precisione dimensionale. Infatti, specialmente per dettagli di spessori inferiori al millimetro il processo potrebbe non essere in grado di conferire adeguata resistenza a tali zone. In conseguenza di ciò la parte realizzata potrebbe avere bassissima finitura superficiale o filamenti completamente fuori dalla regione.



Fig. 3-7 Part setting (Eiger).

3.2.2 Material Settings

All'interno della sezione relativa alle impostazioni dei materiali è possibile modificare tre impostazioni principali. Il Fill pattern permette di scegliere con quale geometria riempire la sezione del componente una volta effettuati i perimetri esterini. I pattern disponibili sono quattro: triangular fill, exagonal fill, rectangular fill e solid fill. I primi tre pattern sono riportati in Fig. 3-8.



Fig. 3-8 Rappresentazioni differenti tipi di riempimento.

Una volta definita la geometria dell'infill si può definire la percentuale di riempimento dei patterns. Il solid fill risulta essere l'equivalente del materiale pieno, la sua percentuale, sempre pari al 100 % non può essere modificata. Allo stesso tempo la stessa strategia di deposizione può essere utilizzata selezionando il rectangular fill con percentuali dallo 0 al 92 %. Il triangular e l'esgonal infill possiedono delle percentuali di riempimento intermedie. Il range all'interno del quale è possibile utilizzare il tipo a geometria esagonale va dal 17% fino al 61%. A cosa si riferisca la % di infill non è noto, modificando tale parametro si riducono o aumentano le dimensioni degli esagoni e dei triangoli. Nel caso di applicazioni strutturali si utilizza principalmente il solid infill. Questa scelta, nonostante comporti un maggiore utilizzo di materiale e tempo necessario alla realizzazione del componente, è dettata anche dall'assenza di informazioni relative alle prestazioni meccaniche.



Fig. 3-9 Parametri gestibili all'interno della sezione relativa al material setting.

Le ulteriori impostazioni disponibili risultano essere relative al numero di perimetri e di laver di solo polimero da utilizzare per le superfici esterne del componente. Vengono definiti i Roof & Floor Layers come il numero di strati alle due o più coordinate z estreme del pezzo. Di default vengono impostati sia per il Roof & Floor Layers che per i Wall layers 4 strati di polimero senza avere la possibilità di inserire fibre di rinforzo. Sarà quindi cura del progettista tenere in considerazione il fatto che il componente realizzato dovrà essere modellato con un certo offset. Tale numero di layer può essere modificato e ridotto fino ad 1, questo però comporta un segnale di warning da parte del programma, il quale indica che il componente realizzato potrebbe non essere resistente ad eventuali infiltrazioni di acqua e che la rugosità e finitura superficiale potrebbero diminuire. Tale valore, nel caso di un componente realizzato con un rinforzo in carbonio dovrebbe essere pari a 0.125 mm per ogni layer di protezione selezionato in fase di realizzazione. Il motivo di tale impostazione potrebbe ricercarsi nella qualità delle superfici finale e iniziale e di come, per garantire un sufficiente finitura superficiale Eiger obblighi ad utilizzare i primi e gli ultimi strati di solo polimero, come per altro accade già sulle superfici verticali. Nella Fig. 3-10 si è mostrato come la sezione riempita dalla strategia di filling vada a modificarsi al variare del numero di walls selezionati nelle impostazioni.



Fig. 3-10 Rappresentazioni dell'effetto del numero di walls sulla sezione rinforzabile.

Il ruolo di questi perimetri è fondamentale per garantire una buona finitura superficiale dell'oggetto. Inoltre, la velocità con cui gli estrusori depositano i perimetri esterni risulta essere inferiore rispetto a quella di riempimento della restante parte della sezione. L'utilizzo di un elevato numero di walls ha come principale svantaggio di ridurre la sezione disponibile all'interno della quale poter inserire il filamento rinforzato da fibre.

3.2.3 Reinforcement Settings

La gestione del filamento di rinforzo può essere eseguita sia all'interno dei Reinforcement Settings che in seguito. Durante questa prima fase di gestione del processo è possibile definire il numero degli strati di rinforzo, la tipologia di strategia di rinforzo oltre che una primitiva sequenza di stacking. Il numero totale di layer di rinforzo può essere scelto all'interno della finestra tra nessun rinforzo e rinforzare tutti i vari layer. Come impostazione di default il numero di layer viene successivamente suddiviso equamente sugli strati caratterizzati dalla massima e minima coordinata z.



Fig. 3-11 Reinforcement setting per la gestione delle strategie di deposizione del filamento di rinforzo.

Definite le impostazioni generali è possibile passare alla parte relativa alla vera e propria gestione delle fibre di rinforzo. Il software permette l'utilizzo di due differenti strategie di rinforzo chiamate anche Fiber Fill Type. Queste possono essere sia utilizzate separatamente che combinate insieme per permettere di rinforzare in maniera differente lo strato singolo.

Le Fig. 3-12 e 3-13 mostrano alcuni tipi di logica di deposizione del filamento di rinforzo. In particolare è rappresentato il singolo strato rinforzato mediante la deposizione di strati a 30° e -30°. Si nota come, a causa della presenza del foro nel componente preso in esame, il rinforzo non è applicato su tutto il componente ma solamente nella zona in cui il filamento non subisce continue deviazioni a causa del percorso utensile. Tali figure sono state ottenute scegliendo un rinforzo isotropico senza inserire nessun anello di rinforzo concentrico.

Le due strategie di deposizione del filamento di rinforzo differiscono in quanto la prima utilizza un riempimento, quando possibile dell'intera sezione, seguendo l'angolo impostato nella finestra di Editing (Fig. 3-11). Il rinforzo di tipo concentrico viene solitamente utilizzato per generare una superficie rinforzata anche sui piani X-Z e Y-Z. Le superfici ottenute saranno caratterizzate da

filamenti disposti lungo il profilo del perimetro senza la possibilità di deporre con angolazioni differenti. Tale tecnologia può essere infatti assimilata ad una macchina a due assi e mezzo. Nelle zone di inversione del filamento, a seguito della deposizione delle fibre, la macchina provvede alla deposizione di una certa quantità do polimero in maniera tale da aumentare la densità complessiva del componente.

Markforged Libr	ary / Part / Internal View	Search	٩	0 1	I 🗎	۴	0	≡
Logo Keycha Francesco Podda	ain Nylon	V Documentation	• Visibility	2D 3D	Editing Layer: 5 / Use Fiber	30		
Part Stats (up to layer 5)					Fiber Fill Type	Isotro	pic Fiber	•
Sest. print time	12m / 50m				Concentric Fiber	Rings		0
Nylon	0.55 / 2.46 cm ³				Start Rotation Pe	rcent	11	
Carbon Fiber	0.08 / 1.01 cm ³				Fiber Angle		30	
Material Cost	0.35 / 3.52 USD				Pause After Laye	r		\bullet
		2 - 23 - 23 - 23 - 23 - 23 - 23 - 23 -						
						Revert		
						Save		
Editing L	ayer: 5 / 30			0.625mm				
Materials								

Fig. 3-12 Strategia di rinforzo isotropico a -30°.

A partire dalla Fig. 3-12 e Fig.3-13 si vede chiaramente come i due percorsi utensile siano simmetrici garantendo quindi una certa ripetibilità delle proprietà, almeno a livello software.

Markforged Library / Part	t / Internal View	Search	٩	9 [3 Ê	A Ø	≡
Logo Keychain N Francesco Podda	lylon	V Documentation	• Visibility 2D	3D	Editing Layer: 6 / 30 Use Fiber		
Part Stats (up to layer 6)					Fiber Fill Type	Isotropic Fib	er 🔻
🕓 Est. print time 14m / 5	50m				Concentric Fiber Ri	ngs	0
Nylon 0.59 / 2	2.46 cm ³				Start Rotation Perce	ent 14	
Carbon Fiber 0.16 / 1	1.01 cm ³				Fiber Angle	-30	
Material Cost 0.60 / 3	3.52 USD				Pause After Layer		
		<u>00 00 00 00 00 00 00 00 00 00 00 00 00 </u>				2004	
					'	кечеп	
						Save	
Editing Layer: 6 /	30			0.75mm			
Materials							

Fig. 3-13 Strategia di rinforzo isotropico a -30°.

Nel caso si debbano realizzare manufatti per i quali sia necessario rinforzare le zone in prossimità dei fori è possibile, selezionando l'opzione 'inner holes only' nella sezione WALLS TO REINFORCE,

depositare il filamento circonferenzialmente nell'intorno del foro. Questo permette di aumentare la rigidezza del componente solamente nella zona in prossimità della cavità senza dover necessariamente riempire l'intero layer di filamento di rinforzo (Fig. 3-14).



Fig. 3-14 Strategia di rinforzo "inner holes only".

Tra i vari parametri su cui è possibile intervenire è indispensabile, nel caso in cui sia noto il carico a cui dovrà essere sottoposto il componente, sullo START ROTATION PERCENT. Ipotizzando infatti che il componente mostrato nelle figure precedenti sia sottoposto ad un carico di trazione, la scelta del punto di inizio di deposizione delle fibre influenza in maniera non trascurabile la rigidezza e la resistenza finale del componente. Si confrontino a questo proposito la Fig. 3-15 e Fig. 3-16, nella prima è stato impostato uno START ROTATION PERCENT prossimo al 50 % in maniera tale da non avere né discontinuità né variazioni dell'orientazione delle fibre nella zona centrale del layer. La discontinuità è presente e impostata nella zona semicircolare sulla sinistra.



Fig. 3-15 Strategia di rinforzo di tipo concentrico, inizio deposizione nella zona iniziale.

Per la rappresentazione della Fig. 3-16 è stato invece impostato un valore del 30%. Nella zona evidenziata in rosso si ha una discontinuità delle fibre senza che venga applicato un overlap in modo da ripristinare almeno in parte la rigidezza. Oltre all'aspetto appena citato si vede come il percorso di deposizione, nella zona in cui sono presenti le interruzioni del filamento, porti ad una variazione dell'angolo delle fibre. Questa variazione della direzione di rinforzo porta al modificarsi della rigidezza in maniera asimmetrica che sarà sicuramente la causa del cedimento del componente. Facendo riferimento alla Fig. 2-15, relativa al modulo di Young di un generico materiale composito unidirezionale in funzione dell'angolo di applicazione del carico, si vede chiaramente come la rigidezza ad un angolo prossimo ai 45° sia essenzialmente uguale a quella della matrice. In tale zona è quindi presente una sezione di effettivo rinforzo inferiore, oltre al fatto che in quella zona esiste un punto in cui avviene un riempimento della sezione mediante polimero.



Fig. 3-16 Strategia di rinforzo di tipo concentrico, inizio deposizione nella zona centrale.

Fino ad ora sono state mostrate solamente la strategia concentrica e quella isotropica. Il software di rinforzo permette di combinare le due differenti strategie in modo tale da avere delle caratteristiche intermedie nel caso in cui vengano orientate le fibre centrali. Nelle impostazioni del software, Eiger, sono stati scelti 3 anelli concentrici sul perimetro esterno del componente ed il riempimento della sezione mediante fibre disposte lungo l'asse maggiore (0°). Un aspetto necessario da tenere presente è come il software provveda automaticamente ad individuare e riempire con matrice di Nylon le zone in cui non è possibile, in base al percorso utensile da lui deciso, inserire ulteriore rinforzo. Questo porta ad una riduzione della percentuale di fibre presente nella sezione già limitata dalla bassa percentuale di frazione volumica del filamento fornito da Markforged.

Markforged Lib	rary / Part / Internal View	Search	٩	0		A	≡
Logo Keych Francesco Podda	ain Nylon	V Documentation	• Visibility 2	3D	Editing Layer: 8 / 3	0	
Part Stats (up to layer 8					Fiber Fill Type	Isotropic Fibe	er 🔻
Est. print time	17m / 50m				Concentric Fiber R	ings	3
Nylon	0.68 / 2.46 cm ³				Start Rotation Perc	cent 57	
Carbon Fiber	0.34 / 1.01 cm ³				Fiber Angle	0	
Material Cost	1.15 / 3.52 USD				Pause After Layer		
			unnnnn C				
						Revert	
						Save	
Editing	Layer: 8 / 30			1mm			
Materials							

Fig. 3-17 Combinazione strategie di rinforzo e filling dei gap tra i filamenti.

La Fig. 3-18 e 3-19 mostrano i percorsi utensile dei layer di polimero. Non è infatti possibile realizzare un componente che possieda filamento di rinforzo in tutto lo spessore. Almeno due layer inferiormente e due superiormente dovranno essere solamente polimerici. La produzione di questi layer avviene seguendo tre step successivi:

- Deposizione dei perimetri esterni
- Deposizione dei perimetri dei dettagli interni
- Riempimento della sezione mediante strategia a +-45°

Come per quanto riguarda i layer polimerici chiamati Roof & Top, anche per il numero di perimetri non è possibile portare a zero tale valore.

Logo Keychain Nylon Visibility 20 3D Francesco Podda	Editing Layer: 2 / 30
Part Stats (up to layer 2)	Pause After Layer
C Est. print time 7m / 51m	
Nylon 0.25 / 2.39 cm ³	
Carbon Fiber 0.00 / 1.07 cm ³	
Material Cost 0.05 / 3.69 USD	
	Revert
	Save
Editing Layer: 2 / 30 0.25mm	
Materials	

Fig. 3-18 Riempimento "solid" del generico layer di Nylon (-45°).

In base alle considerazioni presentate sopra sarà quindi necessario, durante la fase di progettazione del componente considerare questi 4 layer di materiale polimerico, tali layer presentano uno spessore complessivo dai 0,4 mm fino ai 0,8 mm. Questo dovrà necessariamente essere tenuto in considerazione nel caso si voglia realizzare un componente con la maggior quantità di rinforzo possibile. Questi potrebbero essere rimossi attraverso una lavorazione finale. Durante la realizzazione del modello CAD 3D dovrà essere considerato quel materiale che successivamente verrà rimosso di minimo 0,4 mm.

Logo Keyc Francesco Podda	nain Nylon	Documentation	⊙ Visibility 2D 3D	Editing Layer: 3 / 30 Use Fiber
Part Stats (up to layer	3)			Pause After Layer
Est. print time	8m / 51m			
Nylon	0.38 / 2.39 cm ³			
Carbon Fiber	0.00 / 1.07 cm ³			
Material Cost	0.08 / 3.69 USD			
				Revert
				Save
Editin	J Layer: 3 / 30		0.375mm	
Materials				

Fig. 3-19 Riempimento "solid" del generico layer di Nylon (+45°)

3.3 Analisi dei limiti di deposizione fibra continua

Una volta analizzate le differenti tipologie e configurazioni con le quali è possibile depositare il filamento di rinforzo si analizzano i limiti del software e della macchina per quanto concerne la deposizione mediante simulazione di deposizione di una sezione 2D complessa (Fig. 3-20). La geometria è composta da corona circolare all'interno della quale vi una spezzata composta da una serie di segmenti. Ipotizzando una direzione di disposizione della fibra di rinforzo pari a 30°, la simulazione del percorso evidenzia delle aree in cui il filamento di rinforzo non viene deposto. Questo aspetto permette di affermare che allo stato dell'arte attuale è strettamente necessario effettuare un controllo layer per layer in maniera tale da avere un tipo delle fibre di rinforzo che si avvicinino al comportamento di un composito equivalente.



Fig. 3-20 Elemento complesso a pareti con riempimento a 30°.

Il dettaglio in Figura 3-21 mostra che oltre alla mancanza di rinforzo, i cambi di direzione siano continui con conseguente indebolimento delle fibre. Inoltre, in alcune aree la fibra di carbonio viene tagliata. Inoltre alla fine di ogni cambio direzionale, vinee depositato un ulteriore riempimento in Nylon viene utilizzato che comporta una diminuzione di V_f con conseguente riduzione di rigidezza nella direzione delle fibre.



Fig. 3-21 Dettaglio del rinforzo nell'intorno della zona depositata.

A seguito di questi risultati, risulta necessario individuare quali sono le dimensioni discriminanti al di sotto delle quali il software non permette di depositare su tutto il range angolare. Per questo è stato realizzato un provino a forma di parallelepipedo a base rettangolare. Fissato un lato della base pari a 100 mm, mantenuto sempre costante, si è fatto variare l'altro in modo da valutare quali siano i limiti angolari di deposizione.

I provini in formato CAD sono stati realizzati utilizzando una discretizzazione sulle dimensioni di 0.1 mm a partire da una dimensione minima di 2 mm fino a 10 mm. Successivamente all'interno di Eiger si è scelto sia il minimo numero di wall possibile, pari a 1 e il numero di walls utilizzato nelle impostazioni di default pari a 2. Al variare della dimensione si è visto come, superata una dimensione discriminante al di sotto della quale non è possibile utilizzare il rinforzo, l'angolo con cui è possibile rinforzare il generico oggetto aumenta all' aumentare della larghezza. Sono stati inoltre valutati i cambiamenti a seguito dell'introduzione di uno o due filamenti concentrici nella strategia di rinforzo. Come è possibile valutare all'aumentare del numero di layer concentrici il massimo angolo di deposizione delle fibre 'isotropiche' diminuisce secondo una legge specifica.



Fig. 3-22 Rappresentazione dati acquisiti con interpolazione della curva nel caso di singolo wall di perimetro.

Sia Fig. 3-22 che Fig. 3-23 si mostrano come esistano delle dimensioni discriminanti al di sotto delle quali non è possibile utilizzare il riempimento in tutte le direzioni. Nel caso in cui si utilizzi un solo perimetro esterno in Nylon senza l'utilizzo di filamenti di rinforzo circonferenziali, al di sotto di 2,8 mm non è possibile utilizzare la fibra con un'orientazione differente dai 0°. Al di sotto di 2.1 mm non è possibile inserire la fibra di rinforzo a causa della larghezza troppo ridotta per poter inserire il filamento.

La stessa analisi è stata condotta nel caso di utilizzo di due perimetri di polimero. Possono essere fatte considerazioni analoghe in merito alla capacità di depositare il filamento con un determinato angolo. Si nota come nel caso precedente il massimo angolo di deposizione sia una funzione del numero di anelli concentrici utilizzati. A seguito di una prima analisi si è visto come, al meno dal punto di vista software i vari filamenti di polimero vengano assunti pari a 0.4 mm. Tale misura risulta essere pari ad una delle misure standard adottate per gli ugelli delle macchine FDM presenti in commercio. Le curve tra provino ad uno e due walls differiscono di 0.8 mm, il principale motivo di questo aspetto è legato al fatto che l'aggiunta di un singolo perimetro porta all'introduzione di due filamenti.



Fig. 3-23 Rappresentazione dati acquisiti con interpolazione della curva nel caso di duplice wall di perimetro.

L'analisi condotta non ha tenuto in considerazione la il fatto che per dimensioni e angoli ridotti del provino i filamenti non vengono disposti in maniera effettivamente concorde con quelle che potrebbero essere le reali caratteristiche di un composito con una fibra orientata in quella direzione. La funzione utilizzata per l'approssimazione dei dati sperimentali risulta essere valida per angoli maggiori di 11°. Si ha infatti che il software Eiger all'aumentare della dimensione minima del provino passa direttamente da un angolo massimo di deposizione di 0° ad un angolo di 11° per poi aumentare successivamente. La funzione di approssimazione utilizzata risulta quindi essere:

$$dettaglio_{min}[mm] = 0.8 * N_p + 1.8 * N_c + 2.7 + 3.4 * \sin\left(\frac{\pi}{160}\vartheta - \frac{\pi}{18}\right) \quad \frac{\pi}{18} < \vartheta$$

$$< \frac{\pi}{2}$$
(3.1)

Dove N_p indica il numero di wall scelti nella sezione relativa ai Material Settings, N_c il numero di anelli concentrici scelti per rinforzare il materiale e ϑ è l'angolo delle fibre di rinforzo con il quale si vuole rinforzare il determinato layer.

3.3.1 Densità misurata del filamento

A seguito delle misurazioni discordanti rispetto ai valori riportati dal software si è proceduto alla misura della densità del filamento di Nylon fornito da Markforged. Per prima cosa si è proceduto a misurare il diametro del campione stesso in 10 posizioni lungo una lunghezza di 960 mm \pm 1 mm. Tali misure sono state effettuate con un micrometro con sensibilità pari a 0.01 mm e sono risultate sempre pari a 1.75 mm. La massa del campione misurata mediante una bilancia con sensibilità di \pm 0.01 g, questa è risultata essere pari a 2.65 g. Sotto l'ipotesi che il filamento sia assimilabile ad un cilindro di lunghezza pari a quella misurata e diametro 1.75 mm il volume del campione sarà quindi pari a:

$$V = \frac{\pi D^2}{4} * L \approx 2309.07 \ mm^3$$

Ne consegue che la densità del polimero risulta essere circa pari a:

$$\rho \approx 1148 \ \frac{kg}{m^3}$$

A seguito della misurazione ne è conseguito che la densità del Nylon fornito, sotto le ipotesi precedentemente riportate sia all'incirca del 4.2% maggiore rispetto a quello effettivamente utilizzato all'interno del software.



Fig. 3-24 Campione di polimero per la misurazione della densità.

A seguito del calcolo della densità si è proceduto a valutare se questa differenza di densità fosse dovuta alla presenza di umidità nonostante il filamento fosse stato tenuto all'interno del dry box. Per valutare la presenza di eventuale umidità si è proceduto a posizionare il campione all'interno di una camera riscaldata per 4 ore ad una temperatura di 60° C. Si è in seguito pesato il filamento, non riscontrando nessuna variazione di massa. A favore dei risultati ottenuti, che portano ad escludere

l'ipotesi della presenza di umidità nel filamento, i pezzi ottenuti non hanno mai mostrato la classica superficie caratterizzata da vaiolature.

Considerando adesso il provino caratterizzato dalla minore massa misurata (Nylon 1 (D638-02)), utilizzando il valore di densità appena ottenuto, utilizzando come nel caso precedente il volume teorico del componente, la densità finale di questo è pari al 91.65%. Tale valore di densità risulta essere ancora inferiore a quello ottenuto precedentemente. La presenza di vuoti pari al 9 % comporta sicuramente un peggioramento delle caratteristiche meccaniche rispetto al valore del materiale denso.

3.3.3 Predizione caratteristiche meccaniche filamento a partire dalla micromeccanica

Per poter calcolare in prima approssimazione le caratteristiche meccaniche del filamento è utile partire dalle considerazioni effettuate da Van Der Klift [21]. La Fig. 3-25 riporta le principali caratteristiche meccaniche del Torayaca[®] T300. A partire da questi valori è quindi possibile valutare le proprietà teoriche.

	Product No.	Filaments	Tensile strength (MPa)	Tensile strength (kgf/mm ²)	Modulus of elongation (GPa)	Modulus of elongation (kgf/mm ²)	Elongation (%)	Fineness tex (g/1000m)	Density (g/cm ¹)
T300	T300-1000	1000	3530	360	230	23500	1.5	66	1.76
	T300-3000	3000	3530	360	230	23500	1.5	198	1.76
	T300-6000	6000	3530	360	230	23500	1.5	396	1.76
	T300-12000	12000	3530	360	230	23500	1.5	800	1.76
T3008	T300B-1000	1000	3530	360	230	23500	1.5	66	1.76
	T300B-3000	3000	3530	360	230	23500	1.5	198	1.76
	T300B-6000	6000	3530	360	230	23500	1.5	396	1.76
	T3008-12000	12000	3530	360	230	23500	1.5	800	1.76
T400HB	T400HB-3000	3000	4410	450	250	25500	1.8	198	1.8
	T400HB-6000	6000	4410	450	250	25500	1.8	396	1.8
T700SC	T700SC-12000	12000	4900	500	230	23500	2.1	800	1.8
A REPORTED A	T7005C-24000	24000	4900	500	230	23500	2.1	1650	1.8

1. Physical property table of Torayca® yarn

Fig. 3-25 Principali caratteristiche delle fibre Torayca®. (datasheet) [28]

Dalla letteratura [3],[18] è inoltre noto che le fibre di carbonio possiedono un coefficiente di dilatazione termica negativo, esso si attesta infatti attorno ad $\alpha_f = -0.4 * 10^{-6} K^{-1}$. A partire dalle informazioni relative alla 'finesse tex' ed alla densità del T300 è stato possibile calcolare una sezione equivalente delle fibre.

$$A_f \approx 3.75 * 10^{-2} mm^2$$

Noto tale numero è stato anche possibile calcolare il diametro medio delle fibre del filamento fornito, almeno a livello teorico. A partire dalla sezione occupata dalla fibra si è successivamente passati al calcolo della frazione in volume. Si è misurato il diametro del filamento di rinforzo risultato essere pari a 0.375 mm. Dalla conoscenza di questi due dati si la frazione in volume del filamento di rinforzo risulta essere pari a:

$$V_f \approx 34.1\%$$

Tale valore risulta essere molto simile a quello di 34.5 % riportato da F. Van Der Klift [22]. Si è successivamente calcolato il diametro equivalente di una singola fibra.

$$d_{m-fibre} = \sqrt{4 \frac{A_f}{\pi * 1000}} \approx 6.91 * 10^{-3} mm$$

103

Il numero calcolato risulta essere molto prossimo ai 7 µm che risultano essere riportati dalla letteratura [5]. Utilizzando gli ulteriori dati presenti nel datasheet si è effettuato un calcolo di prima approssimazione della resistenza del singolo filamento di rinforzo. La resistenza a trazione del Torayaca® T300 è pari a 3530 MPa. Nota la sezione equivalente delle fibre e trascurando il contributo relativo al polimero nel calcolo della resistenza del filamento, si arriva a scrivere che ogni filamento rinforzato con fibra di carbonio fornito da Markforged dovrebbe essere in grado di resistere ad un carico pari a :

$$F_{\max filamento} teorica \approx \sigma_{utfibra} A_{fibra} = 132.3 N$$

Tale valore è cautelativo in quanto la presenza della matrice contribuisce alla resistenza finale del filamento proporzionalmente alla sua rigidezza. A partire da questo valore è possibile calcolare una una σ_{max} equivalente mediata sull'intera sezione del filamento di rinforzo fornito da Markforged. . Tale valore, pari a circa 1200 MPa, risulta essere quasi il doppio della resistenza meccanica riportata nel datasheet. Questo può essere dovuto a numerosi fattori, potrebbe infatti essere che durante il processo di produzione del filamento rinforzato alcune delle fibre vengano portate a rottura. Lo stesso potrebbe accadere durante la stessa realizzazione del componente.

$$F_{\max filamento} \ datasheet = \sigma_{ut-filamento} A_{filamento} \approx 67.4 \ N$$

Dove $\sigma_{ut-filamento}$ utilizzata per il calcolo è la resistenza a trazione del filamento in carbonio da loro riportato nel Datasheet (700 MPa).

Sempre sotto l'ipotesi che lo yarn di carbonio abbia le stesse caratteristiche riportate nell'immagine precedente è possibile fare alcune considerazioni in merito al modulo di Young teorico che dovrebbe possedere il filamento. A partire dal valore di V_f precedentemente calcolato, dal modulo di Young della matrice assunto pari a quello del Datasheet a partire dall'equazione (2.7):

$$E_{1_{filamento-teorico}} = 79 \ GPa$$

Questo valore risulta essere il 46% più alto rispetto al valore di 54 GPa riportati nel datasheet. Lungo la direzione ortogonale alle fibre, utilizzando le formulazioni precedentemente illustrate nella (equazione (2.12)), utilizzando come $E_{2f} = 23 GPa$ [3] e $E_m = 0.94 GPa$ si ottiene:

$$E_{2_{filamento}} \approx 1.42 \, GPa$$

Tale valore, nell'ipotesi che la matrice presenti un comportamento isotropo risulta essere il 50% superiore al modulo elastico della matrice stessa. Questo dovrebbe indicare la rigidezza del filamento di rinforzo lungo la direzione ortogonale alla sua lunghezza. Questo però non tiene in considerazione che a livello macroscopico il generico layer di filamento è dato da un parziale overlap

di due filamenti. Per quanto riguarda il coefficiente di Poisson $v_{12-filamento}$, noto dalla letteratura che $v_{12-filam} = 0.2$ [3] e quello del Nylon 6 $v_{12-Nylon} = 0.39$ è stato calcolato:

$$v_{12-filamento} \approx 0.33$$

Per quanto riguarda il modulo di taglio $G_{12_{filamento}}$, noto il modulo di taglio della fibra $G_{12_{fibra}} = 8.96 GPa$ [3] e calcolato quello del Nylon fornito da Markforged a partire dal modulo di Young del datasheet ed il coefficiente di poisson del Nylon, mediante l'utilizzo dell'equazione (2.11) si ottiene:

$$G_{12_{filamento}} = G_{13_{filamento}} \approx 0.505 \ GPa$$

L'equazione (2.53) ha permesso di calcolare il modulo di Young della fibra orientata a 45°. Dai calcoli effettuati il modulo di Young $E_x(45^\circ)_{filamento} \approx 1.49 GPa$, il 5% maggiore rispetto a quello del filamento orientato a 90°. La Tab. 3-3 riporta i coefficienti di elasticita del filamento di carbonio ottenuti mediante le teorie della micromeccanica.

Tab. 3-3 Proprietà meccaniche filamento Nylon e rinforzato con fibra di carbonio calcolate a partire dalla micromeccanica.

Proprietà	E_1	E_2	v_12	G_12
Filamento CF	54000 [MPa]	1420 [MPa]	0.33	505 [MPa]
Nylon	940 [MPa]	940 [MPa]	0.39	338 [MPa]

Si è già visto, in Fig. 2-36, proposta da G.D. Goh , V. Dikshit, come durante la fase di inversione del percorso, il filamento subisca una forte curvatura. Questo porta a parziale rottura delle fibre sottoposte a flessione. Tale effetto inficia negativamente sulla resistenza meccanica complessiva del manufatto. Dai calcoli appena effettuati si vede come il filamento di rinforzo presenti delle caratteristiche meccaniche molto inferiori a quelle teoriche. Questo può essere dovuta alla vera e propria fase di deposizione. Si ha infatti che il filamento proveniente dalla bobina, una volta arrivato all'ugello all'interno del quale è disposto parallelamente all'asse Z subirà una deviazione di 90° per poi essere depositato nel piano X-Y (Fig. 3-26). Il raggio di curvatura massimo che le fibre possono assumere è pari allo spessore del layer. La Fig. 3-26 mostra uno schema della fase di deposizione del filamento. Le fibre depositate più vicino al precedente layer hanno la possibilità di cambiare orientazione con un raggio di curvatura maggiore. Aumentare il raggio di curvatura permette di ottenere una probabilità di rottura delle fibre stesse.



Fig. 3-26 Dettaglio sistema di estrusione delle fibre continue.

Dal punto di vista della larghezza di estrusione è necessario fare alcune considerazioni rispetto a quanto è possibile affermare per le tecnologie FDM. Come già illustrato, i sistemi FDM permettono di modificare la larghezza di estrusione modificando la velocità della testa di deposizione e l'apporto di materiale. Questo permette sicuramente di avere una maggiore flessibilità del processo, di contro è necessaria un accurato controllo di velocità. Per quanto riguarda il CFF, le fibre di rinforzo all'interno del filamento conserveranno la propria lunghezza a meno di piccoli effetti dovuti alle dilatazioni termiche. Di conseguenza, come già fatto da Van Der Klift [22], è possibile calcolare un valore di prima approssimazione della larghezza di estrusione del filamento. Nel caso del filamento in carbonio il software impone un layer thickness pari a 0.125 mm. Imponendo quindi la condizione:

$$A_{filamento} = B * T_{layer}$$

Dove $A_{filamento}$ rappresenta la sezione del filamento di rinforzo ottenuta considerando D=0.375 mm, B la quantità incognita nonché la larghezza di estrusione e T_{layer} lo spessore del layer. Si è qundi ottottenuto un valore di B circa pari a 0.88 mm. Tale valore trova riscontro anche dal punto di vista della curva di interpolazione dei dati sperimentali in merito al calcolo del massimo angolo di deposizione che è possibile inserire all'interno di un determinato dettaglio. Si ha infatti che la funzione ottenuta risulta avere un coefficiente pari a 1.8, questo è dovuto al fatto che ogni anello concentrico porta alla deposizione di due filamenti di larghezza totale prossima a 1.8 mm.



Fig. 3-27 Immagine provini ottenuti per lo studio della deposizione del filamento.

La Fig. 3-27 sono illustrati due provini realizzati per studiare la deposizione delle fibre. Tali provini sono nominalmente quadrati di lato 25 mm come mostrato sulla destra. A seguito della produzione, sono stati misurati i lati notando come il lato delle fibre abbia subito un ritiro di circa 0.1 mm. Lungo la direzione ortogonale il ritiro dimensionale è stato invece pari a 0.4 mm. Un aspetto necessario da mettere in evidenza risulta essere quello relativo alle fibre. Nella zona in cui le fibre invertono si ha parziale rottura del filamento. Inoltre il singolo perimetro impostato durante la fase di deposizione che dovrebbe essere nominalmente spesso 0.4 mm in realtà risulta essere una zona di 1.07 mm minimo. Si ha infatti che durante la deposizione della fibra, in particolare riguardo la zona di inversione la fibra viene parzialmente tirata e staccata dallo stato precedente. Questo effetto risulta ridurre la lunghezza delle fibre per oltre un millimetro. Tale effetto risulta si è presentato su entrambi i provini solamente su uno dei lati del provino. Oltre a questo aspetto si riesce chiaramente a vedere l'effetto della curvatura sulle fibre ai lati. Come mostrato nei precedenti studi si ha infatti che parte di queste fibre si rompono durante il processo di deposizione.



Fig. 3-28 Ingrandimento provino per test deposizione filamento.

La Fig. 3-28 mostra un ingrandimento del provino utilizzato per valutare la deposizione del filamento. Analizzando lo spigolo superiore è immediatamente visibile la presenza di una zona in cui la fibra non è stata depositata. Tale carenza interessa circa 5 mm dell'intero provino.

3.4 Individuazione normativa e produzione dei provini

Per poter studiare le caratteristiche meccaniche del materiale e come esse varino in funzione delle strategie di deposizione della macchina è stata prevista la realizzazione di alcuni provini di trazione. Per la produzione dei provini è stato necessario individuare una normativa di riferimento che possa meglio adattarsi alla caratterizzazione di materiali compositi a matrice termoplastica realizzati tramite additive manufacturing. A seguito di una analisi della letteratura relativa ai materiali compositi ed al processo preso in analisi, si è visto come i diversi autori abbiano fatto riferimento a due differenti normative. La ASTM D638-02, relativa alla caratterizzazione di materiali compositi. Queste due normative presentano notevoli differenze in merito alla geometria del provino.



Fig. 3-29 Geometrie provini normativa ASTM D638-02 e ASTM 3039.

Per quanto riguarda la normativa ASTM 3039, essa presenta differenti lunghezze, larghezze e spessori dei provini. La Tab. 3-5 riporta le dimensioni geometriche dei provini consigliate dalla normativa al variare dell'orientazione.

Orientazione	fibre	Lunghezza	Larghezza [mm]	Spessore [mm]
provino		(complessiva di tab)		
		[mm]		
0°		250	15	1
90°		175	25	2
Laminato simme	trico	250	25	2.5
e bilanciato				

Tab.	3-4 Principali	caratteristiche	aeometriche	dei provini	secondo	ASTM 30	39
	S I I I III CIP CII	caracteristiche	geonneenene		5000000		

Tali dimensioni riportate come consigliate, non sono vincolanti. Risulta essere vincolante il rispetto di alcuni requisiti geometrici dei provini. Essi devono possedere:

• Sezione rettangolare costante
• La lunghezza del provino deve essere almeno pari alla somma di: lunghezza sistemi di grippaggio, due volte la larghezza e la lunghezza del gage

Nel caso in cui si effettuino delle prove di trazione di provini realizzati con solamente fibre lungo una direzione è sempre consigliabile utilizzare sistemi di grippaggio. Tali sistemi permettono di evitare che effetti di bordo possano influenzare la reale resistenza del materiale. Questi possono essere realizzati in qualsiasi materiale, nonostante questo vengono spesso utilizzati dei tab realizzati in tessuto di fibra di vetro orientato a $\pm 45^{\circ}$.

3.4.1 Normativa ASTM 3039

Si è inizialmente deciso di utilizzare tale normativa per la realizzazione dei provini di trazione. La Tab. 3-6 riporta le dimensioni caratteristiche utilizzate nominalmente per la produzione dei provini. Non è stato possibile utilizzare uno spessore nominale del provino uguale a quello della normativa. Lo spessore finale dell'oggetto è infatti un multiplo intero dello spessore del layer pari a 0.125 mm. Si è scelto di rinforzare solamente un layer del provino in modo tale da tenere in considerazione anche l'interazione con il polimero. Il layer rinforzato con il filamento di fibra è stato posizionato in mezzeria del provino. L'utilizzo di un singolo layer di rinforzo ha reso necessario avere un numero di layer in numero dispari. Essendo ogni layer, nel caso del rinforzo in fibra di carbonio pari a 0.125 mm si è quindi deciso di utilizzare lo spessore effettivamente realizzabile dalla macchina, più vicino a quello della normativa.

Orientazione provino	fibre	Lunghezza (complessiva di tab) [mm]	Larghezza [mm]	Spessore [mm]
0°		250	15	0.875
90°		175	25	1.875
Nylon (Fill 100%)		175	25	1.875

Tab. 3-5 Geometria nominale provini realizzati (ASTM 3039).

Nonostante la normativa di riferimento nel caso dei materiali plastici richieda un provino di geometria differente si è inizialmente deciso di confrontare a parità tutte le altre condizioni le caratteristiche meccaniche del provino con orientazione del materiale a 90° e quelle della singola matrice in maniera tale da mettere in evidenza le differenze di comportamento.

Una volta realizzati i modelli CAD essi sono stati esportati dall'ambiente Solidworks come file .stl. Nonostante la geometria particolarmente semplice non abbia richiesto nessuna impostazione particolare durante la fase di esportazione è necessario prestare attenzione ai parametri di tolleranza e angolo massimo di rappresentazione di una curva. Durante la fase di salvataggio del file si è quindi proceduto ad impostare i valori di questi due parametri. Questo per fare in modo che l'errore di approssimazione del file in formato .stl fosse inferiore a quello della macchina. Di contro, diminuire eccessivamente la tolleranza può portare a eccessivi tempi di elaborazione e gestione del file. Si ha infatti che le dimensioni di quest'ultimo sono proporzionali al numero di triangoli utilizzati. Nel caso di un processo FDM una tolleranza di 0.01 mm a confronto con un processo che difficilmente riesce a riprodurre dettagli con precisioni maggiori di 0.1 mm è un valore congruo con le necessità del caso.



Fig. 3-30 Parametri di risoluzione dell'esportazione file .stl.

Una volta realizzato il modello e salvato in formato .stl si è iniziato a lavorare all'interno del software Eiger per poter lavorare sulla gestione delle fibre di rinforzo e avere una prima stima delle tempistiche. Oltre a questo si è potuta avere una idea di massima del materiale e della fibra di rinforzo necessaria alla produzione dei provini. Come già detto in precedenza si sono inizialmente realizzati tre differenti tipologie di provini. Per ogni tipologia si è andati a definire le impostazioni. Si è scelto di utilizzare un numero di Roof and Floor layers pari a 2 e 3 Walls in tutte le tipologie di provini indistintamente. Le immagini successive illustrano la geometria e le impostazioni utilizzate nella definizione dei provini. Il provino in Nylon è stato ottenuto utilizzando una fill density del 100%.

Markforged Libr	ary / Part / Internal View	Search	٩	0 t	⊐ ≜	Å 0	Ξ
Nylon_1.875 Francesco Podda	5x25x175	Image: Documentation	O Visibility 2D	3D	Editing Layer: 8 / Use Fiber	15	
Part Stats (up to layer 8)					Pause After Laye	r	\bigcirc
Est. print time	50m / 1h 17m						
Nylon	4.27 / 8.52 cm ³						
Material Cost	0.90 / 1.80 USD						
Editing L	ayer: 8 / 15			1mm		Part View	
Materials						Print	

Fig. 3-31 Provino Nylon ASTM 3039 in Eiger.

Sono stati quindi prodotti i provini relativi alla normativa di Nylon utilizzando la geometria della normativa ASTM D 3039. Si è successivamente proceduto a misurare le dimensioni effettive dei provini e pesarli.

Tab. 3-6 Dati geometrici misurati provini Nylon ASTM 3039.

Tipo e	numero	Massa [g]	Larghezza [mm]	Lunghezza [mm]
provino				
Nylon (1)		8.63 ± 0.01	24.90 ± 0.05	174.19 ± 0.05
Nylon (2)		8.33 ± 0.01	24.75 ± 0.05	174.29 ± 0.05
Nylon (3)		9.10 ± 0.01	24.75 ± 0.05	174.08 ± 0.05

Si è successivamente passati all'impostazione delle fibre di rinforzo relative ai provini rinforzati a 0°. Solamente il layer n° 4 è stato rinforzato, gli altri layer sono stati realizzati utilizzando un riempimento al 100%. Con una larghezza del provino di 15 mm ed un numero di walls pari a 3. Con i precedenti parametri il software ha inserito all'interno del layer rinforzato 13 filamenti paralleli lungo la direzione X.

Markforged 🛛	orary / Part / Internal View	Search	٩	? [A O	≡
CF0_0.875x Francesco Podda	<15x250	V Documentation	O Visibility 2□	3D	Editing Layer: 4 / 7 Use Fiber		
Part Stats (up to layer 4					Fiber Fill Type	Isotropic Fit	er ▼
Est. print time	32m / 45m				Concentric Fiber R	ings	0
Nylon	1.53 / 3.36 cm ³				Start Rotation Perc	ent 0	
Carbon Fiber	0.34 / 0.34 cm ³				Fiber Angle	0	
Material Cost	1.34 / 1.72 USD				Pause After Layer		
						Revert	
						Save	
Editing	Layer: 4/7			0.5mm			
Materials							

Fig. 3-32 Provino CF0° ASTM 3039 in Eiger.

La Tab. 3-8 riporta i valori di massa e le principali dimensioni geometriche del provino ottenute a misurate successivamente alla produzione.

Provino	Massa [g]	Larghezza [mm]	Lunghezza [mm]	Spessore [mm]
CF 0° (1)	3.26 ± 0.01	14.85 ± 0.05	249.85 ± 0.05	0.90 ± 0.05
CF 0° (2)	3.71 ± 0.01	14.75 ± 0.05	249.80 ± 0.05	0.90 ± 0.05
CF 0° (3)	3.61 ± 0.01	15.00 ± 0.05	249.85 ± 0.05	0.90± 0.05

Tab. 3-7 Dati geometrici misurati provini CF0° ASTM 3039.

Da una prima analisi dei provini, essi risultano essere tutti di dimensioni inferiori al nominale, nonostante il massimo errore relativo alla lunghezza sia inferiore ad un millesimo della lunghezza nominale. Per quanto riguarda la larghezza del provino essa risulta possedere degli errori dimensionali paragonabili a quelli ottenuti sulla lunghezza. Nonostante questo l'errore relativo è inferiore al 2%. Un'immagine relativa al provino rinforzato con fibre a 90° nel layer n°8 è mostrato in Fig. 3-33.



Fig. 3-33 Provino CF90° ASTM 3039 in Eiger.

Sono stati quindi realizzati i provini rinforzati con il layer N° 8 rinforzato a 90°. La Tab. 3-9 riporta i valori relativi alle principali dimensioni del provino. A differenza dei provini rinforzati con il filamento orientato a 0° si nota come l'errore geometrico relativo alla lunghezza sia maggiore sia in termini assoluti che relativi rispetto alle dimensioni teoriche del provino. Nonostante la variazione percentiale della lunghezza sia sempre stata inferiore all' 1%, il provino CF90° (2) risulta essere 1.1 mm più corto della misura nominale.

Provino	Massa [g]	Larghezza [mm]	Lunghezza [mm]	Spessore [mm]
CF 90° (1)	8.58 ± 0.01	24.90 ± 0.05	174.15 ± 0.05	1.90 ± 0.05
CF 90° (2)	9.43 ± 0.01	24.95 ± 0.05	173.90 ± 0.05	1.95 ± 0.05
CF 90° (3)*	6.78 ± 0.01	24.85 ± 0.05	174.30 ± 0.05	2.25 ± 0.05
CF 90° (4)*	6.05 ± 0.01	24.80 ± 0.05	174.50 ± 0.05	2.30 ± 0.05

Tab. 3-8 Dati geometrici misurati provini CF90° ASTM 3039.

Si vede come Il provino CF90° (3) e CF90° (4) presentino delle densità estremamente differenti da quelle che teoricamente dovrebbero possedere. Questo è dovuto ad una carenza di deposizione del layer poliemrici a seguito di quello di rinforzo. Nonostante la motivazione principale del difetto di densità sia stato dopo il layer polimerico si sono riscontrati difetti di deposizione anche nei layer precedenti. Si è infine provveduto alle impostazioni all'interno del software per il provino con le fibre lungo la direzione maggiore.

3.4.2 Calibrazione della macchina a seguito di difetti di estrusione

Prima di procedere alla produzione dei provini secondo la normativa D638-02 è stata effettuata una calibrazione della macchina. I provini caratterizzati dalla geometria della normativa D638-02 sono stati realizzati successivamente a quelli rinforzati. Facendo riferimento al provino CF 90° (3)* e CF 90° (4)*, in base alle considerazioni già fatte in precedenza avrebbero dovuto avere un volume di 8203.125 mm³. Considerando la stessa densità di 1.1 g/cm³ ne consegue che almeno dal punto di vista teorico avere una massa di 9.023 g. Entrambi i provini sopra citati hanno presentato una densità rispetto alla teorica pari al 75.13% ed il 67.04% rispettivamente. Accompagnati dalla bassa densità i provini risultavano essere estremamente rugosi.



Fig. 3-34 Rappresentazione dei differenti difetti ottenuti.

Tali aspetti sono stati mostrati nella Fig.3.34, sulla sinistra è mostrato il provino CF 90° (1) nel quale, a seguito della deposizione della fibra di rinforzo, i layer di Nylon non hanno mostrato scarsa adesione e cali di densità. È stato comunque deciso di non interrompere la prova per cercare di capire quali fossero le cause di questo problema. Nella immagine a destra è invece mostrato il provino CF 90° (3). In questo, i primi layer hanno mostrato una buona adesione alla piattaforma, a seguito del layer di filamento di rinforzo si è avuto un crollo della densità che ha portato il provino ad avere la superficie superiore caratterizzata da porosità ancora collegate al layer di rinforzo.



Fig. 3-35 Rappresentazione differenti provini realizzati prima e dopo la calibrazione della macchina.

La Fig. 3-35 riporta gli effetti della calibrazione sulla macchina sui provini realizzati. In altro è mostrato il primo layer di un provino successivamente interrotto per gli evidenti problemi di densità. Ogni circa 15 corse della testa di deposizione atte al riempimento della sezione interna, il motore di adduzione del materiale effettuava un passo in senso opposto del dovuto. Questo ha portato ad una carenza di deposizione del materiale. A seguito di diverse calibrazioni del letto della macchina che però non hanno portato a nessun giovamento nella qualità dei provini ottenuti si è proceduto alla sostituzione dell'ugello del polimero. Il secondo provino mostrato illustra il risultato ottenuto a seguito della sostituzione e calibrazione dell'ugello. Nonostante tali calibrazioni e sostituzioni dell'ugello di estrusione della matrice si è riscontrata la stessa problematica relativa al motore di alimentazione. Si ha infatti che il secondo provino nella Fig. 3-35 presenta una bassissima finitura superficiale ed una carenza di densità. A questo punto si proceduto andando modificare la tensione delle molle tra la ruota dentellata ed il cuscinetto facenti parte del sistema di adduzione del materiale. Una volta allentate le viti di comando della tensione il problema è stato risolto. L'ultimo provino mostra la qualità ottenuta a seguito della calibrazione.



Fig. 3-36 Viti esagonali di tensionamento del sistema di gestione del materiale.

3.4.3 Normativa D638-02

Sono stati inoltre realizzati dei provini di Nylon facenti riferimento alla normativa D638-02. Facendo riferimento alla nomenclatura della Dsi sono utilizzate le seguenti dimensioni.

Tab. 3-9 Parametri geometrici dei provini ASTM D638 Type I.

W [mm]	WO [mm]	L [mm]	LO [mm]	R [mm]
13	19	57	167	76

Per quanto riguarda lo spessore, la normativa permette di utilizzare provini che abbiano spessori di 3.2 mm con una tolleranza di ±0.4 mm. Come è noto, uno dei limiti delle macchine FDM è quello di lavorare con spessori del layer discreti. Si è per questo motivo scelto uno spessore del layer 0.125 mm in modo che le prove ottenute con e senza polimero di rinforzo fossero confrontabili e l'unica variabile fosse solo la presenza della fibra. Per questo motivo i provini sono stati modellati in ambiente Cad con uno spessore di 3.125 mm. Tale spessore risulta essere equivalente ad un numero di layer pari a 25.



Fig. 3-37 Provino Nylon ASTM 638-02.

I provini sono stati successivamente realizzati mediante la macchina MarkTwo[®]. La Tab. 3-11 riporta i valori delle principali dimensioni geometriche e la massa dei provini, misurate a seguito della loro produzione.

Tab.	3-10 Dimensioni	e massa	misurata	a dei provini realizzati.	

Tipo e numero	Massa [g]	Larghezza [mm]	Lunghezza [mm]	Spessore [mm]
provino				
Nylon 1 (D638-02)	8.75 ± 0.01	12.76 ± 0.01	165.78 ± 0.01	3.17 ± 0.01
Nylon 2 (D638-02)	8.80 ± 0.01	12.85 ± 0.01	165.92 ± 0.01	3.16 ± 0.01

Nylon 3 (D638-02)	8.78 ± 0.01	12.78 ± 0.01	165.92 ± 0.01	3.15 ± 0.01
Nylon 4 (D638-02)	8.91 ± 0.01	13.04 ± 0.01	166.04 ± 0.01	3.18 ± 0.01

A seguito della calibrazione della macchina si ha come la massa dei 3 provini sia consistente e presentino una variazione inferiore ai 0.05 g rispetto al valore medio misurato. Il volume teorico del provino risulta essere pari a 8316.19 mm^3 . Facendo riferimento ad i dati presentati da Eiger in merito al provino si nota una certa discordanza rispetto alla massa ottenuta ed al volume. Utilizzando la densità proposta dal software, circa pari a 1.1 g/cm^3 e moltiplicando il valore per il volume teorico del Cad si ottiene una massa teorica di 9.15 g. Confrontando tale valore con la massa del provino numero 1 si è calcolato che la densità di tale oggetto rispetto al teorico è pari a 95.6% di quella nominale. Si tenga in considerazione che questo valore deve essere preso come una prima approssimazione della reale densità del pezzo. In primis perché il volume reale del provino non è noto, secondo motivo è legato alla approssimazione relativa alla densità. Nonostante la densità del Nylon presente nella letteratura riporti dei valori molto prossimi.

Part Details Dimensions 167.0mm x 19.0mm x 3.1mm Print Time 1h 22m Material Cost 1.91 USD Total Mass 9.96g Plastic Volume 9.05 cm³ Fiber Volume 0.00 cm³

Fig. 3-38 Dettaglio previsione sul tempo di stampa, costo massa e volume di plastica utilizzata per il provino di Nylon.

3.4.4 Prove di trazione

Tutte le prove di trazione sono state eseguite sulla macchina EASYDUR AURA 10T, presente nei laboratori dello IAM del Politecnico di Torino. La macchina possiede una cella di carico con una portata massima di 10 tonnellate.



Fig. 3-39 Macchinario utilizzato per la prova di trazione, EASYDUR AURA 10T.

Il comando dei sistemi di afferraggio è pneumatico, questo ha reso impossibile la modifica della forza di serraggio del sistema stesso. Nella Fig. 3.40 è mostrato il sistema di afferraggio della macchina.





Tali sistemi sono stati successivamente modificati per l'esecuzione della prova di trazione dei provini a 0°. A causa dello spessore nominale dei provini si è sono interposti delle piastre di alluminio di spessore 5 mm alle quali sono state incollate delle bande di carta abrasiva con grana 150 μ m. Tra le piastrine e la carta abrasiva si è deciso di utilizzare del cianoacrilato come mezzo di incollaggio per evitare possibili scorrimenti. Tutti i provini di tipo ASTM 638 type II sono stati testati con quel della macchina.

3.4.5 Risultati prove di trazione ASTM 3039 e ASTM 638-02 (TYPE I)

Durante le prove di trazione si sono riscontrati diversi problemi legati al sistema di grippaggio e del punto di rottura del provino. Le Fig. 3-41 e Fig. 3-42 mostrano sia i provini di Nylon che quelli rinforzati con la fibra di rinforzo a 90°. Sia le prove effettuate sui provini di Nylon che quelle effettuate su quelli rinforzati a 90° sono state eseguite con una velocità della testa pari 50 mm/min. Per quanto riguarda i provini con filamento di rinforzo orientato a 0°, la stessa testa della macchina di prova è stata impostata ad una velocità di 2 mm/min. Entrambi i valori sono stati presi dalle normative di riferimento della geometria. La Fig. 3-41 mostra sia i provini di Nylon che quelli di Nylon rinforzati con il filamento di rinforzo a 90° facenti riferimento alla geometria della normativa ASTM 3039.



Fig. 3-41 Cedimento provini all'interno del sistema di afferraggio.

La Fig. 3-41 riporta due provini di Nylon, il primo è stato portato fino a rottura nonostante abbia presentato deformazioni plastiche visibili durante la prova del materiale all'interno del sistema di afferraggio. Lo stesso è accaduto durante la prova del provino con le fibre rinforzate a 90°. Durante la prova di trazione del secondo provino di Nylon il sistema di afferraggio ha ceduto e la prova è stata interrotta. Questo è sicuramente legato, almeno in parte, all'elevata deformabilità del Nylon.

Sono state successivamente eseguite le prove di trazione sui provini caratterizzati dal rinforzo in fibra orientato lungo la direzione maggiore. Tutti e tre i provini hanno riportato una frattura fragile nell'intorno del sistema di grippaggio nonostante fossero state utilizzate le piastre di alluminio in maniera tale da evitare indentazioni sui provini. La Fig. 3.42 mostra i provini realizzati con la fibra a 0°.



Fig. 3-42 Provini CF0° ASTM 3039 e loro cedimento.

La Fig. 3-42 mostra le curve di tensione mediata sulla sezione in funzione della deformazione dei provini realizzati secondo la normativa ASTM 3039. Il modulo di Young medio del provino è circa pari a 2530 MPa. Tutte e tre le prove hanno però mostrato delle zone in cui si sono presentati dei salti di tensione. Durante la prova non si è riscontrato nessun problema ne dal punto di vista della macchina di trazione che tantomeno del sistema di grippaggio. Il cedimento di tutti i provini è comunque avvenuto nell'intorno dell'1.5% di deformazione. Tale valore risulta essere conforme con quello riportato nel datasheet del materiale. La Tab. 3-12 riporta i valori delle principali proprietà meccaniche ottenute a partire da queste prove.

Provino	Carico di	Spostamento a	$\overline{\sigma}$ a rottura	ε a rottura
	rottura [N]	rottura [mm]	[MPa]	[%]
CF 0° (1)	970	2.34	34	1.46
CF 0° (2)	1180	2.35	42	1.59
CF 0° (3)	1005	2.26	35	1.43

Tab. 3-11 Principali proprietà calcolate a partire dalle prove sperimental
--

I valori del modulo di Young sono stati ottenuti utilizzando una regressione lineare dei dati sperimentali. L'utilizzo di questo metodo ignora l'effetto dei salti di tensione ottenuti sperimentalmente.



Fig. 3-43 Rappresentazione dei dati sperimentali Forza-Spostamento nel caso dei provini.

Indipendentemente dalla validità dei dati ottenuti sia per quanto riguarda le prove relativamente al polimero che ai provini di rinforzo si è visto come il sistema di afferraggio non sia in grado di portare fino a rottura il materiale.



Fig. 3-44 Curve 'tensione media-deformazione'.

Successivamente sono stati prodotti e testati 4 provini in Nylon seguendo la normativa ASTM 638-02 di cui un esempio è riportato in Fig. 3-45. Tutti i provini sono stati testati all'intero della macchina di prova precedentemente utilizzata. Per quanto riguarda i primi tre provini si è manifestata la stessa problematica relativamente alle prove effettuate sui provini realizzati secondo la normativa ASTM 3039.



Fig. 3-45 Provino ASTM D638 Type I.

A seguito della fase di testing si è reso necessario andare ad individuare una ulteriore geometria che permettesse di testare i provini realizzati. La stessa ASTM 638-02, permette di modificare la geometria del provino nel caso in cui il materiare ceda all'interno del sistema di grippaggio. Citando la normativa si ha infatti che: "The Type II specimen may be used when a material does not break in the narrow section with the preferred Type I specimen".



Fig. 3-46 Cedimento nel sistema di clampaggio dei provini ASTM 3039.

Nonostante le prove non possano essere considerate valide per la caratterizzazione meccanica del materiale si riportano le curve sperimentali ottenute a partire dai provini Type I.



Fig. 3-47 Rappresentazione Tensione media deformazione percentuale sui provini di Nylon testati.

3.4.6 Provini D638-02 TYPE II

Come già riportato, almeno dal punto di vista delle prove di trazione del solo Nylon, il provino di geometria "Type I" non ha permesso di caratterizzare il materiale fino a rottura in quanto il sistema di grippaggio delle due teste risulta cedere. Per questo motivo si è deciso di realizzare ulteriori provini sia rinforzati che non utilizzando la geometria Type II della medesima normativa. Fig. 3-48 mostra la geometria del provino e le rispettive quote nominali. Lo spessore nominale del provino è stato impostato pari a 3.125 mm essendo, nominalmente la misura realmente realizzabile dalla macchina più vicina allo spessore della normativa che possieda un numero di layer dispari. Il numero totale di layer è pari a 25 e il filamento di rinforzo è posizionato nel layer centrale (N° 13).



Fig. 3-48 Rappresentazione geometria CAD provino normativa ASTM Type II.

Nonostante a livello normativo la larghezza consigliata risulti essere pari a 6 mm, la larghezza della sezione ristretta del provino è stata necessariamente impostata a 6.1 mm nominali affinché si possano depositare tutte le angolazioni di fibra, in particolare quella a 90° si è reso necessario effettuare tale modifica. Difatti utilizzando il minimo numero di wall possibile, il massimo angolo di deposizione per una larghezza di 6 mm è pari a 81°. Tale valore, inizialmente ottenuto utilizzando il modello presentato nella equazione (3.1) è stato poi convalidato importando il file STL all'interno di Eiger. La Tab. 3-13 riporta la massa e le principali dimensioni geometriche misurate sui provini ottenuti con questa geometria.

Tipo e numero provino	Massa [g]	Larghezza [mm] (sezione ristretta)	Lunghezza [mm]	Spessore [mm] (sezione ristretta)
TYPE II (D638-02) Nylon (1)	7.45 ± 0.01	6.13 ± 0.01	183.92 ± 0.01	3.17 ± 0.01
Nylon (2)	7 50 + 0 01	6 15 + 0 01	183 88 + 0 01	3 19 + 0 01
Nylon (3)	7.21 ± 0.01	6.15 ± 0.01	183.58 ± 0.01	3.18 ± 0.01

Tab. 3-12 Dati di massa e geometrici misurati a seguito della produzione dei provini

TYPE II (D638-02)	7.52 ± 0.01	6.08 ± 0.01	184.84 ± 0.01	3.16 ± 0.01
Nylon CF 0° (1)				
Nylon CF 0° (2)	7.56 ± 0.01	6.09 ± 0.01	184.97 ± 0.01	3.19 ± 0.01
Nylon CF 0° (3)	7.65 ± 0.01	6.16 ± 0.01	184.98 ± 0.01	3.19 ± 0.01
TYPE II (D638-02)	7.58 ± 0.01	6.13 ± 0.01	184.19 ± 0.01	3.15 ± 0.01
Nylon CF 45° (1)				
Nylon CF 45° (2)	7.59 ± 0.01	6.12 ± 0.01	184.09 ± 0.01	3.19 ± 0.01
Nylon CF 45° (3)	7.68 ± 0.01	6.13 ± 0.01	184.22 ± 0.01	3.16 ± 0.01
TYPE II (D638-02)	7.62 ± 0.01	6.12 ± 0.01	183.85 ± 0.01	3.18 ± 0.01
Nylon CF 90° (1)				
Nylon CF 90° (2)	7.60 ± 0.01	6.14 ± 0.01	184.22 ± 0.01	3.17 ± 0.01
Nylon CF 90° (3)	7.66 ± 0.01	6.13 ± 0.01	183.91 ± 0.01	3.18 ± 0.01

A partire dai dati riportati si nota come al diminuire dell'angolo di orientazione del filamento di rinforzo aumenti la stabilità agli effetti termici di riduzione del provino. Rispetto alle dimensioni nominali sia i provini di solo Nylon che quelli rinforzati con il filamento a 90° hanno mostrato la maggiore sensibilità agli effetti del ritiro dimensionale. I provini con fibre orientate a +45° e 0° hanno mostrato un ritiro termico. Si è infatti visto come nel caso del filamento orientato a +45° a 0° tale effetto è stato sensibilmente inferiore all'1%.

Si sono quindi andati a rappresentare l'effetto di riduzione della lunghezza in funzione dell'angolo delle fibre di rinforzo. È rappresentata il rapporto tra la lunghezza misurata dei provini e quella nominale per tutti e quattro i tipi di provini realizzati.



Fig. 3-49 Effetto dell'angolo di orientazione del rinforzo sul ritiro termico.

È possibile vedere come all'aumentare dell'angolo di rinforzo del filamento si abbia una maggiore influenza del ritiro sulla geometria dei provini. Oltre a questo, la deviazione standard della lunghezza rispetto a quella nominale è pari a 0.1858 nel caso dei provini di solo Nylon più che dimezzandosi nel caso del rinforzo a 0° arrivando ad un valore di 0.0781. Tale andamento sembra rappresentare con sufficiente approssimazione l'andamento del coefficiente di espansione termica nel sistema di riferimento globale al variare dell'orientazione, in funzione dell'angolo di deposizione delle fibre. Per quanto riguarda lo spessore e la larghezza dei provini si è deciso di non effettuare analisi più accurate in quanto con gli strumenti di misura disponibili l'effetto di un possibile errore.

3.4.7 Tensioni residue e Warping

A seguito delle misurazioni geometriche dei provini si è andati ad analizzare l'effetto della fibra di rinforzo e della sua orientazione sul warping degli stessi. Nell'immagine seguente è mostrata una vista superiore e frontale dei provini una volta staccati dalla base di costruzione.



Fig. 3-50 Rappresentazione provini Type 2 ed effetto dell'orientazione del filamento sull'effetto di warping.

Il provino ottenuto a partire solamente da Nylon ha mostrato la maggiore presenza di warping lungo la direzione X, superiore al mm. Si sono notati effetti del ritiro di dovuto al raffreddamento anche lungo la direzione Y, si ha infatti che la superficie nella vista inferiore presenta un certa curvatura. Il provino con il singolo layer rinforzato a 0° non ha mostrato effetti di warping lungo la direzione X, è però visibile tale fenomeno lungo Y. Questo fenomeno risulta però essere estremamente limitato. Il provino caratterizzato dalla maggiore deformazione angolare è stato quello con il filamento orientato a +45°. Lo spigolo inferiore si è deformato di circa 2 mm, mentre quello adiacente rimaneva aderente alla piattaforma di lavoro. Questo ha portato alla produzione di uno spessore inferiore rispetto al nominale (nella zona di afferraggio). La direzione in cui si è avuta questa deformazione risulta essere la combinazione di diversi effetti. In primo luogo è legata alla differente rigidezza della fibra di rinforzo lungo le due direzioni. La presenza di 12 layer precedentemente solidificati, e la costruzione di altrettanti layer di polimero caratterizzati da un coefficiente α di espansione termica due ordini di grandezza superiore. Per quanto riguarda il provino con le fibre a 90° rispetto all'asse X, si è visto come la direzione delle fibre rimanga perfettamente piana, di contro la direzione X ha presentato del warping. Tutti i provini hanno mostrato una ottima adesione alla piattaforma fino al raggiungimento del 12 layer a partire dal quale si sono iniziati a manifestare i primi segni relativi al warping.

3.4.8 Prove di trazione

Una volta realizzati i provini si è quindi proceduto ad effettuare le prove di trazione. Per semplicità di rappresentazione è stato riportato il grafico delle prove effettuate sui primi provini solamente fino al 15% di allungamento. A causa della sezione del provino estremamente ridotta, l'impossibilità di utilizzare dei sistemi estensiometrici locali di ridotte dimensioni tutte le prove sono state effettuate senza l'utilizzo di estensimetri. L'unico strumento di misura delle deformazioni disponibile nel laboratorio risultava pesante tale da deflettere il provino stesso durante il posizionamento. Inoltre il campo di misura dello strumento era estremamente ridotto. Tutti i valori di deformazione, nonostante non possano essere considerati validi a livello ingegneristico sono stati ottenuti dividendo lo spostemento della testa per la lunghezza del provino all'interno del sistema di afferraggio, pari a 118 mm. Tutte le prove sono state eseguite fino a rottura. In base all'orientazione è stato deciso di utilizzare una differente velocità della testa della macchina di prova. Le prove effettuate sui provini di Nylon, e quelli rinforzati con le fibre a 90° e 45° sono state eseguite ad una velocità di 50 mm/min come da normativa ASTM D638-02. Per quanto riguarda il provino rinforzato con le fibre orientate a 0° rispetto all'asse X, si è utilizzata una velocità della macchina di prova pari a 2mm/min. La normativa richiede infatti che l'intera prova finisca all'interno dell'arco temporale compreso tra i primi 30 secondi ed i 5 minuti dall'inizio della stessa. Data la natura fragile delle fibre di rinforzo e dall'esperienza relativa ai precedenti provini orientati a 0° si è mantenuta la stessa velocità. Tale velocità risulta comunque essere tra le possibili all'interno di quelle consigliate dalla stessa normativa.



Fig. 3-51 Comparazione della risposta dei provini in funzione dell'orientazione del carico.

La Fig. 3-51 riporta, in funzione della tensione media calcolata sulla sezione effettiva del provino, la sua deformazione. La Tab. 3-14 riporta l'allungamento a rottura dei provini realizzati.

	TYPE II (D638-02) Nylon (1)	TYPE II (D638-02) Nylon CF 0° (1)	TYPE II (D638-02) Nylon CF 45° (1)	TYPE II (D638-02) Nylon CF 90° (1)
Allungamento a	221	1.57	127	140
rottura %				

Tab. 3-13 Valori di allungamento a rottura dei provini con differenti orientazioni del layer rinforzato.

La prima cosa che è possibile vedere a partire dai dati è la grande differenza tra l'allungamento a rottura del Nylon e quello del provino rinforzato con le fibre a 0°. Si ha infatti una differenza di più di due ordini di grandezza. Entrambi i provini con le fibre orientate a 90° e 45° mostrano un allungamento a rottura quasi dimezzato rispetto a quello del semplice Nylon. Per quanto riguarda il provino TYPE II (D638-02) Nylon CF 0°, il suo cedimento è avvenuto a seguito della frattura delle fibre. Ne è poi seguito il cedimento della matrice con una superficie di frattura caratteristica di un materiale fragile. Sia il provino che la superficie di frattura a seguito della prova di trazione che la superficie di frattura sono illustrate in Fig. 3-51.



Fig. 3-52 Rappresentazione del provino ASTM D638 Type 2 caricato mediante fibre a 0° a seguito della rottura.

Per quanto riguarda i provini rinforzati con orientazioni differenti e non, la Fig. 3.52 rappresenta alcuni esempi di rottura. Tutti i provini testati hanno presentato la rottura. Un aspetto da precisare risulta essere relativo al comportamento della sezione raccordata durante la fase plastica. Essa ha infatti iniziato a deformarsi plasticamente (Fig. 3-53).



Fig. 3-53 Rappresentazione rottura dei differenti provini testati. A partire dall'alto sono riportati i provini Nylon, Nylon + CF45° e Nylon + CF 90°.

Dopo aver testato i diversi provini ed aver appurato che la geometria utilizzata permettesse di realizzare dei provini che potessero essere testati fino a rottura si è proceduto alla realizzazione dei successivi provini. I dati relativi alle dimensioni geometriche dei provini sono riportati nella Tab. 3.13.

3.4.9 TYPE II (ASTM D638-02) Nylon

Sono stati quindi testati tutti i provini realizzati mediante l'utilizzo della macchina di prova. La Fig. 3.54 mostra la rappresentazione delle curve forza-spostamento delle diverse prove effettuate sui provini di Nylon.



Fig. 3-54 Diagramma forza spostamento dei provini di Nylon.

Le curve forza spostamento sono riportate nell'intero campo della prova, fino a rottura. La Fig. 3-55 illustra le curve tensione deformazione, sotto le ipotesi riportate nella sezione precedente.



Fig. 3-55 Diagramma tensione deformazione dei provini di Nylon.

Analizzando la prima curva riportata presenti un valore di carico di snervamento e deformazione a rottura inferiore rispetto agli altri due provini. Tale aspetto necessita una analisi più accurata relativamente all'influenza dell'umidità sulle caratteristiche meccaniche di questo materiale. La Tab. 3-15 riporta i principali valori delle proprietà ottenute a partire dalle prove di trazione.

	TYPE II (D638-	TYPE II (D638-	TYPE II (D638-	Media	Deviazione	
	02) Nylon (1)	02) Nylon (2)	02) Nylon (3)		standard	
Deformazione a	221	251	262	244	17	
rottura %						
σ _y [MPa]	25.38	30.69	31.29	29.12	2.34	

Tab. 3-14 Caratteristiche meccaniche ottenute a partire dai provini in Nylon.

3.4.10 TYPE II (ASTM D638-02) Nylon + CF90°

Successivamente alle prove effettuate sui provini di Nylon si è proceduto ad effettuare le prove di trazione sui i provini il cui layer N° 13 è stato rinforzato mediante filamento con fibre di carbonio orientate a 90° rispetto alla dimensione principale. La Fig. 3-56 mostra le curve forza spostamento delle diverse prove effettuate sui provini Nylon + CF 90°.



Fig. 3-56 Diagramma forza spostamento dei provini di Nylon + CF90°.

Per quanto riguarda le curve tensione deformazione dei suddetti provini, il valore di tensione riportato è quello relativo alla media della tensione sulla sezione. Le reali tensioni sul Nylon come quelle sul layer di rinforzo sono funzione della rigidezza del materiale stesso.



Fig. 3-57 Diagramma tensione deformazione dei provini di Nylon + CF90°.

Come nel caso dei provini di Nylon, il primo provino ha presentato un allungamento a rottura inferiore rispetto a quello presentato dagli altri due. Di contro, il valore massimo del carico raggiunto risulta essere maggiore. Il valore medio dell'allungamento a rottura dei provini caricati con filamenti di carbonio a 90° risulta essere inferiore di più di 70 punti percentuali rispetto a quello dei provini di solo Nylon. Tale valore risulta comunque essere elevato, di contro è necessario considerare che i provini presentano all'interno delle fibre fragili. Per valori di allungamento e deformazione questo ordine di grandezza, il movimento di queste all'interno della matrice è estremamente complesso da prevedere. La Tab. 3-16 riporta i principali valori delle proprietà ottenute a partire dalle prove di trazione.

Tub. 3-15 curutteris	TYPE II (D638- 02) Nylon + CF90° (1)	TYPE II (D638- 02) Nylon + CF90° (2)	TYPE II (D638- 02) Nylon + CF90° (3)	Media	Deviazione standard
Deformazione	140	180	199	173	30
a rottura %					
σ _y [MPa]	34.03	32.07	32.2	32.77	1.09

Tab. 3-15 Caratteristiche meccaniche ottenute a partire dai provini in Nylon + CF 90°

Nonostante la presenza del filamento di rinforzo il valore medio della tensione di snervamento (mediata sulla sezione) risulta essere aumentato di 2 MPa.

3.4.11TYPE II (ASTM D638-02) Nylon + CF45°

Successivamente alla produzione si sono effettuate le prove di trazione sui provini il cui layer N° 13 è stato rinforzato mediante filamento con fibre di carbonio orientate a 45° rispetto alla dimensione principale. La Fig. 3-58 mostra le curve forza spostamento delle diverse prove effettuate sui provini Nylon + CF 45°.



Fig. 3-58 Diagramma forza spostamento dei provini di Nylon + CF45°.

Per quanto riguarda le curve tensione deformazione dei suddetti provini, il valore di tensione riportato, come nei casi precedenti è quello relativo alla media della tensione sulla sezione.



Fig. 3-59 Diagramma tensione deformazione dei provini di Nylon + CF90°.

A seguito delle prove di trazione si vede anche in questo caso come il primo provino abbia mostrato un valore di allungamento a rottura inferiore di quello mostrato dalle altre due prove. La variazione di orientazione del rinforzo ha portato ad una riduzione della deformazione a rottura pari a 30 punti percentuali rispetto al valore medio dei provini con rinforzo a 90°. La Tab. 3-17 riporta i principali valori delle proprietà ottenute a partire dalle prove di trazione.

Tub. 3-16 Curullerisi	<i>ab. 3-16 Caratteristiche meccaniche ottenute à partire dai provini în Nyion + 45</i>							
	TYPE II (D638-	TYPE II (D638-	TYPE II (D638-	Media	Deviazione			
	02) Nylon +	02) Nylon +	02) Nylon +		standard			
	CF45° (1)	CF45°(2)	CF45°(3)					
Deformazione	127	148	157	144	15			
a rottura %								
σ _y [MPa]	33.64	32.32	32.17	33.04	0.66			

Tab. 3-16 Caratteristiche meccaniche attenute a partire dai provini in Nylon + 45°

3.4.12 TYPE II (ASTM D638-02) Nylon + CF0°

Sono successivamente stati testati i provini orientati con la fibra secondo la direzione longitudinale. Nella figura seguente è mostrata la curva forza deformazione delle diverse prove effettuate.



Fig. 3-60 Diagramma forza spostamento dei provini di Nylon + CF0°.

Si è successivamente proceduto a calcolare le tensioni e le deformazioni del provino. Come nei casi precedenti si è proceduto a misurare tali valori considerando la sezione del provino senza effettuare nessuna differenziazione in merito alla reale rigidezza dei differenti materiali.



Fig. 3-61 Diagramma forza spostamento dei provini di Nylon + CF90°.

La Tab. 3-18 riporta i valori di tensione e deformazione dei differenti provini testati. Si vede come il terzo provino abbia presentato un valore di deformazione a rottura del 19% più elevato rispetto al valore medio. Nonostante tale considerazione tutti i provini hanno presentato rottura nella sezione ristretta.

TYPE II (D638- TYPE II (D638- CO) N L		TYPE II (D638-	TYPE II (D638-	Media	Deviazione	
	02) Nylon + CF0°	02) Nylon + CF0°	02) Nylon + CF0°		standard	
	(1)	(2)	(3)			
Deformazione	1.57	1.69	2.15	1.80	0.31	
a rottura %						
σ _y [MPa]	39.32	39.95	49.95	43.07	5.96	

Tab.	3-17	' Caratteristiche	meccaniche	ottenute d	a partire	dai pr	ovini in	Nylon	+ CF0.
							• • • • • • • • •		

Dai dati ottenuti potrebbe sembrare che il rinforzo con la fibra a 0°, portando un aumento medio di resistenza pari a 11 MPa rispetto alle fibre a 90° risulti essere poco influente. Deve però considerarsi che solamente uno strato su 25 totali è stato rinforzato.

Rispetto alla fibra orientata a 90° si vede però come il rapporto tra il modulo di Young medio della sezione risulti essere pari a 2.29. Al variare dell'orientazione delle fibre la variazione di rigidezza. Inoltre, proprio a causa della differente rigidezza si ha che le fibre assorbono la maggior parte del carico.

Dal punto di vista dell'allungamento a rottura la presenza di un singolo layer rinforzato porta ad un crollo superiore ai due ordini di grandezza dell'allungamento a rottura.

4 Modellazione numerica

Si è quindi proceduto alla modellazione dei provini ottenuti a partire dalla geometria della normativa D638-02 (TYPE II). Secondo la geometria sperimentale, si procede a modellare solamente il layer posizionato al centro con proprietà rappresentanti il layer depositato con fibre di rinforzo a 0° rispetto all'asse maggiore.

SMarkforged	orary / Part / Internal View	Search	۹ 🔞		ب	≡
TYPE II CF Francesco Podda	0°	Y Documentation	♥ Visibility 2D 3D	Editing Layer: 13 / 2 Use Fiber	5	
Part Stats (up to layer '				Fiber Fill Type	Isotropic Fib	er 🔻
S Est. print time	45m / 1h 14m			Concentric Fiber Ri	ngs	0
Nylon	3.77 / 7.48 cm ³			Start Rotation Perc	ent O	
Carbon Fiber	0.22 / 0.22 cm ³			Fiber Angle	0	
Material Cost	1.46 / 2.24 USD			Pause After Layer		
	n den men gen som		13112120 - 411			
Editing	Layer: 13 / 25		1.625mm	P	art View	
Materials					Print	

Fig. 4-1 Rappresentazione del layer centrale all'interno del software Eiger.

Per la modellazione del provino in materiale composito si è utilizzato il software della suite Altair HyperWorks 2017 per il pre e post processamento. Nonostante la suite di modellazione fornisca delle funzionalità per la gestione dei compositi come shell, si è scelto di effettuare una modellazione mediante elementi solidi. Per tenere in considerazione delle diverse zone del provino si è proceduto, a partire dallo schizzo del modello CAD a generare una curva all'interno del provino con un offset di 0.4 mm, pari al perimetro del polimero depositato. La necessità di suddividere il la superficie nelle due zone differenti si è resa necessaria in particolar modo per delineare il più correttamente possibile dove era effettivamente presente il filamento di rinforzo e dove era invece presente solamente polimero.



Fig. 4-2 Rappresentazione superfici utilizzate per l'importazione all'interno di Hypermesh

La Fig. 4-2 riporta le due superfici ottenute a partire dall'offset del perimetro del modello CAD utilizzato inizialmente. Le due superfici sono state successivamente salvate come file .igs ed importate all'interno di HyperWorks.

4.1 Stima preliminare rigidezza provini

Per poter dare una prima stima dei risultati della simulazione e andare a valutare la risposta del modello si è in primo luogo utilizzato il metodo del volume medio già presentato da [19] per questo tipo di compositi. La sezione ristretta del provino è caratterizzata geometria riportata in Fig. 4.3 e dai due differenti materiali utilizzati ad un riempimento del 100%.



Fig. 4-3 Sezione della generica sezione ristretta del provino rinforzato.

L'area complessiva della sezione ristretta del provino è circa pari a 19 mm^2 , di questa 18.4 mm^2 sono relativi alla parte di Nylon e 0.6625 mm di rinforzo in filamento di carbonio con differenti orientazioni. Ogni provino è però caratterizzato da un solo tipo di orientazione del filamento. Nel caso di filamento di rinforzo in fibra di carbonio il cui modulo elastico lungo la direzione delle fibre è pari a 54 GPa, mentre per il Nylon 0.94 GPa, il modulo elastico equivalente risulta essere:

$$\overline{E_1}(0^\circ) = \frac{E_{filamento}(0^\circ)A_f + E_m A_m}{A} \approx 2.78 \ GPa$$

Dove $\overline{E_1}(0^\circ)$ indica il modulo di elasticità medio della sezione rinforzata con il filamento orientato lungo la direzione di applicazione del carico,X.

Ipotizzando l'applicazione di un carico di 250 N la deformazione della sezione risulta essere:

$$\varepsilon_{filamento} = \varepsilon_m = \varepsilon = \frac{F}{\overline{E_1}(0^\circ)A} \approx 4.71 * 10^{-3}$$

Ne consegue che:

$$\begin{cases} \sigma_{filamento} (0^{\circ}) = E_{f} \varepsilon_{filamento} \approx 254 MPa \\ \sigma_{m} = E_{m} \varepsilon_{m} \approx 4.43 MPa \end{cases}$$

Lo stesso procedimento è stato effettuato anche per quanto riguarda il provino con le fibre di rinforzo disposte a 90° e a 45°. Nel primo caso, facendo riferimento ai coefficienti di elasticità precedentemente calcolati si è ottenuto:

$$\overline{E_1}(90^\circ) = \frac{E_{filamento}(90^\circ)A_f + E_m A_m}{A} \approx 0.956 \ GPa$$

Sotto l'applicazione della stessa forza precedentemente utilizzata per il caso precedente si ha:

$$\varepsilon_{filamento} = \varepsilon_m = \varepsilon = \frac{F}{\overline{E_1}(90^\circ)A} \approx 13.7 * 10^{-3}$$

Le sollecitazioni lungo la direzione X nella matrice e nella zona rinforzata sono infine:

$$\begin{cases} \sigma_{x-filamento} (90^{\circ}) = E_{filamento} (90^{\circ}) \varepsilon_{x-filamento} \approx 19.5 MPa \\ \sigma_{x-m} = E_m \varepsilon_{x-m} \approx 12.9 MPa \end{cases}$$

Infine per quanto riguarda il provino con rinforzo a 45° si ottiene che:

$$\overline{E_1}(45^\circ) = \frac{E_{filamento}(45^\circ)A_f + E_m A_m}{A} \approx 0.959 \ GPa$$
$$\varepsilon_{x-filamento} = \varepsilon_{x-m} = \varepsilon = \frac{F}{\overline{E_1}(45^\circ)A} \approx 13.65 * 10^{-3}$$

Se per quanto riguarda i filamenti orientati lungo la direzione X e Y, tale calcolo preliminare dovrebbe portare ad un buon riscontro con la simulazione utilizzando i valori del datasheet, la stima di $\overline{E_1}$ potrebbe non essere sufficiente a causa della non simmetria del provino orientato a 45°. Tutte le considerazioni sul campo di tensioni e deformazioni presuppongono che esso sia di tipo monodimensionale. Non si è tenuta in considerazione nessuna influenza degli effetti di bordo nel provino e deviazioni geometriche da quelle nominali rispetto a quelle nominali.

4.2 Modellazione numerica

Allo stato dell'arte attuale le simulazioni numeriche della maggior parte dei materiali compositi di carbonio vengono discretizzati mediante l'utilizzo di elementi shell (bidimensionali). La minore complessità computazionale e le caratteristiche geometriche di questi manufatti (spessori ridotti rispetto alle altre due dimensioni geometriche) hanno portato ad un buon riscontro tra sperimentazione e simulazione. Si pone quindi il problema se una discretizzazione bidimensionale possa essere utilizzata efficacemente per la simulazione di un oggetto realizzato mediante un processo di additive manufacturing. Tale tecnologia ha infatti la possibilità di produrre oggetti con rinforzi di spessore del rinforzo estremamente differenti. Per questo motivo, data anche la non eccessiva complessità numerica della simulazione si è deciso di utilizzare elementi di tipo solido. Questa scelta è stata dettata da differenti necessità di modellazione. Prima tra tutte la necessità di poter assegnare delle proprietà del materiale differenti anche sulla direzione Z. Nonostante non si siano effettuate prove sperimentali lungo tale asse si è predisposto il modello per successive modifiche dello stesso. È infatti necessario considerare che allo stato dell'arte attuale le proprietà meccaniche lungo la direzione Z non possano essere considerate le stesse di quelle sul piano X-Y. Un ulteriore aspetto che ha portato la scelta su questo tipo di modellazione era legata alla possibilità di non dover necessariamente vincolare l'intero spessore nella zona di afferraggio, ma solamente le facce esterne. Si è in primo luogo andati a suddividere le due superfici importate in formato IGES in modo da poter gestire in più semplicemente la fase di meshing. La Fig. 4-4 riporta la suddivisione delle superfici mettendo in evidenza il fatto che queste comunque risultassero collegate rigidamente. Questa assunzione garantisce la continuità degli spostamenti tra elementi contigui, indipendentemente dal materiale di cui essi sono costituiti.

File Edit View Collectors Geometry Me	sh Connectors Materials Propertie	s BCs Setup Tools Morphing	Optimization Post XYPlots Pr	eferences Applications Help		
🖹 🏡 • 🎇 • 🦗 • 🐐 • 🌈 • 🥐 •	🕻 🎁 - 📩 📇 🗔 - 📧 🗔	🛯 🔍 🧼 🗳 🖓 tả 🖓	📫 🚉 y y 🖞 🎲 📭 🐖 - 📿	x 🔍 🕂 🖑 🐡 🛊 🚯	🄏 🔓 • 🔓 • 👘 • 👘	🖛 📫 🚺 of 1
🔊 • 🖘 - 🔐 🖨 🎒 🚔	4 🚔 4					
Session Mask Model × Import						
🗖 🗟 🖗 🕵 🚮 🦉						Model Info: Untitled*
Enter Search String 🔍 🗸 👻	1					
📲 • 📲 📽 🏶 💊 • 🖶 • 🗟 •	1					
Entities ID 🕥 Include	III					
🖽 🙀 Assembly Hierarchy	a					
E Components (6)						The second se
Materials (2)	e		~~			
±r•j⊒ nes(i)	800 9		<u> </u>			
	0					
	123					<u>_</u>
	200					
	ABC					
	ABC Y					
▼	🗾 🗾 🚄 🕹					
Name Value				* ~ ~		
	🔛 🕹 👟 👘 🐈	📲 🗶 🍘 🍋 🗄 🚬	By 2D Topo 🔻 🖓 + 🐼 + 📷	🕎 By Comp 🔹 🗐 🔹 🖓	< • 🔶 • 😓 • 🏭 🤅	2
	nodes	lines	surfaces	solids	quick edit	 Geom
	node edit	line edit	surface edit	solid edit	edge edit	C 1D
	temp nodes	length	defeature	ribs	point edit	C 2D
	distance		midsurface		autocleanup	C 3D
	points		dimensioning			C Analysis
						C Tool
						C Post

Fig. 4-4 Suddivisione superfici per gestione mesh. Modellazione solida.

Si è successivamente al meshing delle due superfici bidimensionali. Le dimensioni dell'oggetto avrebbero permesso di poter ottenere un buon livello di approssimazione anche con una dimensione degli elementi superiore al mm. La presenza di dettagli di piccole dimensioni come il perimetro di Nylon riportato in blu nella Fig. 4-5 di dimensioni pari a 0.4 mm ha portato a ridurre le dimensioni medie della mesh per ottenere un buon fattore di forma. La dimensione massima del lato degli elementi è stato impostato pari a 1 mm e ed il determinante della jacobiana pari a 0.7. La dimensione non è stata ulteriormente affinata. Tale dimensione ha permesso di discretizzare la sezione ristretta mediante un numero di elementi pari a 8. Questi elementi, nel layer di rinforzo risultano essere così suddivisi, 6 elementi per la discretizzazione della zona rinforzata e 2 elementi per la discretizzazione del profilo di Nylon. Tutta la geometria è stata approssimata mediante elementi a quattro lati di primo ordine. La Fig. 4-5 è rappresenta la mesh bidimensionale utilizzata per la successiva realizzazione degli elementi 3D.



Fig. 4-5 Mesh (1mm), modellazione solida.

La fase di meshing sulla terza dimensione è stata effettuata mediante l'utilizzo della funzione elements offset. Nella sezione relativa ai solid layers sono stati impostati il numero di layer, offset iniziale e lo spessore totale della zona. La Fig. 4-6 riporta i valori utilizzati di questi tre parametri. Non si è agito sul bias degli elementi realizzando una mesh uniforme che rispecchiasse nel maggior modo possibile il tipo di produzione mediante layer.



Fig. 4-6 Impostazioni elements offset per meshing 3D.

Il provino è stato suddiviso in 4 componenti differenti. Il primo componente è stato utilizzato per la modellazione dei primi layer di filamento in Nylon, come mostrato in giallo dalla Fig. 4-7. Lo stesso procedimento è stato eseguito per i layer polimerici superiori riportati in rosso. Si è infine effettuata la suddivisione del layer centrale. Per poter gestire in maniera indipendente dalla orientazione e dal materiale il layer centrale si è proceduto alla suddivisione in due differenti componenti il perimetro esterno di Nylon e quello di rinforzo.

A seguito della realizzazione della mesh tridimensionale in diversi componenti è stato necessario garantire la congruenza degli spostamenti tra i differenti componenti. Questo è stato effettuato applicando la funzione 'merge' ai nodi con distanza inferiore a 0.1 mm. Si è infine reso necessario un controllo sulla direzione normale degli elementi.

Sia per quanto riguarda i carichi che i vincoli si è visto sperimentalmente che la zona effettivamente vincolata risultava essere di circa a 3 mm dall'inizio del raggio di raccordo. Tutti i provini Type II realizzati in precedenza sono stati posizionati nelle morse in maniera tale da avere un sistema di afferraggio il più possibile ripetibile.


Fig. 4-7 Vincoli sulle facce del provino con generica orientazione del rinforzo.

Le zone delle facce evidenziate nella Figura precedente sono state inizialmente vincolate su tutti i gradi di libertà di rotazione e di traslazione. Questa scelta è stata fatta considerando il sistema di afferraggio e la sua morfologia. Si è successivamente provato a modificare tale vincolo liberando i gradi di libertà di rotazione degli elementi vincolati. A seguito della simulazione non si è notata nessuna differenza nella quinta cifra decimale dal punto di vista del campo degli spostamenti nel provino di Nylon. A seguito di questa analisi si è potuto trascurare questo effetto nella fase di realizzazione del modello.

L'applicazione del carico è stata effettuata collegando un nodo posizionato alle lungo l'asse del provino e le facce nella zona del sistema di grippaggio mediante un RBE2 (rigid body element), un elemento rigido in grado di trasferire gli spostamenti ed i carichi a tutti gli elementi selezionati.

Nel nodo utilizzato per l'applicazione della generica forza diretta lungo l'asse X si è deciso di imporre un ulteriore vincolo. Questo vincolo, sebbene non necessario per quanto riguarda i provini di Nylon o rinforzati mediante filamento a 90° o 0° è necessario per quanti concerne il provino con il rinforzo orientato a 45°.

Si è infatti imposto che il nodo di applicazione del carico, a cui sono stati rigidamente collegati tutti i restanti nodi del sistema di grippaggio possa subire spostamenti solamente lungo l'asse X. Si ha infatti che il provino realizzato non è bilanciato. Questo porta ad avere il termine di accoppiamento A_{66} della matrice di accoppiamento tra forze per unità di lunghezza e deformazioni diverso da zero. Nel caso in cui non ci si vincolassero gli altri gradi di libertà, a livello macroscopico si avrebbe una traslazione lungo la direzione Y del punto di applicazione del carico dovute a sforzi di taglio. La reale fisicità del problema andrebbe a perdersi in quanto il sistema di bloccaggio non consente al provino deformazioni di taglio che a livello macroscopico comportano una traslazione del punto di applicazione del carico.



Fig. 4-8 Rappresentazione RBE2 e del vincolo sui gradi di libertà differenti dalla traslazione lungo l'asse X.

4.2.1 Orientazione materiale

Una volta realizzato il modello si è proceduto all' orientazione del layer di rinforzo. Hypermesh permette di gestire la generica orientazione di un materiale ortotropo mediante l'utilizzo di un sistema di riferimento locale genericamente orientabile. Si è quindi proceduto ad assegnare la corretta orientazione del sistema di riferimento del materiale assegnato al layer N° 13 nei differenti modelli. Questa soluzione ha permesso di non dover ricreare il modello a seguito di una generica modifica dell'orientazione del materiale. Tale soluzione permette inoltre di essere certi che eventuali errori di modellazione siano comunque presenti su tutti i modelli ed influiscano sui risultati allo stesso modo. Si è quindi solamente proceduto alla rotazione del sistema di riferimento assegnato al materiale di rinforzo.



Fig. 4-9 Sistemi di riferimento utilizzati per la definizione del modello solido.

A seguito della definizione dei sistemi di riferimento del materiale si è potuto eseguire le simulazioni con il livello di carico pari a 250 N. Tale valore è stato scelto in modo tale da poter confrontare tutti i risultati sperimentali allo stesso livello di carico senza incorrere a errori legati alla non linearità del materiale e sufficientemente distanti dal carico di rottura. In questa prima fase di modellazione il materiale utilizzato presentava le caratteristiche meccaniche precedentemente calcolate e riportate nella Tab. 3.3.

4.3 Risultati delle simulazioni

Sono quindi state eseguite le simulazioni numeriche dei quattro differenti modelli, Inizialmente utilizzando i valori delle caratteristiche meccaniche riportate nella Tab. 3.3. Con tali valori il massimo spostamento lungo l'asse X a seguito dell'applicazione di un carico pari a 250N è risultato essere pari a 1.4097 mm. La Fig. 4-10 mostra il profilo dello spostamento, sotto le ipotesi di omogeneizzazione delle proprietà.



Fig. 4-10 Profilo dello spostamento a seguito del provino in Nylon con proprietà da datasheet.

Per poter confrontare i risultati sperimentali con quelli della simulazione è stato deciso di scartare i valori di spostamento del primo provino di ogni tipo. Questi infatti non sono stati realizzati nel medesimo momento. Si è quindi calcolato il valore medio dello spostamento lungo X, dei provini testati sperimentalmente, è stato pari a 1.929 mm. Tale valore risulta essere circa pari al 36% maggiore di quanto non sia quello ottenuto in fase di modellazione a causa della differenza tra i valori del reale modulo di Young del materiale e quello riportato nel Datasheet.

Si è quindi proceduto ad effettuare le simulazioni dei provini con il filamento di rinforzo. Tutte le simulazioni sono state ottenute utilizzando nuovamente le costanti elastiche del materiale ottenute riportate nella Tab. 3-3. L'unica differenza è stata obbligata dal software a causa di un errore legato al condizionamento della matrice legata al materiale. Si ha infatti che a causa della grande anisotropia del materiale deve essere rispettata due condizioni di stabilità legate all'invertibilità della matrice [D]. Una delle quali risulta essere, come esposto in precedenza legata a Δ . È stato quindi necessario, solamente per il filamento di rinforzo utilizzare un coefficiente di Poisson che fosse pari a 0.15 [29]. Di seguito sono riportati i risultati della simulazione relativamente al profilo dello spostamento delle tre differenti orientazioni del filamento di rinforzo.

Lo spostamento medio del provino rinforzato con il filamento a 90° lungo la direzione X trovato sperimentalmente risulta essere pari a 1.382 mm. La simulazione numerica dello stesso provino risulta portare ad uno spostamento di 1.307 mm. Nonostante tali valori risultano essere molto simili

è necessario tenere in considerazione che a le prove sperimentali condotte sul provino di Nylon, a parità di geometria hanno mostrato come l'effettiva rigidezza del Nylon sia inferiore a quella riportata nel datasheet.



Fig. 4-11 Campo degli spostamenti del provino con rinforzo a 90°.

Di seguito sono riportati i profili di spostamento dei provini rinforzati con il filamento orientato a 45° e quello orientato a 0°. La Fig. 4.12 mostra il campo degli spostamenti nella sezione ristretta risulta essere antisimmentrico. Il massimo spostemento lungo la direzione X è risultato essere 1.315 mm leggermente maggiore di quello del provino a 90°. Tale valore risulta però essere plausibile e fortemente dipendente dalla resistenza a taglio del materiale. A livello sperimentale il valore medio degli spostamenti lungo l'asse X dei provini con rinforzo a 45° è risultato essere pari a 1.296 mm.



Fig. 4-12 Campo degli spostamenti del provino con rinforzo a 45°.

Si riporta infine il campo degli spostamenti del provino con le fibre di rinforzo a 0° (Fig. 4.13). Sperimentalmente si è trovato che lo spostamento medio a 250 N è risultato essere pari a 0.753 mm. Confrontando tale valore con quello ottenuto dalla simulazione si vede come la rigidezza sperimentale di questo provino sia circa pari al 63% di quella teorica. Come già visto per quanto riguarda il provino di solo Nylon si ha che parte di questa differenza è dovuta al fatto che il Nylon non presenti le stesse proprietà meccaniche di quelle riportate nel datasheet.



Fig. 4-13 Campo degli spostamenti del provino con rinforzo a 0°.

La Fig. 4-14 mostra il campo delle tensioni sotto l'ipotesi di omogeneizzazione delle proprietà nel provino con il layer di rinforzo a 0°. Rispetto al risultato ottenuto mediante il metodo di omogeneizzazione delle proprietà della sezione si è ottenuto un valore superiore delle tensioni nella sezione ristretta.



Fig. 4-14 Campo delle tensioni lungo la direzione X ipotizzando l'omogeneità delle proprietà meccaniche.

Si è successivamente ripetuta la simulazione utilizzando i coefficienti di elasticità riportati nella Tab. 4-1.

Tab. 4-1 Costanti elastiche del Nylon						
Proprietà	E_1	E_2	v_12	G_12		
Nylon	690 [MPa]	690 [MPa]	0.39	250 [MPa]		

Utilizzando le costanti riportate in Tab. 4-1, insieme all'ipotesi di comportamento isotropo per il materiale polimerico si è eseguita nuovamente la simulazione. Una volta impostati tali coefficienti di elasticità, il sistema precedentemente discretizzato ha portato ad uno spostamento lungo l'asse X pari a 1.920 mm. Tale valore trova un buon riscontro con quello ottenuto sperimentalmente.

4.3.1 Aggiornamento proprietà elastiche

Sono quindi stati calcolati nuovamente tutti i coefficienti di elasticità del materiale andando modificare il modulo di Young del Nylon portato dal valore di 940 MPa del datasheet fino a 690 MPa. La Tab. 4-2 riporta i valori delle costanti del materiale calcolate a seguito dell'aggiornamento. Tutti i calcoli sono stati eseguiti seguendo la procedura illustrata nel paragrafo 3.3.3. A causa dei motivi precedentemente illustrati si è dovuto aumentare fittiziamente il mudulo di Young in direzione 2 da 1030 MPa a 1100 MPa per non ridurre ulteriormente il coefficiente di poisson. Si è infatti reso necessario per non riportare errori legati ad autovalori negativi ridurre il coefficiente di poisson da 0.15 a 0.14.

Tab. 4-2 Proprietà elastiche a seguito della modifica del modulo elastico del Nylon.

Proprietà	E_1	E_2 = E_3	v_12 = v	G_12 = G
Filamento CF	54000 [MPa]	1100 [MPa]	0.14	380 [MPa]
Nylon	690 [MPa]	690 [MPa]	0.39	250 [MPa]

A seguito della modifica del modulo di Young del Nylon si è visto come la rigidezza del modello agli elementi finiti sia stata ridotta almeno in parte rispetto ai dati sperimentali. Sono quindi state eseguite nuovamente le simulazioni dei provini alle tre differenti orientazioni del filamento di rinforzo.

Tab. 4-3 Massimo spostamento lungo l'asse X con i parametri utilizzati in Tab. 4-2.

Orientazione	Nylon + CF 0°	Nylon + CF 45°	Nylon + CF 90°
Spostamento X [mm]	0.53	1.78	1.77

Sia il provino rinforzato con le fibre a 90° che quello rinforzato con le fibre a 0° la modifica delle proprietà del Nylon ha portato verso la convergenza del modello agli elementi finiti a quello dei dati sperimentali. Le proprietà meccaniche di rigidezza del filamento di rinforzo l'ungo la direzione dell'asse X misurate sperimentalmente risultano essere inferiori a quelle riportate nel datasheet. Per quanto riguarda la rigidezza del provino a 45° dovrà essere necessariamente modificata la resistenza a taglio del materiale in maniera tale che si possa considerare l'effetto di bordo legato alla deposizione del filamento.

4.4 Calibrazione modello

A seguito della differenza tra i risultati sperimentali e quelli del modello si è andati a ricercare quali potessero essere le motivazioni abbiano portato ad una variazione della risposta del modello da quella dei dati sperimentali. Prima tra tutte l'ipotesi per la quale il Nylon ottenuto tramite questa tecnologia possa essere assimilabile ad un materiale isotropo. Questa ipotesi risulta essere sicuramente molto restrittiva. Allo stesso tempo proprio per limitare possibili effetti relativi alla non isotropia tutti i provini sono stati realizzati con la stessa strategia di riempimento. L'ulteriore ipotesi effettuata è stata sicuramente quella di non aver tenuto in considerazione gli effetti di bordo del filamento legati alla curvatura del filamento. Questo effetto era stato inizialmente trascurato data la elevata curvatura del materiale e parziale rottura di alcune fibre come riportato nelle Fig. 2-36 e Fig. 3.27.

È inoltre necessario considerare che la geometria all'interno del modello discretizzato mediante elementi finiti risulta essere uguale a quella nominale del provino e che eventuali deviazioni delle dimensioni geometriche possono portare a risultati differenti.

Sarebbe probabilmente necessario adottare una discretizzazione che tenga in considerazione il singolo filamento e la sua curvatura all'interno del modello come quelli utilizzati nelle tecnologie di variable angle tow. Tale tipo di modellazione risulta essere molto onerosa sia per quanto riguarda la preparazione del modello che dal punto di vista computazionale, se effettuata mediante l'utilizzo di elementi solidi. Questa potrebbe trovare ottimo riscontro sperimentale soprattutto nell'utilizzo dei rinforzi di tipo concentrico. Si dovrebbe tenere in considerazione parte delle fibre, a causa della deposizione vengono portate a rottura.

Si è per questo cercato di considerare gli effetti di bordo nella risposta del materiale. Si è andati ad ipotizzare che gli effetti di bordo siano indipendenti dall'angolo di deposizione del filamento di rinforzo. Tale ipotesi, comunque molto forte, potrebbe risultare meno restrittiva di quella formulata precedentemente. A seguito di questa ipotesi è possibile calibrare il modello utilizzando i valori sperimentali. Questo grazie all'utilizzo di provini nominalmente delle stesse dimensioni.

Per la calibrazione del modello si è proceduto iterativamente alla modifica delle principali costanti elastiche del filamento di rinforzo. Tale processo è stato eseguito seguendo i seguenti step fino a convergenza.

- Ipotesi valore costante elastica
- Verifica convergenza nel modello ad una determinata orientazione del rinforzo
 - o Convergenza nel modello ad una determinata orientazione
 - Verifica convergenza su modelli ad altre orientazioni.
 - Convergenza globale

A seguito della convergenza del sistema si è arrivati ad un buon valore di convergenza del modello relativamente alla ipotesi principale precedentemente discussa. Si è deciso di portare a convergenza i valori fino al valor medio dello spostamento lungo X misurato sperimentalmente consci del fatto che l'intero abbia sicuramente degli errori sperimentali e di discretizzazione. Nonostante questo

l'errore di discretizzazione legato alla mesh, avendo utilizzato lo stesso modello a cui è stata solamente cambiato il sistema di riferimento per l'orientazione del materiale, dovrebbe essere costante.

In Tab. 4-4 sono riportati i valori di spostamento a fine convergenza.

Tab. 4-4 Valori di spostamento a seguito della modifica dei parametri di elasticità per la convergenza del modello.

Orientazione	Nylon + CF 0°	Nylon + CF 45°	Nylon + CF 90°
Spostamento X [mm]	0.74	1.30	1.38

Grazie alla differente orientazione del rinforzo all'interno dei provini testati, i valori delle costanti elastiche su cui si è andati ad agire, rispettivamente i due valori di modulo di Young ed il modulo di taglio nel piano X-Y, sono risultati praticamente indipendenti l'uno dall'altro. I valori dei coefficienti di elasticità del provino, sotto le ipotesi precedentemente citate sono stati riportati nella Tab. 4-5.

Tab. 4-5 Proprietà a convergenza del modello.

Proprietà	E_1	E_2	E_3	v_12 = v	G_12	G_23=G_13
Filamento	32000 [MPa]	7500 [MPa]	1100 [MPa]	0.15	3700 [MPa]	380 [MPa]
CF						

I valori dei coefficienti di elasticità del modello su cui si è agito, se riferiti all'ipotesi precedente legata al trascurare completamente gli effetti di bordo dovuti alla deposizione, se non per il modulo di Young lungo la direzione 1 risultano estremamente elevati. Per quanto riguarda il modulo di Young lungo la direzione 1 esso risulta essere circa pari al 60% di quello riportato nel datasheet. Tale valore risulta essere comunque plausibile considerando che lo stesso Nylon ha presentato circa il 70% della rigidezza del datasheet. Facendo invece riferimento al modulo di Young lungo la direzione 2 e quello di taglio nel piano 1-2 tali valori, facendo riferimento alla sola teoria della micromeccanica erano già stati calcolati e riportati in Tab. 4.2. Ne consegue che l'effetto di bordo ha portato ad un aumento del modulo di Young circa pari al 700%. Lo stesso modulo di Taglio che era stato calcolato essere pari a 380 MPa risulta invece essere circa pari a 3700 MPa. Questo potrebbe essere spiegato dalla resistenza a taglio delle fibre nella direzione opposta.

4.4.1 Validazione modello con provino rinforzato a 15°, 30° e 60°.

Per valutare se l'ipotesi di indipendenza dall'angolo di rinforzo del filamento sulle variazioni delle proprietà legate all' effetto di bordo possa trovare un riscontro sperimentale si è deciso di produrre un numero di provini pari a due con un'orientazione del filamento di rinforzo a 30°. Sono stati inoltre prodotti un numero di provini pari a 4 per tipo con una orientazione del rinforzo a 15° ed a 60°. La scelta di produrre due coppie di provini è stata dettata dal voler valutare l'influenza del tempo intercorso tra la produzione e le prove di trazione sulle proprietà meccaniche. La Fig. 4.14 riporta la foto dei provini rinforzati a 30°.



Fig. 4-15 Provini con orientamento della fibra di rinforzo a +30°.

Una volta prodotti tali provini si è proceduto a pesare e misurare i provini. LaTab. 4-6 riporta valori ottenuti con la relativa incertezza.

Tipo e numero	Massa [g]	Larghezza [mm]	Lunghezza [mm]	Spessore [mm]
provino		(sezione ristretta)		(sezione ristretta)
TYPE II (D638-02)	7.58 ± 0.01	6.10 ± 0.01	184.37 ± 0.01	3.19 ± 0.01
Nylon + CF 30° (1)				
Nylon + CF 30° (2)	7.59 ± 0.01	6.10 ± 0.01	184.36 ± 0.01	3.17 ± 0.01

Tab. 4-6 Massa e dimensioni geometriche provini orientati a +30°

Le stesse Tab. 4-7 e Tab. 4-8 riportano i valori di massa e principali dimensioni geometriche rispettivamente dei provini con il rinforzo orientato a 60° e 15°. La massa dei differenti provini risulta essere all'interno di un range ridotto. Mostrando nuovamente come la calibrazione del sistema porti ad ottenere dei risultati da una buona ripetibilità dal punto di vista della massa.

Tab. 4-7 Massa e dimensioni geometriche provini orientati a +60°	
--	--

Tipo e numero	Massa [g]	Larghezza [mm]	Lunghezza [mm]	Spessore [mm]
provino		(sezione ristretta)		(sezione ristretta)
TYPE II (D638-02)	7.60 ± 0.01	6.06 ± 0.01	183.83 ± 0.01	3.16 ± 0.01
Nylon + CF 60° (1)				
Nylon + CF 60° (2)	7.58 ± 0.01	6.07 ± 0.01	184.04 ± 0.01	3.16 ± 0.01
Nylon + CF 60° (3)	7.59 ± 0.01	6.12 ± 0.01	184.08 ± 0.01	3.16 ± 0.01
Nylon + CF 60° (4)	7.59 ± 0.01	6.07 ± 0.01	183.91 ± 0.01	3.16 ± 0.01

Tab. 4-8 Massa e dimensioni geometriche provini orientati a +15°

Tipo e numero	Massa [g]	Larghezza [mm]	Lunghezza [mm]	Spessore [mm]
provino		(sezione ristretta)		(sezione ristretta)
TYPE II (D638-02)	7.64 ± 0.01	6.06 ± 0.01	184.67 ± 0.01	3.16 ± 0.01
Nylon + CF 15° (1)				
Nylon + CF 15° (2)	7.65 ± 0.01	6.07 ± 0.01	184.84 ± 0.01	3.17 ± 0.01
Nylon + CF 15° (3)	7.66 ± 0.01	6.12 ± 0.01	184.82 ± 0.01	3.16 ± 0.01
Nylon + CF 15° (4)	7.66 ± 0.01	6.09 ± 0.01	184.84 ± 0.01	3.17 ± 0.01

A partire dai valori di lunghezza misurati dopo la fase di produzione si è proceduto ad aggiornare i dati precedentemente illustrati in Fig. 3-48. Tale andamento sembra seguire sempre con maggior accuratezza quello riportato in Fig 2-26 relativamente all'effetto dell'orientazione delle fibre sulle deformazioni termiche.



Fig. 4-16 Effetto dell'angolo di orientazione del rinforzo sul ritiro termico_2.

A seguito della fase di produzione sono state effettuate le prove di trazione sui differenti provini. Le prove sono state effettuate sulla stessa macchina utilizzata per tutti gli altri test, così come il sistema di afferraggio del provino. Le prove di trazione sono state effettuate rispettivamente ventiquattro ore dopo la produzione degli stessi per quanto riguarda i provini con il rinforzo a 30°, Nylon + CF 60° (3), Nylon + CF 60° (4), Nylon + CF 15° (3), Nylon + CF 15° (4). Si è impostata una velocità della testa della macchina pari a 50 mm/min per i provini con rinforzo a 30° e 60° gradi rispettivamente. Per le prove con rinforzo a 15° si è utilizzata una velocità di 10 mm/min in maniera tale da tenere in considerazione la maggiore fragilità del provino. La Fig. 4-15 riporta le curve sperimentali delle prove di trazione effettuate sui provini con rinforzo a 30°.



Fig. 4-17 Diagramma forza spostamento dei provini di Nylon + CF90°.

Nonostante per la fase di validazione si siano utilizzati solamente due provini l'andamento sembra seguire lo stesso trend. Si nota però una certa differenza nel comportamento dei due provini in prossimità della zona a forza massima. Si ha avuto una certa deviazione sul massimo allungamento prima del completo cedimento del provino. La Fig. 4-18 riporta la fotografia dei provini, scattata successivamente alle prove di trazione. Entrambi i provini hanno riportato cedimento nella sezione ristretta. Analizzando il provino si è visto come a seguito del raggiungimento della massima forza sia iniziata una fase di scollamento dei filamenti rispetto alla matrice di Nylon. Questa potrebbe essere la causa del primo calo di forza subito dopo il massimo. Si rende comunque necessario effettuare una analisi più accurata sia dei meccanismi di interazione tra il Nylon o Onyx e le differenti tipologie di rinforzo.



Fig. 4-18 Immagine provini con filamento di rinforzo a 30°, a seguito delle prove di trazione.

Le analisi condotte risultano però essere effettuate ad un carico circa pari ad un terzo di quello massimo raggiunto dalle prove. Non si è ritenuto necessario procedere alla produzione di ulteriori provini. Ad un carico pari a 250 N le due differenti prove sperimentali con il rinforzo a 30° hanno riportato rispettivamente un allungamento di 0.827 mm e 1.008 mm, il cui valore medio risulta essere circa pari a 0.918 mm.



Fig. 4-19 Andamento Forza spostamento provini con rinforzo orientato a 60°.

Nonostante il numero ridotto di provini testati è possibile valutare tre differenti trend che possono essere evidenziati a partire dalle curve. La rigidezza media calcolata a 250N sui primi due provini risulta essere il 24% inferiore. Si ha infatti che lo spostamento medio a 250N dei primi due provini è stato pari a 1.07 mm, si è invece ottenuto 1.33 mm nel caso dei provini testati ventiquattro ore dopo, come nel caso di tutti i provini testati in precedenza. I provini testati subito dopo la produzione mostrano inoltre un carico massimo nella parte elastica dell'8%. L'ultimo aspetto è legato all'allungamento a rottura. Questo sembra essere inferiore nel caso dei provini testati ventiquattro

ore dopo. Per quanto riguarda i provini con il rinforzo orientato a 15° la prima considerazione da fare riguarda la quantità reale di rinforzo che viene depositata dal software. La Fig. 4.20 riporta i diversi percorsi utensile riportati su Eiger al variare dell'orientazione. Si vede chiaramente come al diminuire dell'angolo di rinforzo il riempimento della sezione mediante polimero sia sempre più influente. Effettuando una omogeneizzazione delle proprietà è estremamente complesso che il sistema risponda esattamente a quello predetto mediante un modello. Sarebbe necessario tenere in considerazione i differenti effetti di bordo modellando separatamente tutte le differenti zone rinforzate con polimero e quelle con il rinforzo. Questo sarebbe potuto essere realizzabile su una geometria come quella del provino, generalizzando ad un componente complesso questo approccio risulta impraticabile per la stragrande maggioranza delle applicazioni. Dal punto di vista sperimentale i provini rinforzati con il layer a 15° hanno presentato uno spostamento tutti presentato uno spostamento a 250 N compreso tra i 0.72 mm ed i 0.76 mm senza un'apprezzabile differenza in termini di rigidezza tra i provini testati subito e quelli testati dopo ventiquattro ore. Tale effetto potrebbe essere legato alla predominanza della fibra lungo la direzione X.



Fig. 4-20 Percorsi utensile per realizzazione provini a differenti orientazione.

Si è a questo punto passati alla parte di simulazione. Utilizzando le costanti elastiche riportate in Tab. 4-5 si è effettuata la simulazione per valutare se lo spostamento medio dei provini testati sperimentalmente fosse pari a quello del modello agli elementi finiti.

File Edit View Collectors Geometry Mes	h Connectors Material	s Properties BCs Setup Tools	Morphing Optimization Post	XYPlots Preferences Applicat	tions Help	
🖹 🗞 • 🎉 • 😹 • 省 • 🌈 • 🦍 • 🛛	l 🎁 - 🔁 🔠 🗖	- 🔝 💽 🖭 🍭 🧇 🖄	,× ¹ × × ² ¹ × y ² × × × × × × × × × × × × × × × × × × ×	🔄 - 🔍 🔍 🕂 🖑 <	🛏 🌲 🚯 🤞 🗮	- 👘 - 🛛 🛑 📥 🚺 of 1
	Ē					
Session Mask. Model × Import						
🗖 🗟 😨 🕵 🐻 😘	6					Model Info: Untitled*
Enter Search String 🔍 🗸 👻	11					
🛍 • 📲 📽 🧇 • 👘 • 🔖 i	E					
Entities ID 🕥 Include	ø					
Assembly Hierarchy	1 A A A A A A A A A A A A A A A A A A A					
Cards (1)					l (
Components (3) Ded Collectors (2)	HT741					
Load Steps (1)	N TIXH					
⊕- 🏤 Materials (2)						
🗉 😂 Properties (2)						
System Collectors (1)	1					
⊕- 🍘 Titles (1)	ABC	XIIII				
	ABC					
	100 C					
· · · · ·	7 . ×					
Name Value						8
	: 🔎 • : 😓 💊 🖞	£ 💫 🖳 🔍 - 🗶 🍘 💗	⁴ ² 3 [•] : ▲ Auto • ♦ • ●	🔊 • 📦 👰 By Comp 🔹 (* # 🖳 : 🔶
			•	z-axis B		rotate+
			angle =	30.000	<u>,</u>	
						return
Rotate					Model	spcs

Fig. 4-21 Sistema di riferimento per definizione proprietà elastiche del provino con rinforzo a +30°.

Una volta ruotati i sistemi di riferimento per le tre differenti orientazioni dei provini, si è proceduto alla simulazione degli stessi. I valori del massimo spostamento lungo l'asse X sono riportati nella Tab. 4-9.

|--|

Tipologia provino	Nylon + CF 15°	Nylon + CF 30 °	Nylon + CF 60°
Spostamento X simulazione [mm]	0.852	1.091	1.387

Nel caso dei provini Nylon + CF 30° il valore della simulazione risulta superiore rispetto al valore medio ottenuto sperimentalmente. Più precisamente, l'ipotesi adottata porta ad uno spostamento del provino, lungo l'asse X maggiore del 18.8 %. Le altre due orientazioni hanno mostrato dei valori sperimentali di sposamento rispettivamente di 0.74 mm nel caso del Nylon + CF 15° e 1.33 mm per i provini Nylon + CF 60°. La differenza tra i valori della simulazione e quelli variano al variare dell'orientazione. È comunque necessario considerare come si sia effettuata una omogeneizzazione delle proprietà meccaniche lungo gli assi principali del materiale. Questa ipotesi è sicuramente una delle più restrittive effettuate insieme all'ipotesi che l'effetto di bordo potesse essere trascurato.

Nonostante il modello, a causa delle forti ipotesi effettuate e del limitato numero di provini testati è possibile affermare che l'angolo di orientazione delle fibre possieda una influenza all'allungamento a rottura dei differenti provini testati.



Fig. 4-22 Allungamento a rottura in funzione dell'angolo di orientazione delle fibre.

Lo studio in merito alla rottura dei provini rinforzati necessita comunque ulteriori approfondimenti dato il differente comportamento del polimero in funzione della velocità di rottura.



Fig. 4-23 Curve forza-spostamento dei provini rinforzati con le differenti orientazioni.

Conclusioni

Nel presente studio si è analizzato il CFF come tecnologia additiva per la produzione di materiali compositi a fibra lunga. Si sono messi in evidenza le principali grandezze che influenzano la capacità di rinforzo della macchina come il numero di roof & top layers, i wall layers e il numero di concentric rings. Questi tre parametri, oltre ad influenzare il percorso utensile della testa di estrusione, modificano la capacità di rinforzare secondo un certo angolo. È quindi necessario definire a priori i valori di questi in modo da poter definire il tipo di rinforzo. È stata dedotta una legge semi empirica che permetta di individuare, definiti il numero di concentric rings, i wall layers e l'angolo di rinforzo il minimo spessore necessario per il particolare dettaglio.

Sono state analizzate le differenti normative per la determinazione a trazione dell'influenza del rinforzo. Rispettivamente la normativa ASTM 3039 e la ASTM D638. Queste hanno messo in evidenza come il testing di questi materiali, analizzati come insieme di layer di Nylon e layer di rinforzo riscontrino diverse problematiche specialmente a seguito del superato del limite elastico. Durante le prove di trazione su entrambe le geometrie, i provini hanno presentato deformazioni plastiche all'interno del sistema di afferraggio. Questo problema si è presentato sia per i provini dalla geometria ASTM 3039 che in quelli ottenuti a partire dalla ASTM D638. Come riportato in quest'ultima, si è proceduto all'utilizzo della geometria alternativa denominata Type II. Questa è stata ulteriormente modificata, incrementando di un decimo il valore nominale della larghezza del provino nella sezione ristretta. Tale scelta si è resa indispensabile affinché si potessero confrontare, a parità di geometria, le tre differenti orientazioni del rinforzo. Inizialmente si è proceduto alla produzione dei provini di solo Nylon, questa geometria ha presentato rottura nella zona del 'gage', nonostante si sia avuta deformazione plastica in una zona non all'interno di essa. Si è successivamente sostituito il layer centrale con il filamento di rinforzo secondo lo schema 'isotropico' rispettivamente a 0°,45° e 90°. Analizzando i differenti provini, la presenza del rinforzo e la sua direzione nell'orientazione ha mostrato una discreta influenza sul ritiro termico e sulla stabilità dimensionale dell'oggetto finale. Sono quindi state effettuate le prove di trazione riscontrando come la presenza di un singolo layer sui complessivi venticinque comporti comunque una buona influenza sia sulla rigidezza che sull'allungamento a rottura. Contemporaneamente si è proceduto alla costruzione di un modello FEM della prova per la predizione dello spostamento del provino stesso. Il modello è stato calibrato sulla media dei provini di Nylon, assunto come materiale isotropo. Tale ipotesi, nonostante in letteratura sia noto come il processo FDM, orientando le catene polimeriche porta ad un materiale dalle caratteristiche anisotrope, si è resa necessaria non essendo possibile definire l'orientazione dei layer di nylon. Sarà compito di ulteriori studi andare ad identificare le caratteristiche di anisotropia del polimero utilizzato nei layer polimerici e l'influenza di tale ipotesi. Una volta costruito il modello sul provino di solo Nylon e calibrato su di esso si è proceduto alla validazione su quelli rinforzati. I layer di rinforzo sono stati modellati mediante un materiale ortotropo, omogeneizzando le caratteristiche del layer e ipotizzando la completa ininfluenza degli effetti di bordo sulla rigidezza finale del modello. Tale ipotesi non ha trovato riscontro sperimentale, si è infatti visto come il massimo spostamento lungo l'asse X del provino rinforzato a 90° fosse differente da quello ottenuto con il modello fem. Affinché i due modelli

convergessero si è dovuto incrementare il modulo di Young di oltre il 500% in maniera fittizia. Questo ha messo in evidenza il reale effetto della zona di curvatura. Si è per questo formulata l'ulteriore ipotesi, sempre ipotizzando di modellare il layer di rinforzo come un materiale omogeneo, di indipendenza degli effetti dell'angolo di deposizione. Tale ipotesi ha portato alla calibrazione di un materiale equivalente tale da poter approssimare il campo degli spostamenti del provino. Questo modello è stato confrontato con i risultati ottenuti sperimentalmente con dei provini rinforzati con il layer centrale orientato a 15°, 30° e 60°. Tale ipotesi ha portato ad una deviazione tra il modello e i risultati sperimentali sempre inferiori al 20%. Si è inoltre visto i provini con il rinforzo a 60° abbiano riportato un calo medio delle caratteristiche meccaniche confrontando i risultati ottenuti subito dopo la fase di produzione e ventiquattro ore dopo. Tale effetto, potrebbe essere imputabile al degradamento del materiale dovuto all'assorbimento di umidità. Questo effetto non si è però presentato sui provini con il rinforzo orientato a 15°, almeno dal punto della rigidezza. A questo punto si rende necessario effettuare ulteriori analisi sulla stabilità del materiale a contatto con differenti condizioni ambientali. L'utilizzo di un materiale fittizio che porta alla omogeneizzazione delle caratteristiche nell'intorno degli effetti di bordo è dipendente dalla dimensione geometrica del provino stesso, questo rende necessario ulteriori analisi relativamente al loro effetto. Questo permetterà di individuare la scala a partire dalla quale questi potranno essere trascurati. Nel caso in cui la scala del componente reale non permetta di trascurarlo, potrebbe essere necessario un approccio più locale, cioè analizzando il singolo filamento ed il percorso utilizzato per la fase di produzione. Tale approccio è subordinato alla conoscenza del percorso utensile che con l'attuale software non è né noto né modificabile. In ultima analisi si rende necessario considerare che tale sistema, allo stato dell'arte attuale, rimane comunque una tecnologia per la prototipazione.



Fig. Attuale posizionamento dei materiali prodotti per CFF rispetto alle leghe metalliche da additive manufacturing e compositi ottenuti con tecnologie tradizionali. [30]

Sviluppi futuri

Il CFF è ad oggi in grado di produrre, con determinate accortezze, dei prototipi funzionali dalle caratteristiche di un ordine di grandezza superiore rispetto ad una tecnologia FDM tradizionale. Attualmente, il principale svantaggio di questa tecnologia, a parte l'elevato costo dei materiali, parzialmente compensato dalle migliori caratteristiche meccaniche è relativo alla velocità di deposizione del rinforzo. Si ha infatti che la velocità di deposizione di questo sistema è apprezzabilmente inferiore (quasi la metà) confrontata con sistemi FDM tradizionali, anche di fasce di prezzo inferiori. L'utilizzo di un polimero dalle caratteristiche meccaniche superiori, sia esso termoplastico o termoindurente, maggiore stabilità delle caratteristiche meccaniche nel tempo, l'aumento della FVF del filamento di rinforzo e l'incremento delle velocità potrebbero essere in grado di portare una diffusione più capillare di questa tecnologia. Maggiore libertà a livello software ed una maggiore esperienza in questa particolare tecnologia relativamente alle reali capacità di questo processo potrebbero avvicinarlo agli attuali sistemi di AFP e ATL. L'evoluzione di questo processo rende comunque necessario effettuare delle analisi più accurata relativamente alla pressione all'interno della camera di lavoro e la temperatura.

Bibliografia

[1] https://it.wikipedia.org/wiki/Materiale_composito

[2] Slide corso di Materiali per la fabbricazione additiva, Prof. Paolo Fino, Politecnico di Torino, (DIGEP), Torino, Italy

[3] Stress Analysis of Fiber-Reinforced Composite Materials, Michael W. Hyer, Mc-Grown Hill, 1995

- [4] http://www.gurit.com/Our-Business/Composite-Materials
- [5] www.gurit.com, Ampreg 26 datasheet

[6] https://www.docenti.unina.it/webdocentibe/allegati/materiale-didattico/440947

[7] Goldsworthy WB. Geodesic path length compensator for composite-tape placement method. Patent US 3810,805, 14th May 1974.

[8] The engineering aspects of automated prepreg layup: History, present and future Dirk H.-J.A. Lukaszewicz, Carwyn Ward, Kevin D. Potter. (Automatic fibre placement).

[9] MTorres Disenos Industriales S. Torres layup, Tape Layer Machine, vol 2010 http://www.mtorres.es/pdf/torreslayup.pdf

[10] (https://www.youtube.com/watch?v=XTSlhA5xUd8 (1:48))

[11] M. Flemming, G. Ziegmann, S. Roth, Faserverbundbauweisen – Halbzeuge und Bauweisen, Springer Verlag Berlin, Heidelberg, New York, 1996.

[12] <u>https://www.chizel.io/blogs/staircase-effect-learn-how-layer-thickness-affects-your-part-guality/</u>

[13] Slide corso di Tecniche di fabbricazione additiva, Prof. Luca Iuliano, Politecnico di Torino, Department of Management and Production Engineering (DIGEP), Torino, Italy

- [14] <u>https://groups.google.com/forum/#!topic/makerbot/4evJNxIPY2E</u>
- [15] https://it.wikipedia.org/wiki/Nylon
- [16] http://polymers.com.au/thermoplastics/

[18] Mechanics of composites material with MATLAB. George Z. Voyiadjis Peter I. Kattan, Springer

[19] Mechanics of composites material. Robert M. Jones, 1999, Taylor and Francis.

[20] Evaluation and prediction of the tensile properties of continuous fiber-reinforced 3D printed structures- Garrett W. Melenka a, Benjamin K.O. Cheung a, Jonathon S. Schofield a, Michael R. Dawson b, Jason P. Carey

[21] F. Van Der Klift, Y. Koga, A. Todoroki, M. Ueda, Y. Hirano, R. Matsuzaki, 3Dprinting of continuous carbon fibre reinforced thermo-plastic (CFRTP) tensile test specimens, Open J. Compos. Mater. 6 (1) (2016) 18–27.

[22] 3D Printed Unidirectional Carbon Fibre Reinforced Polymers for Aerospace Applications by F. van der Klift MSc. Student Material Science and Engineering to obtain the degree of Master of Science at the Delft University of Technology.

[23] Characterization of mechanical properties and fracture mode of additively manufactured carbon fiber and glass fiber reinforced thermoplastics G.D. Goh, V. Dikshit, A.P. Nagalingam, G.L. Goh, S. Agarwala, S.L. Sing , J.Wei , W.Y. Yeong

[24] Fabrication of continuous carbon, glass and Kevlar[®] fibre reinforced polymer composites using additive manufacturing. Andrew N. Dickson*, James N. Barry, Kevin A. McDonnell, Denis P. Dowling

[25] Characterization of 3D printed long fibre reinforced composites, J. Justo, L. Távara*, L. García-Guzmán, F. París

[26] Elastic properties of 3D printed fibre-reinforced structures Haider Al Abadia, Huu-Tai Thaia, Vidal Paton-Colec, V.I. Patelb

[27] Interlaminar bonding performance of 3D printed continuous fibre reinforced thermoplastic composites using fused deposition modelling M.A. Camineroa, J.M. Chacónb, I. García-Morenoa, J.M. Reverteb

[28] http://www.torayca.com/en/lineup/product/pro_001.html

[29] https://altairhyperworks.com/hwhelp/Altair/2017/help/hm/hwsolvers.htm?mat9ort.htm

[30] Current achievements and future outlook for composites in 3D printing, Reinforced Plastics, Michael Chapiro Volume 60, Number 6, November/December 2016

Normative di riferimento

ASTM D 3039/D 3039M, Standard Test Method for Tensile Properties of Polymer Matrix Composite Materials

ASTM D 638 – 02a, Standard Test Method for Tensile Properties of Plastics