

ΕΘΝΙΚΟ ΜΕΤΣΟΒΙΟ ΠΟΛΥΤΕΧΝΕΙΟ



ΤΜΗΜΑ ΝΑΥΠΗΓΩΝ ΜΗΧΑΝΟΛΟΓΩΝ ΜΗΧΑΝΙΚΩΝ

**ΔΙΑΤΜΗΜΑΤΙΚΟ
ΠΡΟΓΡΑΜΜΑ ΜΕΤΑΠΤΥΧΙΑΚΩΝ ΣΠΟΥΔΩΝ ΣΤΗ
ΝΑΥΤΙΚΗ ΚΑΙ ΘΑΛΑΣΣΙΑ ΤΕΧΝΟΛΟΓΙΑ ΚΑΙ ΕΠΙΣΤΗΜΗ**

ΔΙΠΛΩΜΑΤΙΚΗ ΕΡΓΑΣΙΑ

**ΟΙ ΠΑΡΑΜΕΝΟΥΣΕΣ ΤΑΣΕΙΣ ΣΤΑ ΣΥΝΘΕΤΑ ΥΛΙΚΑ: ΑΙΤΙΕΣ
ΑΝΑΠΤΥΞΗΣ ΚΑΙ ΜΕΘΟΔΟΙ ΥΠΟΛΟΓΙΣΜΟΥ ΚΑΙ ΜΕΤΡΗΣΗΣ ΤΟΥΣ**

Δελλής Δημήτρης
Αθήνα 2008

ΠΕΡΙΕΧΟΜΕΝΑ

1. Εισαγωγή
2. Βασικοί μηχανισμοί δημιουργίας παραμενουσών τάσεων
 - 2.1. Παραμένουσες τάσεις οφειλόμενες σε διαφορική θερμική διαστολή (differential thermal expansion)
 - 2.1.1. Μικρομηχανικές παραμένουσες τάσεις λόγω θερμικής διαστολής (micro-mechanical residual stresses)
 - 2.1.2 Μακρομηχανικές παραμένουσες τάσεις λόγω θερμικής διαστολής (macro-mechanical residual stresses)
 - 2.1.3 Παραμένουσες τάσεις λόγω θερμικής διαστολής σε συνολική κλίμακα (global residual stresses)
 - 2.2 Παραμένουσες τάσεις λόγω αλληλεπίδρασης υλικού – καλουπιού (tool-part interaction)
 - 2.3 Άλλοι μηχανισμοί δημιουργίας παραμενουσών τάσεων
3. Επίδραση της ανάπτυξης παραμενουσών τάσεων στα σύνθετα υλικά
 - 3.1 Επίδραση των παραμενουσών τάσεων στη μήτρα
 - 3.2 Επίδραση των παραμενουσών τάσεων στη διεπιφάνεια μήτρας – ενισχυτικών ινών (fibre-matrix interface)
 - 3.3 Ελαττώματα στο τελικό προϊόν λόγω παραμενουσών τάσεων
 - 3.3.1 Κυματισμός ενισχυτικών ινών (fibre waviness)
 - 3.3.2 Διαμήκειες ρωγμές (transverse cracking)
 - 3.3.3 Αποχωρισμός των στρώσεων (delamination)
 - 3.3.4 Στρέβλωση των πολύστρωτων πλακών (warpage of laminates)
 - 3.4 Επίδραση των παραμενουσών τάσεων στις μηχανικές ιδιότητες των σύνθετων υλικών
 - 3.4.1 Ολκιμότητα
 - 3.4.2 Κάμψη
 - 3.4.3 Θλίψη και διάτμηση
 - 3.4.4 Κόπωση και Ερπυσμός
 - 3.5 Επίδραση των παραμενουσών τάσεων στη δομή των σύνθετων υλικών
 - 3.6 Μέθοδοι ανακούφισης των παραμενουσών τάσεων

- 4. Μέθοδοι υπολογισμού παραμενουσών τάσεων σε σύνθετα υλικά
 - 4.1 Εισαγωγή
 - 4.2 Μέθοδοι που χρησιμοποιούν τις ιδιότητες των υλικών
 - 4.2.1 Φωτο-ελαστικότητα (Photo-elasticity)
 - 4.2.2 Φασματοσκόπηση micro-Raman (micro-Raman spectroscopy)
 - 4.2.3 Μέτρηση ηλεκτρικής αγωγιμότητας των ενισχυτικών ινών από carbon
 - 4.3 Μέθοδοι υπολογισμού των τάσεων με χρήση αισθητήρων
 - 4.3.1 Εμφύτευση αισθητήρων οπτικής ίνας (fibre optics sensors)
 - 4.3.2 Εμφύτευση μεταλλικών σωματιδίων (embedded metallic particles)
 - 4.4 Μέθοδοι που βασίζονται στις παραμορφώσεις in-plane και out-of-plane
 - 4.4.1 Μέθοδοι που βασίζονται στη συμβολογραφία (interferometry)
 - 4.4.2 Μέθοδοι που βασίζονται στην καμπύλωση (warpage) των μη συμμετρικών σύνθετων υλικών
 - 4.5 Υπολογισμός παραμενουσών τάσεων με χρήση καταστροφικών μεθόδων
 - 4.5.1 Αστοχία πρώτης στρώσης (first-ply failure)
 - 4.5.2 Αφαίρεση στρώσεων από συμμετρικά σύνθετα υλικά (layer removal of symmetrical laminates)
 - 4.5.3 Μέθοδος διάτρησης οπής (hole-drilling method)

5. Συμπεράσματα

1. Εισαγωγή

Παραμένουσες τάσεις (residual stresses) γενικά λέγονται οι τάσεις που παραμένουν σε ένα υλικό χωρίς την επιβολή εξωτερικών φορτίων ή θερμοκρασίας.

Παραμένουσες τάσεις υπάρχουν στις περισσότερες κατασκευές σύνθετων υλικών. Οι τάσεις αυτές εμφανίζονται κατά τη διάρκεια της κατασκευής ή της λειτουργίας του σύνθετου υλικού. Οι παραμένουσες τάσεις υπάρχουν στα σύνθετα υλικά χωρίς επιβολή εξωτερικού φορτίου. Εμφανίζονται συνήθως λόγω της διαφοράς (mismatch) των μηχανικών ιδιοτήτων της μήτρας και των ενισχυτικών ινών. Το μέγεθος των τάσεων αυτών εξαρτάται από την κατανομή των στρώσεων, τις ιδιότητες των σύνθετων και τη διαδικασία κατασκευής.

Οι παραμένουσες τάσεις προκαλούν μεταβολή στις μηχανικές ιδιότητες των σύνθετων, εγκάρσιες ρωγμές (transverse cracking), παραμορφώσεις σε σύνθετα με μη συμμετρικές στρώσεις, αποχωρισμό των στρώσεων (delamination) και άλλα ελαττώματα στο τελικό προϊόν. Εάν οι παραμένουσες τάσεις δε ληφθούν υπόψη κατά το σχεδιασμό, πρέπει να επιλεγεί υψηλότερος συντελεστής ασφαλείας της κατασκευής που οδηγεί σε κατασκευές υπέρβαρες και υπερ-σχεδιασμένες (over-designed).

Οι παραμένουσες τάσεις γενικά διακρίνονται σε μικρομηχανικές και μακρομηχανικές. Η διαφορά ανάμεσα στους συντελεστές θερμικής διαστολής των ινών και της μήτρας προκαλεί μικρομηχανικές παραμένουσες τάσεις (micro-mechanical level residual stresses). Εξαιτίας των υψηλότερων συντελεστών θερμικής διαστολής της μήτρας σε σχέση με τις ίνες, οι τάσεις αυτές είναι εφελκυστικές στη μήτρα και θλιπτικές στις ίνες. Οι μακρομηχανικές παραμένουσες τάσεις (macro-mechanical or lamination residual stresses) οφείλονται στη διαφορετική συστολή των στρώσεων (lamina anisotropy).

Η διαδικασία στερεοποίησης (curing) και η υγρασία είναι οι πιο βασικές αιτίες ανάπτυξης των παραμενουσών τάσεων στα σύνθετα υλικά. Οι παραμένουσες τάσεις κατά τη μορφοποίηση λέγονται γενικά θερμικές παραμένουσες τάσεις (thermal residual stresses). Η θερμοκρασία στην οποία δεν υπάρχουν καθόλου τάσεις λέγεται ελεύθερη τάσεων θερμοκρασία (stress-free temperature).

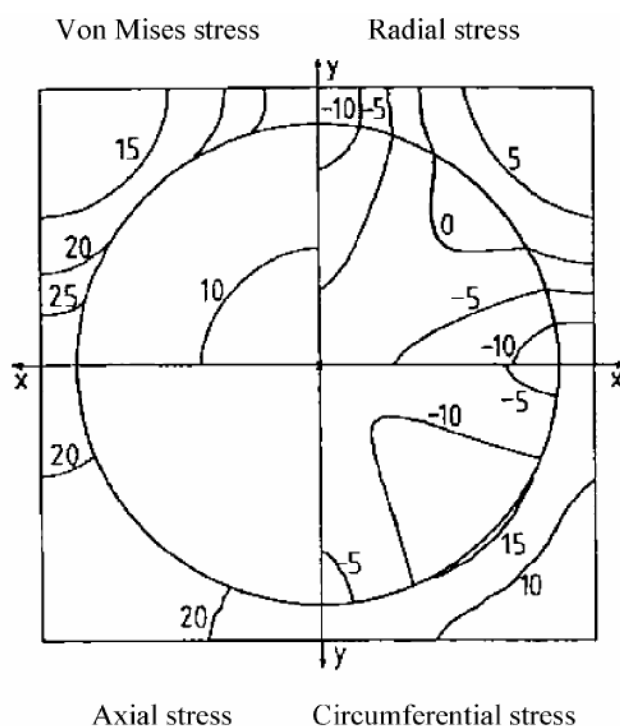
Οι παραμένουσες τάσεις μπορούν να υπολογιστούν με αναλυτικές, αριθμητικές και πειραματικές μεθόδους. Από τις αναλυτικές μεθόδους η πιο απλή και πιο εφαρμόσιμη είναι η κλασική θεωρία πολύστρωτων (classical lamination plate theory), ενώ από τις πειραματικές η πιο διαδεδομένη είναι η μέθοδος διάτρησης οπής (hole-drilling method).

2. Βασικοί μηχανισμοί δημιουργίας παραμενουσών τάσεων

2.1. Παραμένουσες τάσεις οφειλόμενες σε διαφορική θερμική διαστολή (differential thermal expansion)

Ο συντελεστής θερμικής διαστολής (coefficient of thermal expansion - CTE) του υλικού της πολυμερούς μήτρας είναι συνήθως πολύ υψηλότερος από αυτόν των ινών. Επίσης, οι συντελεστές διαστολής πολλών ινών είναι ανισοτροπικοί. Για παράδειγμα, οι ίνες άνθρακα έχουν πολύ χαμηλούς ή ελαφρά αρνητικούς συντελεστές διαστολής στη διαμήκη διεύθυνση αλλά υψηλότερους συντελεστές στην εγκάρσια διεύθυνση. Αυτό οδηγεί σε μικρομηχανικές παραμένουσες τάσεις κατά τη ψύξη ακόμη και σε σύνθετα υλικά μονοαξονικών στρώσεων (uni-directional).

Το Σχήμα 1 δείχνει τις παραμένουσες τάσεις που υπολογίστηκαν από μικρο-μηχανική ανάλυση πεπερασμένων στοιχείων για σύνθετο υλικό από ίνες άνθρακα και εποξική μήτρα για θερμοκρασιακή πτώση 100° C [1].



Σχήμα 1. Παραμένουσες τάσεις σε σύνθετο ινών άνθρακα/εποξικής μήτρας για θερμοκρασιακή πτώση 100° C. Στο πρώτο τεταρτημόριο απεικονίζεται η κατανομή των ακτινικών παραμενουσών τάσεων, στο δεύτερο τεταρτημόριο η κατανομή των περιφερειακών παραμενουσών τάσεων, στο τρίτο τεταρτημόριο η κατανομή των αξονικών τάσεων και στο τέταρτο τεταρτημόριο απεικονίζεται η κατανομή των τάσεων Von Misses.

Θλιπτικές τάσεις (compressive stresses) αναπτύσσονται κατά μήκος των ινών και εφελκυστικές τάσεις (tensile stresses) αναπτύσσονται στη μήτρα καθώς αυτή συρρικνώνεται

γύρω από τις ίνες. Αναπτύσσονται επίσης ακτινικές τάσεις (radial stresses) οι οποίες είναι θλιπτικές όπου οι ίνες είναι σε κοντινή απόσταση και εφελκυστικές όταν αυτές είναι μακριά. Αυτό προκαλεί τάσεις Von Mises έως και 30 MPa στη μήτρα ως αποτέλεσμα του συνδυασμού των τάσεων, μέγεθος το οποίο αποτελεί σημαντικό ποσοστό της συνολικής αντοχής του υλικού. Αυτές οι παραμένουσες τάσεις επηρεάζουν τη συμπεριφορά του υλικού σε τάση-παραμόρφωση και θραύση, αλλά συνήθως δεν προκαλούν παραμορφώσεις γιατί αναπτύσσονται σε πολύ τοπικό επίπεδο, ενώ η παραμόρφωση του υλικού είναι αποτέλεσμα τάσεων σε μεγαλύτερη έκταση.

Η διαφορά ανάμεσα στους συντελεστές θερμικής διαστολής σε επίπεδο στρώσεων στη διεύθυνση των ινών και στη εγκάρσια διεύθυνση προκαλεί την ανάπτυξη μακρομηχανικών παραμενουσών τάσεων σε επίπεδο στρώσεων του υλικού (ply level residual stresses), οι οποίες αναλύονται με την κλασική θεωρία πολύστρωτων (classical laminate-plate theory). Οι τάσεις αυτές μπορεί να οδηγήσουν στην παραμόρφωση επίπεδων σύνθετων υλικών (πλακών) όταν οι στρώσεις δεν είναι συμμετρικές [2].

Τα μη συμμετρικά με διασταυρώμενες στρώσεις σύνθετα υλικά (unsymmetric cross-ply laminates) παρουσιάζουν καμπυλότητα (Σχήμα 2), η οποία βοηθάει στον υπολογισμό των παραμενουσών τάσεων [3].



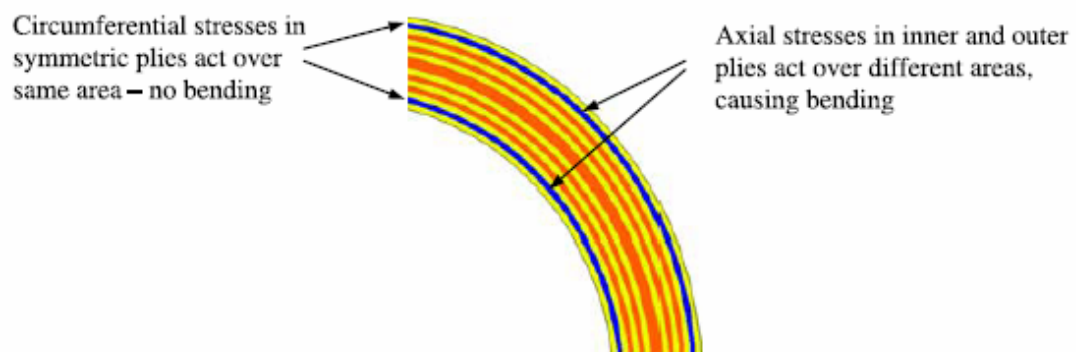
Σχήμα 2. Καμπυλότητα σε μη-συμμετρικό με διασταυρώμενες στρώσεις σύνθετο υλικό λόγω θερμικών παραμενουσών τάσεων.

Η παρουσία στρώσεων υπό γωνία διαφορετική των 90° μπορεί να οδηγήσει σε στρέβλωση (warpage) του σύνθετου.

Παραμένουσες τάσεις σε μακρομηχανική κλίμακα μπορούν να προκαλέσουν παραμόρφωση σε καμπύλα σύνθετα υλικά ακόμη και εάν οι στρώσεις είναι συμμετρικές, εξαιτίας της μετατόπισης του ουδέτερου άξονα λόγω της καμπυλότητας.

Το Σχήμα 3 δείχνει τη μορφή των παραμενουσών τάσεων στο επίπεδο κατά μήκος των καμπύλων στρώσεων για σύνθετο υλικό με συμμετρικές στρώσεις. Οι δύο στρώσεις που φαίνονται με σκούρο χρώμα έχουν τις ίνες στην περιφερειακή διεύθυνση. Οι περιφερειακές

τάσεις (circumferential stresses) ενεργούν πάνω στην ίδια επιφάνεια. Επομένως τάσεις του ίδιου μεγέθους στις δύο αυτές στρώσεις δεν προκαλούν λυγισμό (bending). Ωστόσο, στην αξονική διεύθυνση οι τάσεις στην εσωτερική στρώση δρουν σε μικρότερη επιφάνεια από αυτές στην εξωτερική στρώση λόγω του μικρότερου περιφερειακού μήκους. Οι δυνάμεις δε βρίσκονται πλέον σε ισορροπία όσον αφορά το μέσο επίπεδο, προκαλώντας έτσι λυγισμό και μετατόπιση του ουδέτερου άξονα. Το ίδιο φαινόμενο προκαλεί στρέψη σε καμπύλα σύνθετα υλικά με στρώσεις υπό γωνία [4].



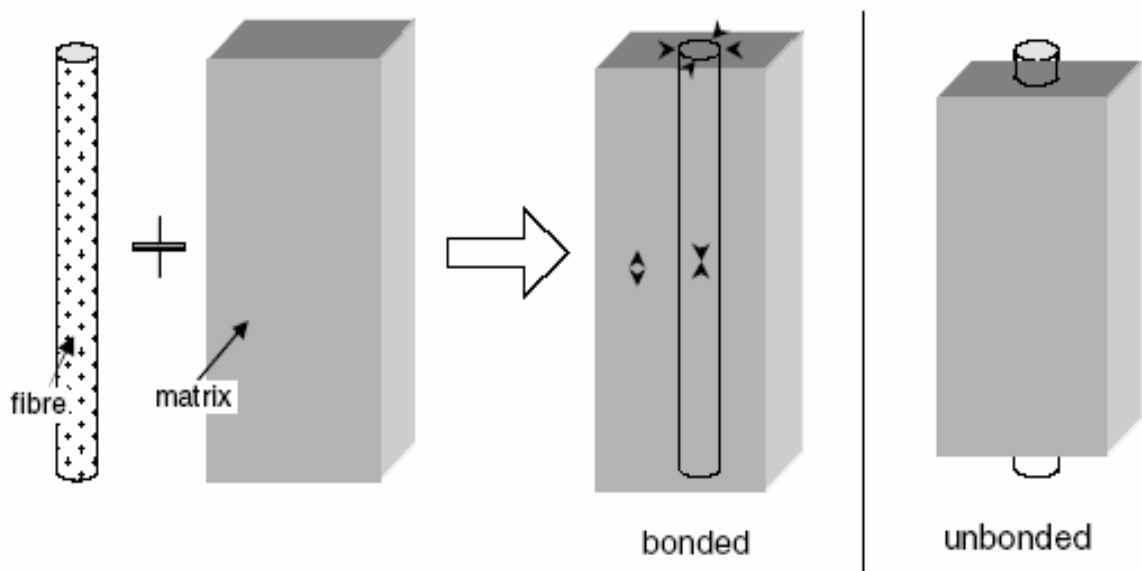
Σχήμα 3. Κατανομή παραμενουσών τάσεων σε καμπύλο συμμετρικών στρώσεων σύνθετο υλικό.

2.1.1. Μικρομηχανικές παραμένουσες τάσεις λόγω θερμικής διαστολής (micro-mechanical residual stresses)

Σε μικρομηχανικό επίπεδο η διαφορά ανάμεσα στο συντελεστή θερμικής διαστολής των ενισχυτικών ινών και της μήτρας είναι η κύρια αιτία δημιουργίας παραμενουσών τάσεων.

Σε αντίθεση με τις θερμοσκληρυνόμενες μήτρες (thermoset matrices), οι θερμοπλαστικές (thermoplastic matrices) μήτρες θερμαίνονται σε θερμοκρασίες πάνω από τη θερμοκρασία τήξης και κατόπιν στερεοποιούνται με ψύξη σε θερμοκρασία λειτουργίας (συνήθως είναι η θερμοκρασία περιβάλλοντος). Η ψύξη προκαλεί την ογκομετρική συρρίκνωση της μήτρας η οποία είναι μεγαλύτερη από τη συρρίκνωση των ινών.

Το φαινόμενο αυτό αποτελεί μια πολύ σημαντική αιτία δημιουργίας παραμενουσών τάσεων στις ίνες και στη μήτρα γύρω τους. Θεωρώντας ότι ο δεσμός μήτρας – ινών διατηρείται κατά τη διάρκεια της ψύξης, το Σχήμα 4 δείχνει ότι το αποτέλεσμα είναι η δημιουργία θλιπτικών παραμενουσών τάσεων στο διαμήκη άξονα της ίνας, όπως επίσης και στην ακτινική διεύθυνση καθώς και εφελκυστικών παραμενουσών τάσεων στη μήτρα κατά τη διαμήκη και ακτινική διεύθυνση.



Σχήμα 4. Σχηματική αναπαράσταση των αποτελεσμάτων της ψύξης στη μήτρα γύρω από μία ίνα στην περίπτωση διατήρησης του δεσμού ίνας μήτρας (αριστερά) και στην περίπτωση απώλειας του δεσμού (δεξιά). Τα βέλη δείχνουν τις τάσεις που αναπτύσσονται μετά τη ψύξη.

Μελέτες παραμενουσών τάσεων λόγω θερμικής διαστολής έχουν γίνει σε ενισχυτικές ίνες άνθρακα και γυαλιού (CF: carbon fibres, GF: glass fibres). Οι ίνες άνθρακα παρουσιάζουν υψηλά ανισοτροπική συμπεριφορά κατά τη θερμική διαστολή με μικρή σμίκρυνση στο διαμήκη άξονα της ίνας όταν θερμαίνονται. Η συμπεριφορά αυτή οφείλεται στους διαφορετικούς συντελεστές θερμικής διαστολής στις διευθύνσεις παράλληλα (συνήθως αρνητικοί συντελεστές) και κάθετα (θετικοί συντελεστές) στον άξονα της ίνας.

Για τις θερμοκρασίες κατασκευής, μορφοποίησης και λειτουργίας των σύνθετων θερμοπλαστικών υλικών οι ίνες έχουν γραμμική συμπεριφορά κατά τη διαστολή. Ο συντελεστής θερμικής διαστολής των ενισχυτικών ινών είναι γενικά πολύ χαμηλότερος από αυτόν της μήτρας, με αποτέλεσμα αμελητέα διαστολή των ινών σε σχέση με τη μήτρα.

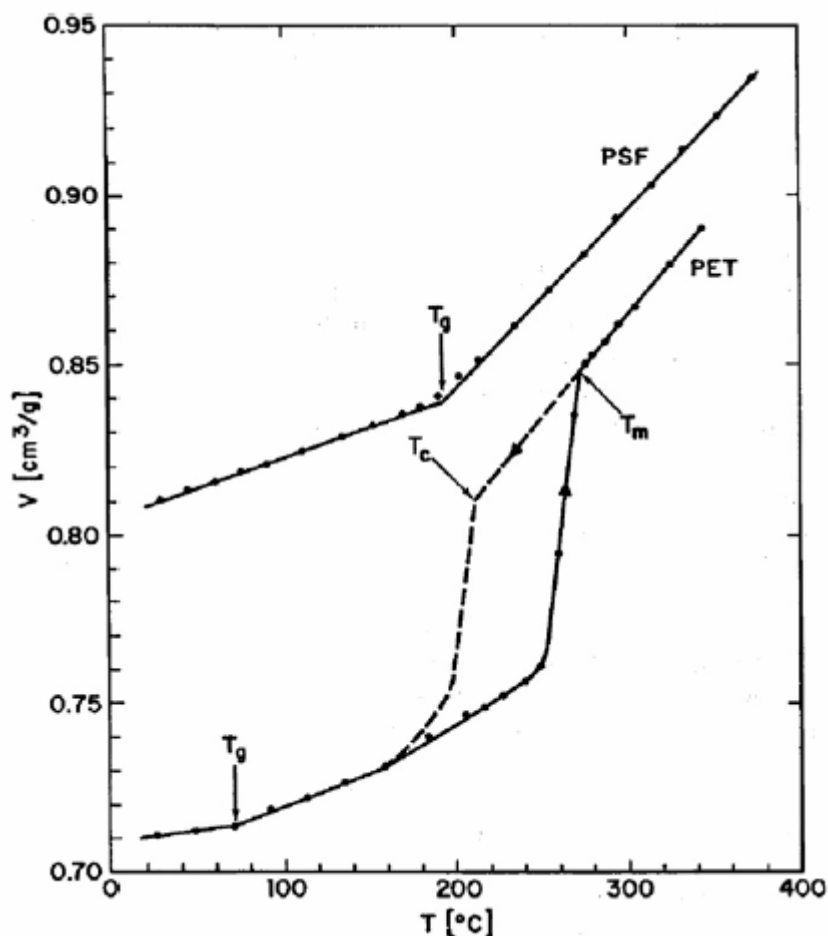
Η ακτινική και η διαμήκης συρρίκνωση των ινών κατά την ψύξη σε θερμοκρασία περιβάλλοντος έχει αμελητέα συνεισφορά στο σχηματισμό παραμενουσών τάσεων σε συνολική κλίμακα στο σύνθετο υλικό [5].

Η συρρίκνωση στα πολυμερή εξαρτάται από τη μορφολογία τους. Για κρυσταλλικά πολυμερή, η ογκομετρική συρρίκνωση (volumetric shrinkage) δημιουργείται από τη συμπύκνωση (densification) λόγω της κρυσταλλοποίησης (με τους κρυστάλλους να έχουν μεγαλύτερη πυκνότητα από την άμορφη φάση) σε συνδυασμό με τη συρρίκνωση λόγω πτώσης της θερμοκρασίας. Σε μη κρυσταλλικά πολυμερή η συρρίκνωση προέρχεται μόνο από την πτώση της θερμοκρασίας.

Η συνολική συρρίκνωση των κρυσταλλικών μητρών έχει υπολογιστεί ότι είναι δέκα φορές υψηλότερη από αυτή των μη κρυσταλλικών μητρών (Σχήμα 5).

Για το θερμοκρασιακό εύρος κατασκευής σύνθετων υλικών με θερμοπλαστικές μήτρες, η συμπεριφορά των τελευταίων κατά τη διαστολή και τη συρρίκνωση δεν είναι γραμμική, δηλαδή ο συντελεστής θερμικής διαστολής διαφέρει για διαφορετικές θερμοκρασίες [6,7].

Κατά την ψύξη μη κρυσταλλικών πολυμερών ανάμεσα στη θερμοκρασία κατασκευής και τη θερμοκρασία μετάβασης στην υαλώδη φάση (glass transition state, T_g), η μήτρα βρίσκεται σε ιξωδό-ελαστική φάση (visco-elastic state). Αυτό σημαίνει ότι η πιθανή ανάπτυξη τάσεων λόγω συρρίκνωσης μπορεί να ανακουφιστεί γιατί οι μοριακές αλυσίδες διαθέτουν αρκετή ενέργεια για ελευθερία κινήσεων, ειδικά για χαμηλό ρυθμό ψύξης.



Σχήμα 5. Ειδικός όγκος μη κρυσταλλικής μήτρας (PSU) και κρυσταλλικής μήτρας (PET) σε συνάρτηση με τη θερμοκρασία για ατμοσφαιρική πίεση [11]. T_g : θερμοκρασία υαλώδους μετάβασης, T_m : θερμοκρασία τήξης T_c : θερμοκρασία κρυσταλλοποίησης για αργή ψύξη.

Όταν το πολυμερές φτάσει στη θερμοκρασία υαλώδους μετάβασης T_g , η μήτρα γίνεται υαλώδης (thermo-elastic state) και δημιουργούνται παραμένουσες τάσεις οι οποίες «εγκλωβίζονται» (“frozen in”) με την περαιτέρω ψύξη του σύνθετου υλικού. Για πολυμερή με μη κρυσταλλικές μήτρες και ίνες άνθρακα η θερμοκρασία στην οποία αρχίζουν να αναπτύσσονται οι παραμένουσες τάσεις λόγω θερμικής διαστολής (η οποία λέγεται ελεύθερη-τάσεων θερμοκρασία – stress-free temperature) έχει βρεθεί ότι είναι περίπου η θερμοκρασία μετάβασης στην υαλώδη φάση (glass transition temperature) [8,9-12].

Για πολυμερή με κρυσταλλικές μήτρες η ελεύθερη-τάσεων θερμοκρασία βρίσκεται κοντά στη θερμοκρασία κρυσταλλοποίησης, εξαιτίας της ικανότητας ανάληψης φορτίων που διαθέτουν τα πολυμερή στις κρυσταλλικές φάσεις κάτω από αυτή τη θερμοκρασία [8]. Επομένως, οι βασικές παράμετροι που καθορίζουν την ελεύθερη-τάσεων θερμοκρασία είναι οι ιδιότητες της μήτρας στη μετάβαση φάσεων κατά τη ψύξη – θέρμανση.

Για όλα τα σύνθετα υλικά με πολυμερείς μήτρες ισχύει ότι όσο πιο χαμηλά βρίσκεται η θερμοκρασία λειτουργίας τους από την ελεύθερη τάσεων θερμοκρασία τόσο μεγαλύτερη είναι η ανάπτυξη παραμενουσών τάσεων στο σύνθετο υλικό λόγω της διαφοράς των συντελεστών θερμικής διαστολής της μήτρας και των ινών [5,13].

Από τις παραμέτρους της κατασκευής των σύνθετων υλικών αυτή που επηρεάζει σε μεγαλύτερο βαθμό τη δημιουργία παραμενουσών τάσεων είναι ο ρυθμός ψύξης (cooling rate).

Η πίεση επίσης μπορεί να επηρεάσει τις θερμικές ιδιότητες του σύνθετου [15] που με τη σειρά τους επηρεάζουν το σχηματισμό παραμενουσών τάσεων. Επειδή κατά την κατασκευή των σύνθετων υλικών η πίεση είναι χαμηλή, η επίδραση στις ιδιότητες της μήτρας είναι αμελητέα [13]. Οι ενισχυτικές ίνες δεν επηρεάζονται από τις συνθήκες πίεσης.

Το περιβάλλον κατασκευής (processing environment) επίσης έχει αποδειχτεί ότι έχει σημαντική επίδραση στο σχηματισμό παραμενουσών τάσεων. Η οξείδωση (oxidation) κατά τη θέρμανση μπορεί να προκαλέσει χημικές αλλαγές στη δομή των πολυμερών μητρών και στη διεπιφάνεια ίνας-μήτρας (fibre-matrix interface).

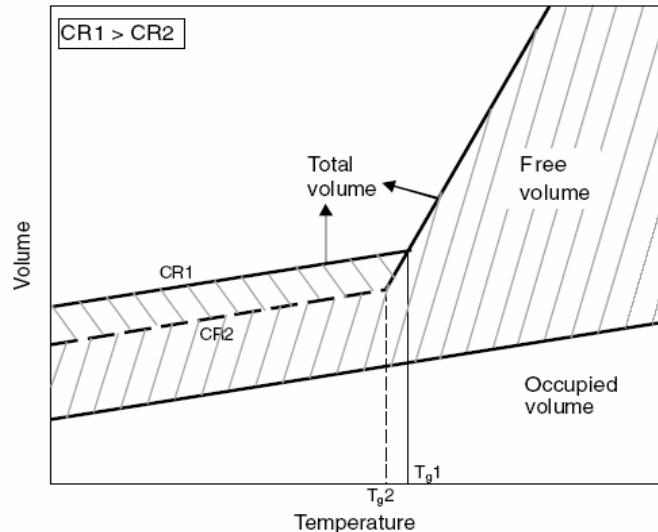
Μεγάλοι χρόνοι κατασκευής και υψηλές θερμοκρασίες επηρεάζουν τη θερμοκρασία μετάβασης στην υαλώδη φάση και επομένως και την ελεύθερη τάσεων θερμοκρασία η οποία έχει βρεθεί ότι είναι διαφορετική για άλλες συνθήκες περιβάλλοντος κατασκευής [14].

Όπως έχει ήδη αναφερθεί, λόγω της ιξωδό-ελαστικής (visco-elastic) συμπεριφοράς των πολυμερών, η «χαλάρωση» της μήτρας (matrix relaxation) προκαλεί σημαντική ανακούφιση των παραμενουσών τάσεων, ειδικά για χαμηλούς ρυθμούς ψύξης, επειδή το πολυμερές έχει πιο πολύ χρόνο να χαλαρώσει σε υψηλές θερμοκρασίες.

Η έννοια του «ελεύθερου όγκου» (free volume) δημιουργήθηκε για να εξηγήσει τη συμπεριφορά των υλικών σε διαστολή και συστολή λόγω θέρμανσης [15,16,17].

Σύμφωνα με αυτή την έννοια, ο συνολικός όγκος του πολυμερούς απαρτίζεται από τον όγκο των μορίων του πολυμερούς και τον ελεύθερο όγκο ανάμεσα στα μόρια.

Όταν το μη κρυσταλλικό πολυμερές ψύχεται με υψηλό ρυθμό τόσο περισσότερος ελεύθερος όγκος εγκλωβίζεται κάτω από τη θερμοκρασία υαλώδους μετάβασης T_g και επομένως ο συνολικός όγκος του πολυμερούς θα είναι μεγαλύτερος μετά το πέρας της ψύξης (Σχήμα 6).



Σχήμα 6. Επίδραση του ρυθμού ψύξης στον ελεύθερο όγκο και στη θερμοκρασία υαλώδους μετάβασης σε άμορφο πολυμερές (CR: Cooling Rate – ρυθμός ψύξης). Ο ελεύθερος όγκος αναπαρίσταται με τη γραμμοσκιασμένη επιφάνεια

Όπως φαίνεται στο Σχήμα 6 η θερμοκρασία υαλώδους μετάβασης είναι χαμηλότερη για χαμηλούς ρυθμούς ψύξης (CR) αφήνοντας ένα μικρότερο θερμοκρασιακό εύρος στο οποίο μπορούν να αναπτυχθούν τάσεις.

Επομένως για μη κρυσταλλικές πολυμερείς μήτρες όσο πιο υψηλός είναι ο ρυθμός ψύξης στην περιοχή υαλώδους μετάβασης τόσο υψηλότερες θα είναι οι παραμένουσες τάσεις.

Σε σύνθετα υλικά με κρυσταλλικές μήτρες, υψηλότερος ρυθμός ψύξης έχει ως αποτέλεσμα χαμηλότερη θερμοκρασία κρυσταλλοποίησης και χαμηλότερα επίπεδα κρυσταλλοποίησης [15,18,19]. Αυτό οδηγεί σε χαμηλότερη ελεύθερη-τάσεων θερμοκρασία και μικρότερη συρρίκνωση [14]. Επομένως, οι παραμένουσες τάσεις λόγω κρυσταλλοποίησης μπορούν να μειωθούν αυξάνοντας το ρυθμό ψύξης [15]. Λαμβάνοντας όμως υπόψη τη συμπεριφορά της μη κρυσταλλικής φάσης της μήτρας δύο ανταγωνιστικοί μηχανισμοί παρουσιάζονται ως αποτέλεσμα: υψηλότερες παραμένουσες τάσεις αναπτύσσονται λόγω της γρήγορης ψύξης των μη κρυσταλλικών φάσεων και χαμηλές παραμένουσες τάσεις λόγω χαμηλότερης θερμοκρασίας ανάπτυξης τάσεων και μικρότερης συρρίκνωσης λόγω κρυσταλλοποίησης.

Με βάση τα παραπάνω πρέπει να καταρτιστεί μια σχέση ανάμεσα στη ιξωδό-ελαστική συμπεριφορά (visco-elastic behavior) και την κινηματική της κρυσταλλοποίησης (crystallinity kinetics) ώστε να γίνει πλήρως κατανοητή η ανάπτυξη των παραμενουσών τάσεων στα σύνθετα υλικά με κρυσταλλική μήτρα [20]. Επιπλέον, η χαμηλή κρυσταλλικότητα (low crystallinity content) είναι ανεπιθύμητη λόγω μικρής αντίστασης του τελικού προϊόντος σε διαλύτες.

Η κινηματική της κρυσταλλοποίησης είναι διαφορετική για κάθε κρυσταλλικό πολυμερές. Ορισμένα κρυσταλλικά πολυμερή κρυσταλλοποιούνται άμεσα κατά τη ψύξη (πολυαιθυλένιο) ενώ άλλα μπορεί να παραμείνουν άμορφα εάν ψυχθούν αρκετά γρήγορα.

Μία από τις φυσικές ιδιότητες του πολυμερούς που επηρεάζει τη δημιουργία παραμενουσών τάσεων στα σύνθετα υλικά είναι το μέτρο του Young [21]. Το μέτρο του Young για τα σύνθετα υλικά εξαρτάται από τη θερμοκρασία. Για σύνθετα υλικά με κρυσταλλικές μήτρες εξαρτάται επιπλέον από το ρυθμό ψύξης.

Οι Barnes και Byerly [8] υπολόγισαν τις παραμένουσες τάσεις για διαφορετικά σύνθετα υλικά και βρήκαν μια συγκεκριμένη συσχέτιση που συνδέει την εγκάρσια ακαμψία των σύνθετων με τις τάσεις αυτές, με βάση την οποία οι παραμένουσες τάσεις αυξάνονται για μεγαλύτερες τιμές του μέτρου του Young στα σύνθετα.

Η σημαντική διαφορά ανάμεσα στη συρρίκνωση των ινών και της μήτρας κατά τη ψύξη έχει ως αποτέλεσμα τη δημιουργία ακτινικών και αξονικών θλιπτικών παραμενουσών τάσεων στις ίνες (Σχήμα 4). Οι παραμένουσες τάσεις στην ακτινική διεύθυνση των ινών συνεισφέρουν σημαντικά στη συνολική αντοχή της διεπιφάνειας ινών-μήτρας των σύνθετων γιατί αποτελούν έναν από τους μηχανισμούς με τους οποίους η μήτρα συνδέεται με τις ίνες και έτσι επιτρέπουν τη μεταφορά τάσεων μέσω της διεπιφάνειας ινών – μήτρας.

Εφόσον οι ίνες φορτίζονται λόγω θλίψης κατά μήκος τους, αυξάνεται η τάση τους για κάμψη και αναπτύσσονται διατμητικές τάσεις στη διεπιφάνεια ινών-μήτρας. Αυτό μπορεί να οδηγήσει σε σπάσιμο του δεσμού ινών-μήτρας και σε μικρορωγμές (micro-cracking) [22]. Ισχυροί δεσμοί ινών – μήτρας είναι απαραίτητοι για να αποφευχθεί το παραπάνω φαινόμενο.

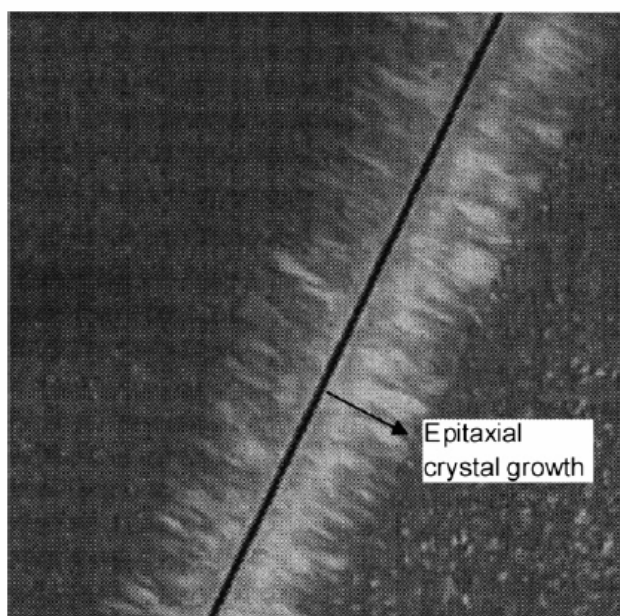
Μέθοδοι βελτίωσης του δεσμού ινών-μήτρας έχουν αναπτυχθεί και βασίζονται στην ανάπτυξη δεσμών σε μοριακό επίπεδο είτε με ειδικές επικαλύψεις των ινών (fibre coating-sizing) ώστε να επιτευχθεί χημικός δεσμός (chemical bondage), είτε με μηχανική επεξεργασία των ινών (mechanical interlocking) ώστε η επιφάνεια τους να γίνει πιο «άγρια». Αυτές οι μέθοδοι υποβοηθούνται από την ανάπτυξη των θλιπτικών ακτινικών παραμενουσών τάσεων.

Υψηλή αντοχή του δεσμού ινών-μήτρας με χημικές μεθόδους (chemical treatment) οδηγεί σε αύξηση των παραμενουσών τάσεων [19,23], επειδή οι παραμένουσες τάσεις δεν θα μπορούν να ανακουφιστούν από το σπάσιμο των δεσμών ινών-μήτρας. Πιο αδύναμοι χημικοί δεσμοί ινών-μήτρας επιτρέπουν την ολίσθηση ανάμεσα σε μήτρα και ίνες (fibre-matrix slippage) κατά την αξονική διεύθυνση ανακουφίζοντας μερικώς την ανάπτυξη παραμενουσών τάσεων. Έτσι μειώνονται οι παραμορφώσεις [19] αποτρέποντας την κάμψη των ινών και το σπάσιμο των δεσμών στη διεπιφάνεια ινών-μήτρας.

Σε κρυσταλλικά πολυμερή η επιφάνεια των ινών μπορεί να αποτελέσει σημείο κρυστάλλωσης (nucleation point) και να σχηματιστεί μια υπερ-κρυσταλλική περιοχή (trans-crystalline region) γύρω από τις ίνες (Σχήμα 7). Η περιοχή αυτή δημιουργεί επιπλέον ακτινικές παραμένουσες τάσεις.

Οι τάσεις στη διεπιφάνεια ινών-μήτρας είναι μεγαλύτερες για πολυμερή με κρυσταλλικές μήτρες, οφειλόμενες στην επιπλέον συρρίκνωση της μήτρας λόγω κρυσταλλοποίησης και σε πιο μεγάλες περιοχές υπερ-κρυσταλλοποίησης γύρω από τις ίνες.

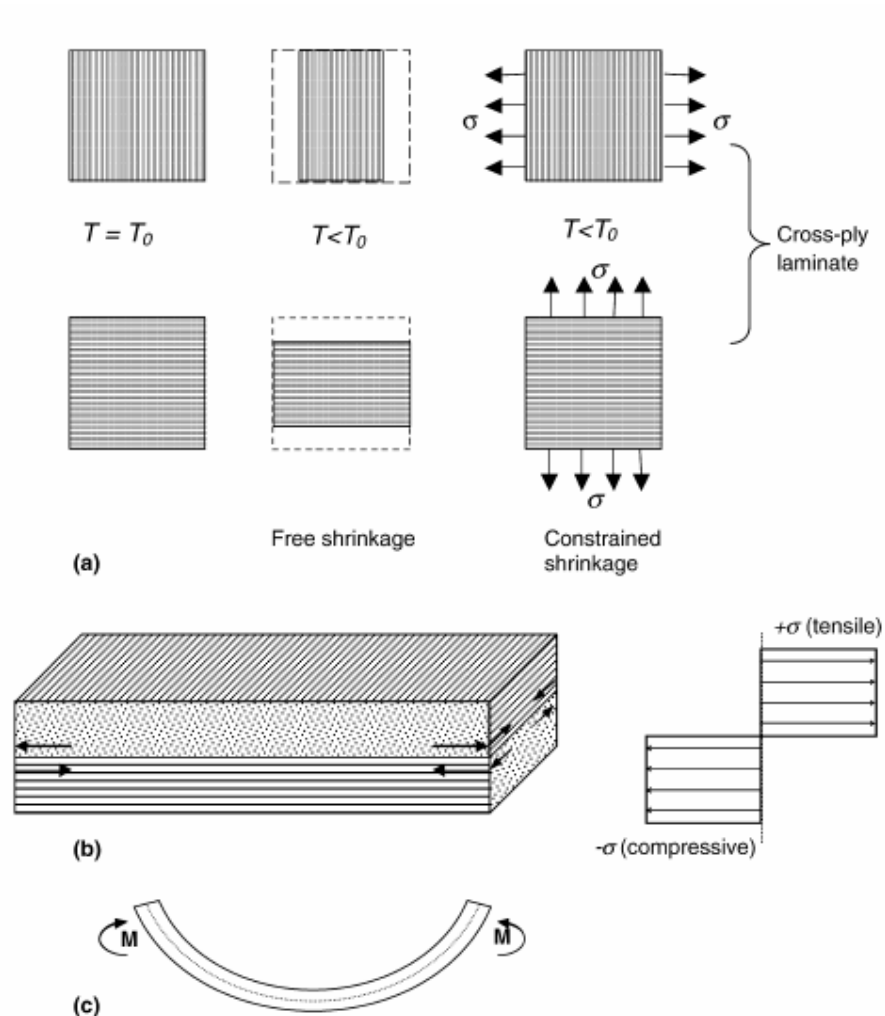
Για πολυμερή με μη κρυσταλλικές μήτρες οι τάσεις στη διεπιφάνεια ινών-μήτρας αυξάνονται για υψηλό ρυθμό ψύξης και χαμηλότερες θερμοκρασίες [23].



Σχήμα 7. Μικροδομή πολυπροπυλενίου κρυσταλλοποιημένου ισοθερμικά γύρω από ίνα άνθρακα

2.1.2. Μακρομηχανικές παραμένουσες τάσεις λόγω θερμικής διαστολής (lamination residual stresses)

Σε μακρομηχανική κλίμακα οι παραμένουσες τάσεις αναπτύσσονται ανάμεσα στις στρώσεις λόγω ανισοτροπίας της συρρίκνωσής τους κατά τη ψύξη (lamina anisotropy). Η ανάπτυξή τους οφείλεται στη διαφορά ανάμεσα στους συντελεστές θερμικής διαστολής στη διαμήκη και εγκάρσια διεύθυνση των στρώσεων. Σε σύνθετα υλικά με στρώσεις σε διευθύνσεις $90^\circ - 0^\circ$ οι ίνες στη διεύθυνση 90° επιβάλλουν μηχανικό περιορισμό (mechanical constraint) στις ίνες που βρίσκονται στη διεύθυνση 0° και αντίστροφα. Στο Σχήμα 8, αναπαρίσταται το παραπάνω φαινόμενο της ανισοτροπικής συρρίκνωσης των στρώσεων κατά τη ψύξη (όπου σ οι παραμένουσες τάσεις).



Σχήμα 8. Σχηματική αναπαράσταση της ανάπτυξης παραμενουσών τάσεων σε μη συμμετρικό, με δισταυρωμένες στρώσεις σύνθετο υλικό (a), θερμικές παραμένουσες τάσεις όταν το σύνθετο είναι περιορισμένο από το καλούπι (b), όψη της παραμόρφωσης όταν το σύνθετο δεν είναι περιορισμένο από το καλούπι (c).

Οι περισσότεροι από τους παράγοντες που αναφέρθηκαν στην ενότητα 2.1.1 συντελούν στην ανάπτυξη παραμενουσών τάσεων σε σύνθετα υλικά με στρώσεις υπό γωνία (angle-ply composites). Επιπλέον παράγοντες που επιδρούν στην ανάπτυξη παραμενουσών τάσεων κατά τη διάρκεια της στρωμάτωσης (lamination) σε σύνθετα υλικά με θερμοσκυρηνόμενες ρητίνες είναι:

- Ο αριθμός των στρώσεων των σύνθετων υλικών. Σε όλες τις περιπτώσεις, οι παραμένουσες τάσεις στις ίνες είναι θλιπτικές και υψηλότερες όσο πιο πολλές είναι οι στρώσεις των σύνθετων [20, 24-26].
- Όσον αφορά το ποσοστό των ινών στο συνολικό όγκο του σύνθετου:
 - Για υψηλότερο ποσοστό ινών οι παραμένουσες τάσεις στις ίνες είναι χαμηλότερες [24].
 - Για ορισμένα σύνθετα υλικά, υπάρχει ένας βέλτιστος όγκος ινών για τον οποίο οι εφελκυστικές παραμένουσες τάσεις στη μήτρα μεταξύ των ινών γίνονται θλιπτικές [22].
 - Για σύνθετα υλικά με διασταυρώμενες στρώσεις (cross-ply composites), οι παραμένουσες τάσεις ανάμεσα στις στρώσεις αυξάνονται, αυξανόμενου του ποσοστού του όγκου των ινών [24].
- Ανάλυση των αποτελεσμάτων της κυματώσεως των ινών (fibre waviness) [24], οδήγησε στο συμπέρασμα ότι οι παραμένουσες τάσεις και επομένως και η συμπεριφορά του υλικού σε θραύση επηρεάζεται από την κυμάτωση των ινών. Αυξημένη κυμάτωση των ινών μειώνει τη διαφορά στο συντελεστή θερμικής διαστολής στην κάθετη και διαμήκη διεύθυνση και κατά συνέπεια οι παραμένουσες τάσεις μειώνονται τόσο για σύνθετα υλικά διαταυρώμενων στρώσεων όσο και για μονοαξονικά σύνθετα υλικά.
- Κατά τη διάρκεια της στερεοποίησης, αναπτύσσονται παραμένουσες τάσεις με διαφορετικό ρυθμό για κάθε στρώση [27]. Ο βέλτιστος κύκλος κατασκευής (optimum processing cycle), για τον οποίο ελαχιστοποιούνται οι παραμένουσες τάσεις και βελτιστοποιούνται οι μηχανικές ιδιότητες του σύνθετου, είναι διαφορετικός για κάθε στρώση και για διαφορετικά πάχη στρώσεων σε σύνθετα υλικά με στρώσεις υπό γωνίες $90^\circ - 0^\circ$.
- Για γωνίες ινών $\omega = \pm 30^\circ$, οι τάσεις που αναπτύσσονται ανάμεσα στις στρώσεις μεγιστοποιούνται.

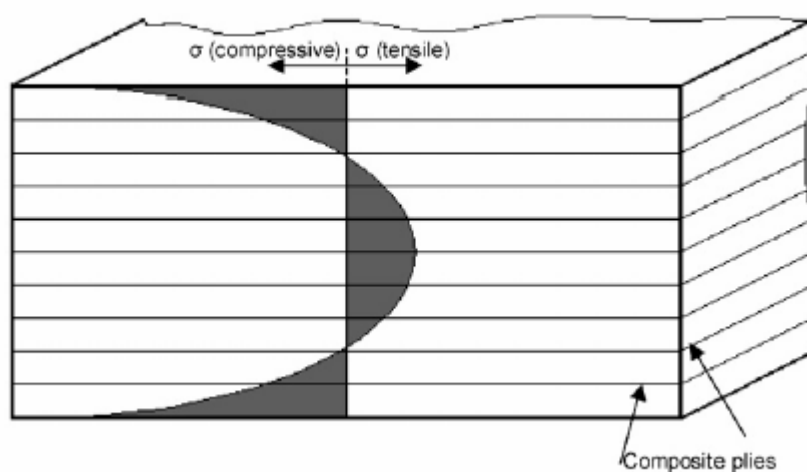
Οι μελέτες για θερμοπλαστικά πολυμερή και τα αποτελέσματα της μορφολογίας των ινών στις παραμένουσες τάσεις δεν είναι πολλές. Όσον αφορά τις παραμένουσες τάσεις που

αναπτύσσονται ανάμεσα στις στρώσεις του σύνθετου, οι βασικές παράμετροι που τις διέπουν έχουν μικρή διαφορά ανάμεσα στα θερμοσκληρηνόμενα και θερμοπλαστικά σύνθετα υλικά.

2.1.3. Παραμένουσες τάσεις λόγω θερμικής διαστολής σε συνολική κλίμακα (global residual stresses)

Όπως έχει ήδη αναφερθεί ο ρυθμός ψύξης αποτελεί σημαντική παράμετρο στο σχηματισμό παραμενουσών τάσεων σε συνολική κλίμακα στο υλικό. Σύνθετα υλικά για εφαρμογές με υψηλές απαιτήσεις κατά κανόνα κατασκευάζονται σε υψηλές θερμοκρασίες. Επομένως, οι υψηλοί ρυθμοί ψύξης ανάμεσα σε μεγάλες (thick) στρώσεις είναι αναπόφευκτοι [18]. Οι περισσότερες τάσεις που αρχικά αναπτύσσονται στο υλικό ανακουφίζονται όταν ακόμη οι θερμοκρασίες είναι υψηλές, ενώ οι τάσεις που αναπτύσσονται στα μετέπειτα στάδια της ψύξης παραμένουν όταν η μήτρα έχει μερικώς κρυσταλλωθεί και εγκλωβίζονται στο υλικό.

Ως αποτέλεσμα, η κατασκευή των σύνθετων αφήνει περιοχές στην επιφάνεια του υλικού σε κατάσταση μόνιμης θλίψης που εξισσοροπείται από τις εσωτερικές εφελκυστικές τάσεις (Σχήμα 9) [29]. Οι παραμένουσες τάσεις αυτές οφείλονται στην αλληλεπίδραση των επιφανειακών στρώσεων με τις στρώσεις στο εσωτερικό του υλικού (skin-core residual stresses).



Σχήμα 9. Κατανομή παραμενουσών στις εσωτερικές και εξωτερικές στρώσεις (skin-core residual stresses).

Υψηλότεροι ρυθμοί ψύξης αυξάνουν αυτές τις παραμένουσες τάσεις και η κατανομή τους είναι πιο σημαντική [28,29,35,36,31,32]. Τα περισσότερα από τα θερμοσκληρηνόμενα σύνθετα υλικά (κρυσταλλική μήτρα) που ψύχονται γρήγορα (PEEK/CF, PET/CF) παρουσιάζουν σχεδόν παραβολικό προφίλ παραμενουσών τάσεων [28,30,31,32,35,36] με τις

στρώσεις που βρίσκονται πιο κοντά στην επιφάνεια να υπόκεινται σε θλιπτικές παραμένουσες τάσεις μεγαλύτερες από τις εφελκυστικές παραμένουσες τάσεις στις στρώσεις κοντά στον πυρήνα. Αυτό το διάνυσμα των παραμενουσών τάσεων έχει βρεθεί ότι είναι πολύ μεγαλύτερο για σύνθετα υλικά με διασταυρώμενες στρώσεις (cross-ply laminates), όπως και σε μονοαξονικά σύνθετα [28,30,31,32].

Η κρυστάλλωση (crystallinity) των θερμοπλαστικών μητρών συμβάλλει σημαντικά στην αλληλεπίδραση των εσωτερικών με τις εξωτερικές στρώσεις για μεταβλητό ρυθμό ψύξης κατά μήκος του σύνθετου υλικού. Πολλές μελέτες που αφορούν τις παραμένουσες τάσεις σ' αυτό το επίπεδο εστιάζουν στην κατανομή της κρυστάλλωσης του υλικού αμέσως μετά την κατασκευή [28,31,33].

Σε ισοτροπικά υλικά οι παραμένουσες τάσεις μπορούν να απαλειφθούν με ανόπτηση (annealing) διότι η συμπεριφορά των υλικών αυτών όσον αφορά την ελαστική διόγκωσή τους είναι γραμμική [10]. Για ανισοτροπικά υλικά η διαδικασία είναι πιο πολύπλοκη.

Η ανόπτηση πραγματοποιείται σε σύνθετα υλικά μεγάλου πάχους προκειμένου να μειωθούν τα ανύσματα (gradients) των παραμενουσών τάσεων κατά μήκος των στρώσεων ενός σύνθετου, για την επίτευξη βέλτιστων επιπέδων κρυσταλλοποίησης ή για την ανακούφιση μέρους των παραμενουσών τάσεων. Η ανόπτηση επιτυγχάνεται αυξάνοντας τη θερμοκρασία του σύνθετου πάνω από τη θερμοκρασία υαλώδους μετάβασης της μήτρας και επιτρέποντας την ανακούφιση των τάσεων. Ως συνέπεια, η ελεύθερη-τάσεων θερμοκρασία μπορεί να μεταβληθεί με την ανόπτηση [8,34].

Για σύνθετα υλικά με μη κρυσταλλικές μήτρες σε μικρο-μηχανικό επίπεδο η ανόπτηση δεν ανακουφίζει σημαντικά τις παραμένουσες τάσεις [13]. Σε μακρο-μηχανικό επίπεδο για σύνθετα υλικά πολύ-διευθυντικών στρώσεων (multi-axial laminates), η ανακούφιση των τάσεων είναι πολύ περιορισμένη μέσα στο χρόνο της ανόπτησης, ενώ οι τάσεις αυτές επανεμφανίζονται όταν το υλικό ψύχεται στη θερμοκρασία λειτουργίας (συνήθως είναι η θερμοκρασία περιβάλλοντος).

Επομένως, οι περισσότερες μελέτες ανόπτησης αφορούν τη μείωση των παραμενουσών τάσεων σε συνολικό επίπεδο (global skin-core level), όπως για παράδειγμα η μείωση του ανύσματος των παραμενουσών τάσεων κατά μήκος των στρώσεων [8,35,36,37,38].

Αυξάνοντας το χρόνο της ανόπτησης για ημι-κρυσταλλικά (semi-crystalline) θερμοπλαστικά πολυμερή κάτω από τη θερμοκρασία υαλώδους μετάβασης T_g , οι παραμένουσες τάσεις μειώνονται λόγω χαλάρωσης [36]. Το επίπεδο κρυστάλλωσης θα είναι ίδιο πριν και μετά την ανόπτηση, εφόσον αυτή πραγματοποιείται κάτω από τη θερμοκρασία υαλώδους μετάβασης T_g . Για θερμοκρασίες ανόπτησης πάνω από τη θερμοκρασία T_g , η

ανόπτηση θα αυξήσει το βαθμό κρυστάλλωσης του σύνθετου υλικού (σε θερμοκρασία περιβάλλοντος) σε συνδυασμό με αύξηση του όγκου της μήτρας και επομένως και τις παραμένουσες τάσεις λόγω αυξημένης συρρίκνωσης [34,37,38].

Οι μηχανικές ιδιότητες και η αντίσταση σε διαλύτες μπορούν να βελτιωθούν μετά την ανόπτηση [37]. Η ψύξη του κρυσταλλικού πολυμερούς και η μετέπειτα ανόπτηση δίνουν παρόμοια αποτελέσματα με τη ψύξη σε χαμηλό ρυθμό [35].

Μια άλλη παράμετρος της κατασκευής που επηρεάζει την ανάπτυξη παραμενουσών τάσεων σε συνολική κλίμακα είναι η χρήση καλουπιών από διαφορετικά υλικά κατά την κατασκευή, όπως η χρήση ελαστικού πλαστικού καλουπιού στη μία πλευρά και μεταλλικού καλουπιού στην άλλη πλευρά του σύνθετου. Η αλληλεπίδραση ανάμεσα στο καλούπι και το υλικό είναι μηχανική και θερμική.

Η θερμική αλληλεπίδραση έχει βρεθεί ότι επηρεάζει σημαντικά το σχηματισμό και την κατανομή των παραμενουσών τάσεων σε συνολικό επίπεδο λόγω των διαφορών στο ρυθμό ψύξης στις δύο εξωτερικές επιφάνειες του σύνθετου υλικού [33].

Η διαφορά αυτή οφείλεται στις διαφορετικές ιδιότητες όσον αφορά τη μετάδοση θερμότητας των δύο υλικών του καλουπιού και επομένως στους διαφορετικούς ρυθμούς ψύξης [39]. Οι παραμένουσες τάσεις που αναπτύσσονται για μη-συμμετρική (unbalanced) ψύξη έχουν μοντελοποιηθεί [32,40] χρησιμοποιώντας καλούπι αποτελούμενο από δύο διαφορετικά υλικά. Βρέθηκε ότι οι παραμένουσες τάσεις που αναπτύχθηκαν είναι πολύ υψηλότερες από αυτές για συμμετρική (balanced) ψύξη.

Η μηχανική αλληλεπίδραση καλουπιού-υλικού οφείλεται σε δύο μηχανισμούς:

1. Στη διαφορά του συντελεστή θερμικής διαστολής ανάμεσα στο υλικό και το καλούπι με το συντελεστή θερμικής διαστολής του καλουπιού να είναι συνήθως μεγαλύτερος από αυτόν του υλικού [39]. Κατά τη ψύξη αυτό μπορεί να οδηγήσει σε θλιπτικές παραμένουσες τάσεις στις επιφανειακές στρώσεις του σύνθετου που βρίσκονται σε επαφή με το καλούπι [39]. Το παραπάνω φαινόμενο μπορεί να οδηγήσει σε στρέβλωση του σύνθετου υλικού [40] ή κυμάτωση των ινών [39].

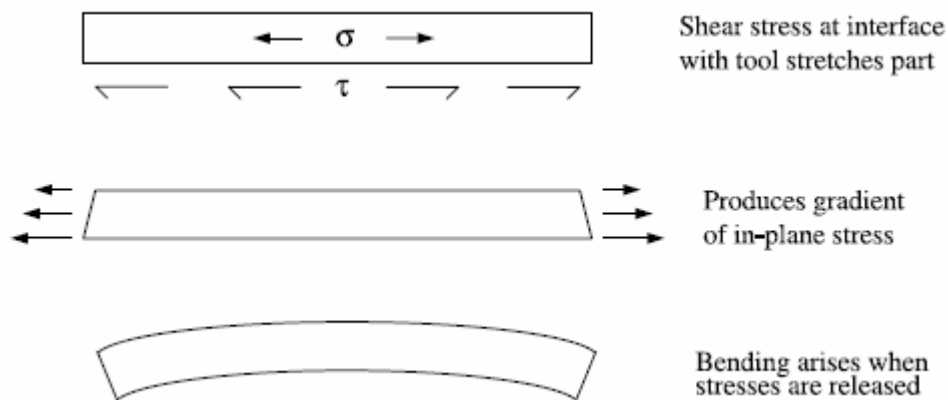
Η μετάδοση των τάσεων στη διεπιφάνεια υλικού-καλουπιού εξαρτάται από τις συνθήκες τριβής μεταξύ τους. Η τριβή του καλουπιού με την πολυμερή μήτρα όταν αυτή έχει στερεοποιηθεί [41] προκαλεί επιπλέον παραμένουσες τάσεις στην επιφανειακή στρώση του σύνθετου λόγω εξαναγκασμένης συρρίκνωσης.

2. Σε ορισμένες κατασκευές χρησιμοποιείται παραμορφώσιμο καλούπι σε συνδυασμό με σταθερό καλούπι. Η παραμόρφωση του καλουπιού προκαλεί παραμόρφωση στο σύνθετο που εξαρτάται από τη τριβή στη διεπιφάνεια υλικού-καλουπιού. Επομένως, το σύνθετο

υλικό υπόκειται σε διαφορετικά φορτία στις δύο επιφάνειές του, φαινόμενο που οδηγεί σε παραμένουσες τάσεις σε συνολικό επίπεδο [40].

2.2. Παραμένουσες τάσεις λόγω αλληλεπίδρασης υλικού και καλούπιού (tool/part interaction)

Παραμένουσες τάσεις μπορεί να αναπτυχθούν κατά τη στερεοποίηση λόγω διαφορετικών τάσεων ανάμεσα στο υλικό που κατασκευάζεται και το καλούπι. Καλούπια από αλουμίνιο ή σίδηρο έχουν πολύ υψηλότερους συντελεστές διαστολής από αυτούς των σύνθετων υλικών και τείνουν να διογκώνουν τα τεμάχια καθώς θερμαίνονται. Αυτό συμβαίνει εξαιτίας των διατμητικών τάσεων στη διεπιφάνεια υλικού-καλούπιού προκαλώντας «τέντωμα» στο υλικό (Σχήμα 10).



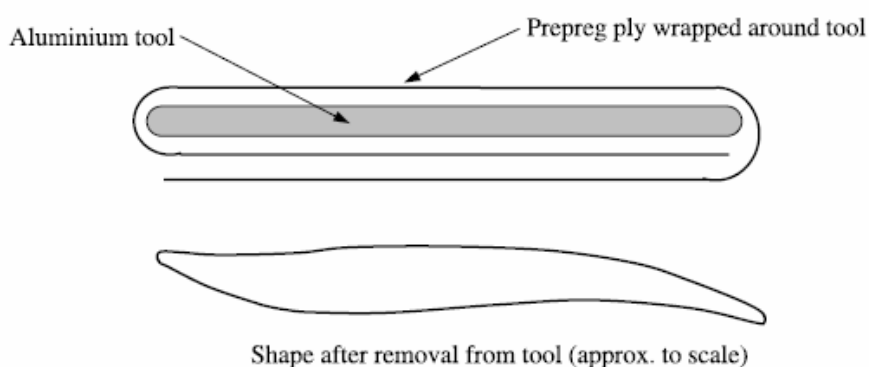
Σχήμα 10. Παραμόρφωση λόγω διατμητικών τάσεων στη διεπιφάνεια υλικού-καλούπιού

Τάσεις κατά μήκος των στρώσεων του υλικού μπορεί να αναπτυχθούν, προκαλώντας κάμψη (bending) όταν απελευθερωθούν.

Ένας άλλος μηχανισμός αλληλεπίδρασης καλούπιού-υλικού προκαλείται λόγω του κλειδώματος (locking), κατά το οποίο η ίδια η γεωμετρία του τεμαχίου το οδηγεί σε μετακίνηση καθώς το καλούπι διαστέλλεται. Το πιο συνηθισμένο και απλό παράδειγμα αυτού του μηχανισμού είναι κατά την περιέλιξη νημάτων σε κυλινδρικά καλούπια (filament wound tubes), όπου αναπτύσσονται σημαντικές εφελκυστικές παραμένουσες τάσεις λόγω της δίογκωσης του περιστρεφόμενου καλούπιού.

Σημαντικές παραμορφώσεις έχουν επίσης παρατηρηθεί σε πειράματα τυλίγματος μονής στρώσης prepreg γύρω από καλούπια από αλουμίνιο [43]. Οι εφελκυστικές τάσεις που

αναπτύσσονται δημιουργούν κάμψη στα σημεία που επικαλύπτεται η στρώση, προκαλώντας παραμορφώσεις της τάξεως των 30mm σε τεμάχια μήκους 500mm (Σχήμα 11).



Σχήμα 11. Σχηματική αναπαράσταση της παραμόρφωσης prepreg σύνθετου λόγω εξαναγκασμένης περιέλιξης γύρω από το καλούπι.

2.3. Άλλοι μηχανισμοί δημιουργίας παραμενουσών τάσεων

Η συρρίκνωση των πολυμερών κατά τη στερεοποίηση προκαλεί επιπλέον αλλαγή όγκου από αυτή λόγω της επίδρασης της θερμοκρασίας. Η συρρίκνωση αυτή επιδρά σημαντικά προκαλώντας μεταβολή όγκου της τάξεως του 7% για σύνθετα υλικά με μήτρα από εποξική ρητίνη [42]. Η συρρίκνωση μπορεί να προκαλέσει παρόμοια αποτελέσματα με τη θερμική συστολή (τάσεις σε μικρο-μηχανικό επίπεδο, επιφανειακές τάσεις και αλλαγές καμπυλότητας σε καμπύλα σύνθετα υλικά).

Στα πρώτα στάδια της στερεοποίησης η ρητίνη δεν μπορεί να υποστηρίξει σημαντικές τάσεις. Η ροή της ρητίνης (resin flow) και η συνένωση των στρώσεων (laminate consolidation) προκαλούν αλλαγές στη γεωμετρία. Σε αυτή τη φάση μπορεί να αναπτυχθούν σημαντικές παραμένουσες τάσεις λόγω αλληλεπίδρασης υλικού-καλουπιού.

Μετά τη ζελατινοποίηση (gelation) η μήτρα βρίσκεται σε ελαστική κατάσταση και έχει σημαντικό όγκο. Αυτό οδηγεί σε υδροστατικές τάσεις (hydrostatic stresses) και μπορεί να προκαλέσει θραύση σε τεμάχια με σημαντικό πάχος στην αρχή της μορφοποίησης, όταν ακόμη δεν έχει αναπτυχθεί η αντοχή της μήτρας [47,48].

Οι παραμένουσες τάσεις στο επίπεδο των στρώσεων (in-plane laminate stresses) εξαιτίας θερμικών φαινομένων ή συρρίκνωσης σε αυτό το στάδιο της στερεοποίησης είναι γενικά πολύ μικρές και δεν προκαλούν παραμόρφωση. Πειράματα με εποξικές ρητίνες [49] μορφοποιημένες πάνω σε ράβδους αλουμινίου έδειξαν αμελητέες τάσεις μέχρι τη θερμοκρασία υαλώδους μετάβασης.

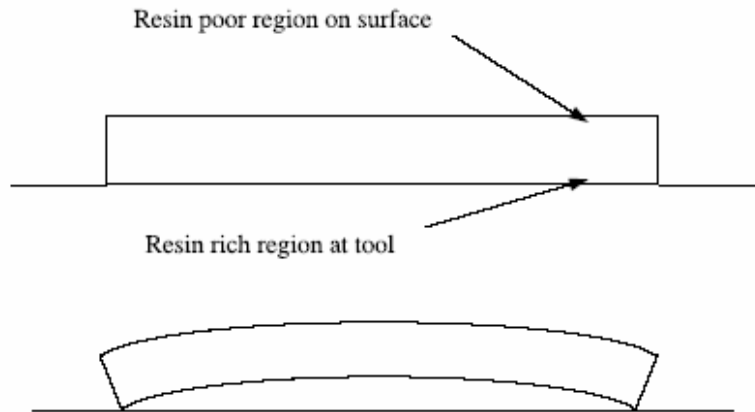
Εάν η μορφοποίηση των καμπύλων τεμαχίων μπορούσε να πραγματοποιηθεί χωρίς κανένα περιορισμό από το καλούπι, οι μεταβολές του όγκου θα προκαλούσαν παραμορφώσεις ανεξάρτητα από το εάν οι τάσεις είναι χαμηλές. Αυτό συμβαίνει γιατί σε ένα καμπύλο τεμάχιο διαφορετικές τάσεις στην επιφάνεια και κατά μήκος των στρώσεων προκαλούν αλλαγή στην καμπύλωση, που είναι γεωμετρικό αποτέλεσμα και δεν απαιτεί τάσεις για να διατηρηθεί. Όταν το τεμάχιο περιορίζεται από το καλούπι, αναπτύσσονται μικρού μεγέθους διατμητικές τάσεις. Όταν αυτές αναπτυχθούν σε σημαντικό μήκος του υλικού προκαλούν υπολογίσιμες τάσεις στη διεύθυνση των ινών, οι οποίες «εγκλωβίζονται» στο υλικό κατά την υαλοποίηση. Όταν το υλικό αποδεσμευτεί από το καλούπι, αυτές οι τάσεις προκαλούν ισοδύναμη παραμόρφωση με αυτή που θα είχε προκληθεί σε τεμάχιο χωρίς περιορισμούς από το καλούπι [50].

Η μήτρα κατά την υαλοποίησή της, αναπτύσσει σημαντική ακαμψία και μπορεί να θεωρηθεί ως ελαστικό στερεό. Η χημική συρρίκνωση (chemical shrinkage) μετά την υαλοποίηση είναι συνήθως μικρή και τα θερμικά φαινόμενα επικρατούν.

Η αλληλεπίδραση υλικού-τεμαχίου δεν προκαλεί άλλα φαινόμενα σε αυτή τη φάση. Εφόσον το υλικό είναι ελαστικό πλέον, ότι τάσεις αναπτυχθούν θα αναιρεθούν κατά την απομάκρυνση του τεμαχίου από το καλούπι και έτσι δε θα προκαλέσουν παραμορφώσεις.

Η υγρασία προκαλεί διόγκωση της μήτρας, αλλάζοντας την καμπυλότητα σε σύνθετα υλικά με μη-συμμετρικές στρώσεις [44].

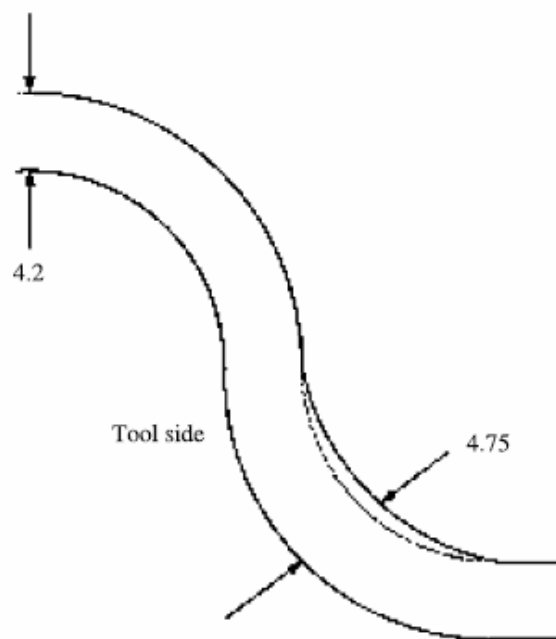
Διαφορές στα ποσοστά κάλυψης από ίνες κατά μήκος των στρώσεων του σύνθετου μπορεί να προκαλέσουν παραμόρφωση ακόμη και σε επίπεδα, μιας κατεύθυνσης στρώσεων σύνθετα υλικά [45]. Στρώσεις με μεγάλη περιεκτικότητα σε ρητίνη κοντά στη διεπιφάνεια υλικού-καλουπιού και στρώσεις «φτωχές» σε ρητίνη στην ελεύθερη επιφάνεια έχουν τη τάση να έχουν αντίστοιχα υψηλότερους και χαμηλότερους συντελεστές θερμικής διαστολής, οδηγώντας σε καμπύλωση του τεμαχίου, όπως φαίνεται στο Σχήμα 12.



Σχήμα 12. Παραμόρφωση λόγω μεταβολής της κατ'όγκο περιεκτικότητας σε ρητίνη κατά μήκος των στρώσεων του σύνθετου

Μετακίνηση των ινών κατά τη στερεοποίηση μπορεί να οδηγήσει σε αλλαγές στη γεωμετρία και στις ιδιότητες του σύνθετου προκαλώντας παραμένουσες τάσεις και παραμορφώσεις.

Ροή της ρητίνης ακτινικά μπορεί να οδηγήσει σε αύξηση όγκου στις γωνίες όταν η κατασκευή γίνεται με κοίλα καλούπια ή μείωση όγκου όταν η κατασκευή γίνεται με κυρτά καλούπια [46]. Το Σχήμα 13 δείχνει σημαντική αύξηση του όγκου σε γωνία ενός καμπύλου τεμαχίου.



Σχήμα 13. Αύξηση όγκου σε γωνία καμπύλου τεμαχίου (μιας διεύθυνσης στρώσεων σύνθετο υλικό ινών άνθρακα / εποξικής μήτρας).

3. Επίδραση της ανάπτυξης παραμενουσών τάσεων στα σύνθετα υλικά

3.1 Επίδραση των παραμενουσών τάσεων στη μήτρα

Όπως έχει αναφερθεί, λόγω της διαφοράς στη συρρίκνωση ανάμεσα στις ίνες και τη μήτρα, η μήτρα γενικά υπόκειται σε εφελκυστικές παραμένουσες τάσεις [51]. Το μέγεθος αυτών των τάσεων εξαρτάται από το ποσοστό όγκου των ινών [51,52,53]. Πολλά μοντέλα έχουν αναπτυχθεί σε μικρομηχανική κλίμακα για την πρόβλεψη του μεγέθους αυτών των τάσεων [52,54,55-59], ακόμη και με κυμάτωση ινών. Η μέτρηση των παραμενουσών τάσεων που οφείλονται σε θερμική διαστολή της μήτρας με πειραματικές μεθόδους είναι εξαιρετικά δύσκολη και επομένως είναι δύσκολο να αποδοθεί η επίδραση των παραμενουσών τάσεων στις ιδιότητες της μήτρας.

Ωστόσο, είναι δυνατό να αποτιμηθεί η επίδραση των παραμενουσών τάσεων στις ιδιότητες του σύνθετου υλικού που εξαρτώνται από τη μήτρα, όπως η απορρόφηση υγρασίας (moisture absorption) και η αντοχή σε υψηλές θερμοκρασίες (temperature resistance).

Οι ιδιότητες αυτές επηρεάζονται σημαντικά από τις παραμένουσες τάσεις. Για παράδειγμα, η κατανομή των τάσεων στη ρητίνη κατά την κατασκευή επηρεάζει τη θερμοκρασία υαλώδους μετάβασης T_g [60]. Θλιπτικά φορτία (συμπεριλαμβανομένης και της υδροστατικής πίεσης) αυξάνουν τη T_g ενώ εφελκυστικά και διατμητικά τη μειώνουν [60]. Η θερμοκρασία υαλώδους μετάβασης είναι σημαντική ιδιότητα των σύνθετων γιατί σε πολλές περιπτώσεις αντιστοιχεί στο άνω όριο της θερμοκρασίας λειτουργίας πολυμερών σε κατασκευαστικές εφαρμογές [61,62]. Σε υψηλές θερμοκρασίες οι παραμένουσες τάσεις θα είναι μικρότερες εξαιτίας της μικρότερης διαφοράς ανάμεσα στην ελεύθερη τάσεων θερμοκρασία και τη θερμοκρασία μέτρησης καθώς και της θερμικής διαστολής της μήτρας [53].

Η απορρόφηση υγρασίας από τη μήτρα επηρεάζει την ανάπτυξη παραμενουσών τάσεων:

- Διόγκωση της μήτρας (swelling) οδηγεί σε μεταβολή των τάσεων.
- Πλαστικοποίηση (plasticisation) του πολυμερούς λόγω υγρασίας προκαλεί μείωση της θερμοκρασίας υαλώδους μετάβασης [63,64-66,67,68,69,70,71].
- Η υγρασία επηρεάζει τη διεπιφάνεια ινών-μήτρας.
- Οι παραμένουσες τάσεις επιδρούν στην ικανότητα απορρόφησης υγρασίας: όσο πιο υψηλές είναι οι παραμένουσες τάσεις τόσο πιο μεγάλη είναι η απορρόφηση υγρασίας [66,67]. Σε πολυμερή υλικά έχει βρεθεί ότι ο ρυθμός απορρόφησης της υγρασίας επιταχύνεται κάτω από εφελκυστικά φορτία.

Εξαιτίας της εξαρτώμενης από το χρόνο ιξωδο-ελαστικής φύσης της πολυμερούς μήτρας (time-dependent visco-elastic nature), οι παραμένουσες τάσεις λόγω θερμικής διαστολής είναι και αυτές εξαρτώμενες από το χρόνο, δηλαδή η μήτρα παρουσιάζει χαλάρωση των τάσεων ή ερπυσμό με το χρόνο [53,61,68,70,72,73,74,75]. Υψηλότερες παραμένουσες τάσεις προκαλούν και υψηλότερο βαθμό χαλάρωσης. Παράγοντες του περιβάλλοντος, όπως η θερμοκρασία και η υγρασία επηρεάζουν το φαινόμενο της χαλάρωσης των τάσεων. Για υψηλές θερμοκρασίες ο ρυθμός χαλάρωσης των παραμενουσών τάσεων είναι υψηλός [68,76,77], όπως επίσης και η συνολική χαλάρωση [73].

Πειραματικές μελέτες έχουν δείξει ότι οι παραμένουσες τάσεις που αναπτύσσονται στα σύνθετα υλικά μπορεί να μειωθούν σημαντικά κατά την αποθήκευσή τους σε θερμοκρασία και υγρασία περιβάλλοντος (~23° C και ~50% σχετική υγρασία) [53,54,72,74]. Επίσης, η καμπύλωση μη συμμετρικών σύνθετων υλικών μειώνεται με το χρόνο λόγω της χαλάρωσης των παραμενουσών τάσεων [62,70,72]. Οι παραμένουσες τάσεις μειώνονται ασυμπτωτικά προς ορισμένες τιμές, γεγονός που σημαίνει ότι το σύνθετο υλικό θα βρίσκεται σε μια κατάσταση στην οποία ακόμη υπάρχουν παραμένουσες τάσεις που επηρεάζουν σημαντικά τις μηχανικές ιδιότητές του [73,78,79].

Εκτός από τη χαλάρωση των παραμενουσών τάσεων ακόμη ένας μηχανισμός εξαρτώμενος από το χρόνο που επηρεάζει τις ιδιότητες της μήτρας του σύνθετου υλικού είναι η γήρανση της μήτρας (ageing) [80]. Όταν ένα μη κρυσταλλικό πολυμερές ψύχεται κάτω από τη θερμοκρασία υαλώδους μετάβασης T_g , προκύπτει ένα υαλώδες στερεό με τους δεσμούς του πολυμερούς σε κατάσταση μη θερμοδυναμικής ισορροπίας [60,79]. Η φυσική γήρανση γίνεται όταν η πολυμερής μήτρα ψύχεται κάτω από τη θερμοκρασία υαλώδους μετάβασης T_g και το υλικό μεταβαίνει προς θερμοδυναμική ισορροπία. Η μετάβαση αυτή χαρακτηρίζεται από αλλαγή του ελεύθερου όγκου, της ενθαλπίας και της εντροπίας του πολυμερούς και προκαλεί σημαντικές αλλαγές με το πέρασμα του χρόνου μειώνοντας τη σκληρότητα [60] και επομένως αυξάνοντας την πιθανότητα αστοχίας [81].

Η θερμοκρασία και ο τρόπος κατασκευής επηρεάζουν το ρυθμό της φυσικής γήρανσης. Ειδικά σε υψηλές θερμοκρασίες (κάτω από τη θερμοκρασία υαλώδους μετάβασης T_g) ο ρυθμός της φυσικής γήρανσης είναι υψηλός. Επομένως, για χαμηλούς ρυθμούς ψύξης η επίδραση της γήρανσης είναι μεγαλύτερη.

Συμπερασματικά μπορούμε να πούμε ότι η «ηλικία» της μήτρας του σύνθετου υλικού επιδρά στις ιδιότητές του μέσω της γήρανσης και μέσω της χαλάρωσης των παραμενουσών τάσεων [82].

Επιπλέον το περιβάλλον παίζει σημαντικό ρόλο στους παραπάνω μηχανισμούς. Η ισοθερμική ή η υγροθερμική (για σταθερή θερμοκρασία και υγρασία) γήρανση αλληλεπιδρά με τις παραμένουσες τάσεις.

Η οξείδωση της μήτρας του πολυμερούς σε περιβάλλον πλούσιο σε οξυγόνο μπορεί να κάνει τη μήτρα ψαθυρή μειώνοντας τις μηχανικές ιδιότητες του σύνθετου [83,84].

Η ισοθερμική γήρανση (isothermal ageing) έχει βρεθεί ότι αυξάνει τη θερμοκρασία υαλώδους μετάβασης T_g ή την ελεύθερη τάσεων θερμοκρασία [83,85,86,87], ενώ σχετικά αδρανές περιβάλλον δεν επηρεάζει σημαντικά τις μηχανικές ιδιότητες του σύνθετου [83,85,87,88].

Η επίδραση του περιβάλλοντος και η γήρανση είναι πολύ σημαντικοί παράγοντες για την πρόβλεψη της αντοχής των σύνθετων [70,79,89].

3.2 Επίδραση των παραμενουσών τάσεων στη διεπιφάνεια ινών-μήτρας

Σε θερμοσκληρυνόμενα σύνθετα υλικά ο σύνδεσμος ινών-μήτρας σχηματίζεται με χημικούς δεσμούς (chemical fibre-matrix bond), ενώ σε θερμοπλαστικά σύνθετα η σύνδεση επιτυγχάνεται μέσω της συρρίκνωσης της μήτρας γύρω από τις ίνες αυξάνοντας τους δεσμούς Van Der Waals μεταξύ ινών-μήτρας [72]. Μεγάλες ακτινικές παραμένουσες τάσεις ενδυναμώνουν το δεσμό ινών-μήτρας λόγω μηχανικού κλειδώματος (mechanical locking) [90,91]. Ωστόσο, εάν ο χημικός δεσμός ινών-μήτρας είναι ασθενής μπορεί να προκληθεί αποκόλληση ινών-μήτρας σε διεύθυνση παράλληλη με τις ίνες [75,76].

Στις περισσότερες περιπτώσεις οι ίνες υπόκεινται σε θλιπτικές παραμένουσες τάσεις, φορτίο για το οποίο δεν έχουν σχεδιαστεί. Το φορτίο αυτό μπορεί να είναι τέτοιου μεγέθους στη διεύθυνση των ινών που μπορεί να προκληθεί σπάσιμο μόνο από τις παραμένουσες τάσεις [92].

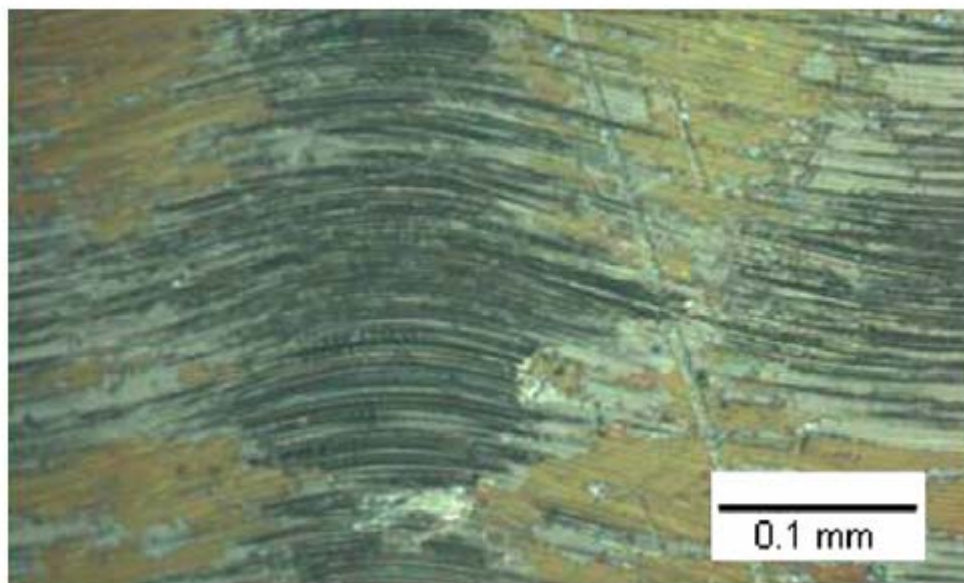
3.3 Ελλαστώματα λόγω παραμενουσών τάσεων

Οι παραμένουσες τάσεις μπορούν να προκαλέσουν διάφορα ελλαστώματα στα σύνθετα υλικά. Τα ελλαστώματα που εξετάζονται είναι η κυμάτωση των ινών (fibre waviness), οι εγκάρσιες ρωγμές (transverse cracking), ο διαχωρισμός των στρώσεων (delamination) και η στρέβλωση (warpage).

3.3.1 Κυμάτωση ενισχυτικών ινών (fibre waviness)

Όταν κατά τη διάρκεια της κατασκευής του σύνθετου υλικού οι ίνες υπόκεινται σε ακτινικά φορτία, όπως παραμένουσες τάσεις λόγω θερμικής διαστολής, η μήτρα δεν παρέχει κάποιο είδος εγκάρσιας υποστήριξης και έτσι οι ενισχυτικές ίνες παραμορφώνονται (μικροκάμψη) και αναπτύσσεται κυματισμός [93].

Η κυμάτωση των ινών σε μιας διεύθυνσης σύνθετα προκαλείται όταν οι ίνες αποκλίνουν από την κύρια διεύθυνση και σχηματίζουν ένα μοτίβο το οποίο συχνά αναπαριστάται μαθηματικά με τη μορφή ημιτονοειδούς κύματος (sine wave) (Σχήμα 14).



Σχήμα 14. Κυματισμός των ινών σε στρώση σύνθετου υλικού

Μελέτες των Kugler και Moon [94] έδειξαν ότι η ανάπτυξη κυμάτωσης ινών σε σύνθετα υλικά ινών άνθρακα (carbon fibre) / πολυσουλφονικής μήτρας (polysulfone matrix) επηρεάζεται κυρίως από το υλικό του καλουπιού (δηλαδή τη διαφορά θερμικής διαστολής ανάμεσα στο υλικό και το καλούπι) όπως επίσης και από το ρυθμό ψύξης και το μήκος του υλικού.

Εκτός από τη διαφορά των συντελεστών θερμικής διαστολής υλικού-καλουπιού, οι υψηλές θερμοκρασίες κατασκευής προκαλούν κυμάτωση [95].

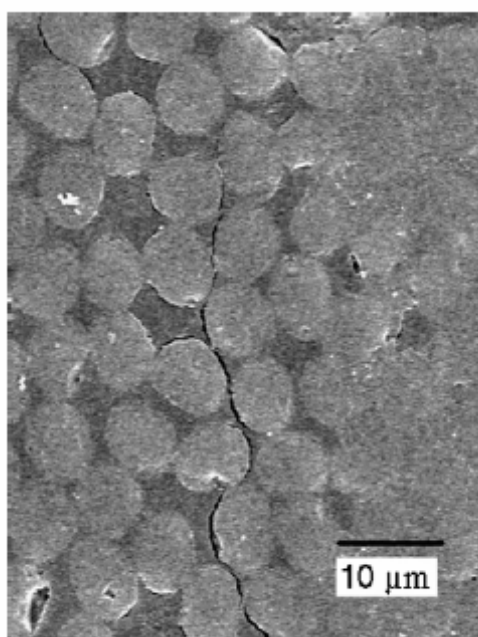
Η κυμάτωση των ινών μειώνει την αντοχή σε θλίψη [96, 97], όπως και τη συνολική ποιότητα του σύνθετου υλικού [94,98].

3.3.2 Εγκάρσια ρωγμάτωση (transverse cracking)

Οι παραμένουσες τάσεις λόγω θερμικής διαστολής μπορεί να προκαλέσουν εγκάρσια ρωγμάτωση σε σύνθετα υλικά. Ένας μηχανισμός έναρξης των ρωγμών είναι ότι οι παραμένουσες τάσεις στη μήτρα είναι μεγαλύτερες από την αντοχή (yield strength) της ρητίνης και / ή την αντοχή του δεσμού μήτρας-ινών προκαλώντας ρωγμή στη μήτρα ή αποκόλληση μήτρας-ινών [55,72,91,100]. Όταν ο δεσμός μήτρας-ινών είναι ασθενής οι ρωγμές διαδίδονται κατά μήκος της διεπιφάνειας μήτρας-ινών. Όταν ο δεσμός στη διεπιφάνεια ινών-μήτρας είναι ισχυρός οι ρωγμές μπορεί να διαδοθούν στη μήτρα [101].

Οι μικρορωγμές είναι σημαντικές κυρίως για κυκλική φόρτιση (κόπωση - fatigue) του υλικού [102,103,104,105]. Τα στάδια των εγκάρσιων ρωγμών είναι:

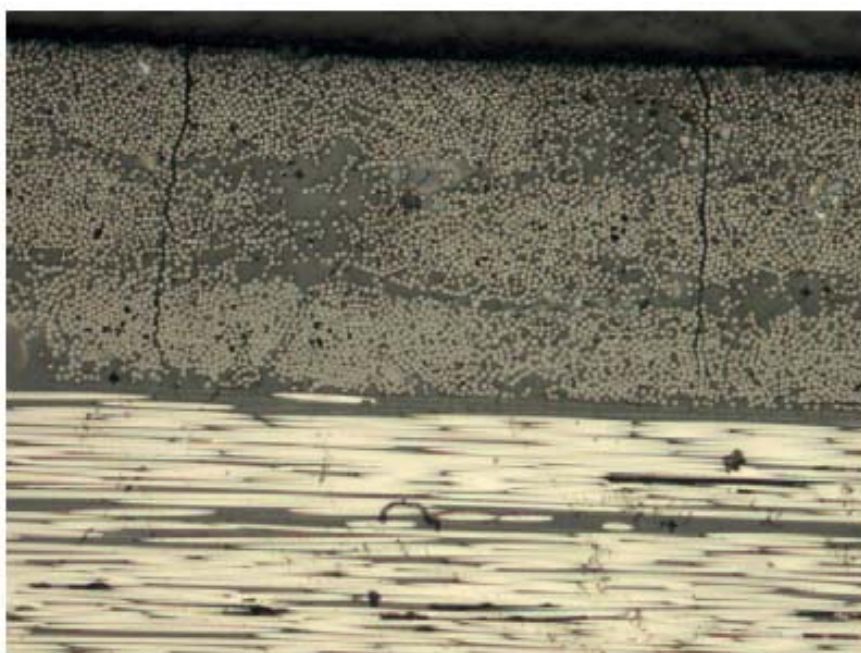
1. Ρωγμάτωση λόγω σπασίματος δεσμού μήτρας-ινών.
2. Επέκταση ρωγμών στη μήτρα / ή στη διεπιφάνεια ινών – μήτρας.
3. Επέκταση μικρο-ρωγμών σε εγκάρσιες ρωγμές στις στρώσεις.
4. Οι εγκάρσιες ρωγμές στις στρώσεις (transverse ply cracks) σχηματίζουν σημεία έναρξης αποχωρισμού των στρώσεων (delamination).



Σχήμα 15. Έναρξη ρωγμής στη διεπιφάνεια ινών-μήτρας

Αυτά τα στάδια εγκάρσιας ρωγμάτωσης μπορεί να συμβούν σε βάθος χρόνου κατά τη λειτουργία του σύνθετου υλικού. Ωστόσο, οι παραμένουσες τάσεις μπορεί να φτάσουν σε τιμές ίδιας τάξης μεγέθους με την εγκάρσια αντοχή των στρώσεων προκαλώντας ρωγμές στις στρώσεις πρόωρα κατά την κατασκευή [54,73,77,106,107], όπως φαίνεται στα Σχήματα 15, 16.

Οι ρωγμές συνήθως ξεκινάνε κοντά στις ελεύθερες άκρες όπου οι παραμένουσες τάσεις μπορεί να είναι πολύ υψηλές τοπικά [100,103,110,109,111]. Οι ρωγμές «τρέχουν» παράλληλα ή κάθετα στο επίπεδο του σύνθετου. Η αντοχή, η σκληρότητα της μήτρας και η διατμητική αντοχή στη διεπιφάνεια ινών-μήτρας πρέπει να είναι επαρκείς ώστε να αποτρέψουν τη δημιουργία ρωγμών.



Σχήμα 16. Εγκάρσιες ρωγμές σε επιφανειακές στρώσεις $O_3/90_0/O_3$ σύνθετου υλικού ινών άνθρακα-πολυαιθεριμιδικής μήτρας

Οι περισσότερες θερμοσκληρηνόμενες μήτρες παρουσιάζουν εγκάρσιες ρωγμές κατά την κατασκευή [101].

Γενικά, υψηλές παραμένουσες τάσεις στις στρώσεις οδηγούν σε μεγαλύτερη πυκνότητα μικρο-ρωγμών στο σύνθετο [103,108,112,113]. Σε χαμηλές θερμοκρασίες η τάση έναρξης των μικρορωγμών είναι χαμηλότερη λόγω υψηλότερων παραμενουσών τάσεων [51,62,89,114,115].

Παράγοντες που σε συνδυασμό με τις παραμένουσες τάσεις αυξάνουν την πυκνότητα των ρωγμών στα πολυμερή είναι οι παρακάτω:

1. Κυκλική θέρμανση [116,117,118,119].
2. Υγρο-θερμικό περιβάλλον [65,100,117,120].
3. Γήρανση [102,103,116,120].
4. UV ακτινοβολία [102].
5. Θερμοκρασιακές αιχμές [117].

Η ρωγμάτωση του σύνθετου υλικού προκαλεί μη αναστρέψιμη αναδιανομή των τάσεων μέσω χαλάρωσης (relief/relaxation) [72,75,113,121,122]. Η αναδιανομή (redistribution) των τάσεων μέσω της ρωγμάτωσης έχει ως αποτέλεσμα τη μείωση του συντελεστή θερμικής διαστολής του σύνθετου [118,123,124]. Επιπρόσθετα, οι εγκάρσιες ρωγμές επηρεάζουν πολλές από τις ιδιότητες του σύνθετου υλικού:

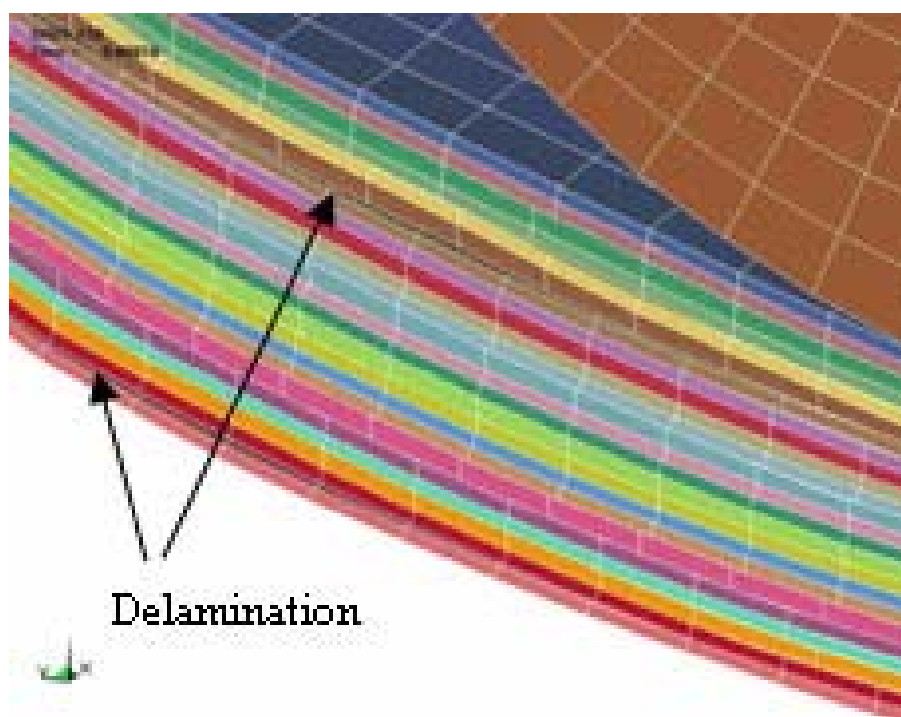
- Μειώνουν την ακαμψία (stiffness) [103,108,125,126] και το μέτρο ελαστικότητας του σύνθετου [127].
- Μειώνουν την αντοχή σε διάτμηση (shear strength)[100,128].
- Μειώνουν τις μηχανικές ιδιότητες στην εγκάρσια διεύθυνση (lower transverse mechanical properties) [117,129].
- Μειώνουν το λόγο Poisson [123,125,130].
- Οι εγκάρσιες ρωγμές αποτελούν σημεία έναρξης για αποχωρισμό των στρώσεων για φορτία κόπωσης (fatigue loading) [103,108,123].
- Αυξάνουν την παραμόρφωση για φορτία ερπυσμού (creep loading) [112].
- Αυξάνουν την απορρόφηση υγρασίας παρέχοντας διαδρομές διάχυσης (diffusion paths) [64,69,131].
- Μειώνουν την αντίσταση του υλικού σε χημικά (lower chemical resistance) παρέχοντας σημεία εισόδου σε διαβρωτικά ρευστά [108].
- Η ρωγμάτωση της μήτρας μειώνει την ηλεκτρική αγωγιμότητα στην εγκάρσια διεύθυνση (transverse electrical conductivity) για σύνθετα υλικά με ενισχυτικές ίνες άνθρακα [132].

3.3.3 Αποχωρισμός των στρώσεων (delamination)

Όταν το διαφορετικό μέγεθος των παραμενουσών τάσεων ανάμεσα στις στρώσεις 0^0 και 90^0 σε σύνθετα υλικά με διασταυρώμενες στρώσεις είναι σημαντικό οδηγεί σε πρόωρο αποχωρισμό των στρώσεων κατά τη λειτουργία του σύνθετου [133]. Επομένως, η σωστή συνένωση (μέσω των κατάλληλων συνθηκών θερμοκρασίας και πίεσης) είναι πολύ σημαντική διαδικασία [132,134].

Η αστοχία των σύνθετων υλικών (interlaminar failure) χαρακτηρίζεται από προοδευτικό αποχωρισμό των στρώσεων οδηγώντας σε απώλεια της ακαμψίας και της αντοχής της κατασκευής [135].

Ένας από τους μηχανισμούς που έχει καταγραφεί σε μελέτες και προκαλεί αποχωρισμό των στρώσεων είναι η επίδραση των «ελεύθερων άκρων» (free edge effect) που επίσης προκαλεί ρωγμάτωση στη μήτρα. Ο αποχωρισμός των στρώσεων στις ελεύθερες άκρες σχετίζεται με υψηλές τάσεις στη διεπιφάνεια των στρώσεων οι οποίες αναπτύσσονται λόγω ασυνέχειας των μηχανικών ιδιοτήτων στις ελεύθερες άκρες [135,136].



Σχήμα 17. Σχηματική αναπαράσταση αποχωρισμού στρώσεων σε σύνθετο υλικό

Ο αποχωρισμός των στρώσεων μπορεί να συμβεί γύρω από οποιοδήποτε γεωμετρικό σχήμα συγκέντρωσης τάσεων, όπως γύρω από οπές, κοψίματα και γενικά αλλαγές γεωμετρίας μειώνοντας σημαντικά την ικανότητα της σύνθετης κατασκευής να φέρει φορτία [137,138].

3.3.4 Στρέβλωση των πολύστρωτων πλακών (warpage of laminates)

Ένα από τα αποτελέσματα των παραμενουσών τάσεων στις στρώσεις των σύνθετων υλικών είναι η παραμόρφωση των σχετικά λεπτών με μη συμμετρικές στρώσεις σύνθετων δημιουργώντας καμπύλα σχήματα [56,113,139].

Η μέτρηση αυτών των καμπυλώσεων χρησιμοποιείται για τον καθορισμό των παραμενουσών τάσεων σε συμμετρικά με διασταυρώμενες στρώσεις υλικά [140].

Σταθερή μείωση των καμπυλώσεων έχει παρατηρηθεί για αυξανόμενη θερμοκρασία λόγω μείωσης των θερμικών παραμενουσών τάσεων. Επιπρόσθετα, ακόμη και σε λεπτά μη-συμμετρικά σύνθετα υλικά μπορεί να εμφανιστούν μικρο-ρωγμές, μειώνοντας την καμπύλωση [72,113].

Μη-συμμετρικά ανύσματα θερμικών παραμενουσών τάσεων κατά μήκος των στρώσεων ενός σύνθετου μπορεί να οδηγήσουν σε καμπύλωση [140] ή αλλαγή των διαστάσεων του. Αυτό είναι αποτέλεσμα δύο μηχανισμών: της διακύμανσης της ψύξης και της αλληλεπίδρασης υλικού και καλουπιού [51].

Για σύνθετα υλικά με διασταυρώμενες στρώσεις οι παραμένουσες τάσεις ανάμεσα στις στρώσεις έχουν μεγαλύτερη επίδραση στην καμπύλωση από τις παραμένουσες τάσεις σε συνολικό επίπεδο (global level - ανάμεσα στις επιφανειακές και τις εσωτερικές στρώσεις).

Η αλληλεπίδραση υλικού-καλουπιού έχει βρεθεί ότι συμβάλλει σημαντικά στην καμπύλωση, ειδικά για τεμάχια λεπτού προφίλ. Η κατεργασία μορφοποίησης υπο πίεση σε ελαστικά καλούπια (rubber-press forming) λόγω της διαφοράς ανάμεσα στα υλικά του καλουπιού (μέταλλο/ελαστικό) προκαλεί σημαντική καμπύλωση [141].

Επίσης, η ανομοιόμορφη κατανομή θερμοκρασίας στο καλούπι μπορεί να προκαλέσει καμπύλωση, όπως φαίνεται στο Σχήμα 18.



Σχήμα 18. Καμπύλωση σύνθετου υλικού ινών γυαλιού / εποξικής μήτρας λόγω μη συμμετρικής ψύξης σε πρέσσα.

3.4 Επίδραση των παραμενουσών τάσεων στις μηχανικές ιδιότητες των σύνθετων υλικών

Όταν οι παραμένουσες τάσεις και οι τάσεις λόγω εξωτερικών φορτίων έχουν το ίδιο πρόσημο, μειώνεται το μέγιστο επιτρεπόμενο εξωτερικό φορτίο που μπορούν να φέρουν τα σύνθετα. Επομένως, κατά το σχεδιασμό μιας κατασκευής από σύνθετα υλικά πρέπει να ληφθούν υπόψη οι παραμένουσες τάσεις [137].

3.4.1 Ολκιμότητα

Σε μονοαξονικά σύνθετα υλικά οι παραμένουσες τάσεις συνήθως αφήνουν τη μήτρα σε κατάσταση εφελκυσμού σε διεύθυνση παράλληλη με αυτή των ινών (0^0 διεύθυνση) [54] και τις ενισχυτικές ίνες σε θλιπτική φόρτιση [51]. Στην εγκάρσια διεύθυνση (90^0), ανάλογα με το ποσοστό των ινών [52,58,102], οι ίνες και η μήτρα βρίσκονται κάτω από παρόμοια φόρτιση (θλιπτική και εφελκυστική αντίστοιχα) όπως και στην 0^0 διεύθυνση.

Με τη μέθοδο των πεπερασμένων στοιχείων βρέθηκε ότι οι παραμένουσες τάσεις έχουν αμελητέα ή θετική συνεισφορά για εγκάρσια ή εφελκυστικά φορτία σε μιας διεύθυνσης σύνθετα [59]. Αυτό εξαρτάται από το μέγεθος των παραμενουσών τάσεων και την αντοχή του υλικού της μήτρας.

Σε σύνθετα υλικά με διασταυρώμενες στρώσεις η θερμική συστολή των στρώσεων κάθετα στη διεύθυνση των ινών προκαλεί εφελκυστικές παραμένουσες τάσεις στις στρώσεις [51, 73], το μέγεθος των οποίων εξαρτάται από το πάχος των στρώσεων [51,109].

Υπολογισμοί με βάση την κλασσική θεωρία πολύστρωτων (classical lamination theory) έδειξαν ότι οι παραμένουσες τάσεις προκαλούν αύξηση της εφελκυστικής αντοχής. Ωστόσο, η αύξηση αυτή είναι πολύ μικρή για μονοαξονικά σύνθετα, όπως και για σύνθετα με διασταυρώμενες στρώσεις.

Μελέτες σε μικρομηχανική κλίμακα σε σύνθετα με διασταυρώμενες στρώσεις έδειξαν ότι ακόμη και μετά τη χαλάρωση, οι παραμένουσες τάσεις επηρεάζουν σημαντικά την εξέλιξη των ρωγμών μετά από εφελκυστική φόρτιση [78].

3.4.2 Κάμψη

Σε σύνθετα υλικά με ίνες γυαλιού και PP μήτρα οι παραμένουσες τάσεις έχει βρεθεί ότι αποτελούν το 37% έως 40% της καμπτικής αντοχής για φόρτιση υπό γωνίες 90^0 [122]. Για αυτά τα σύνθετα, υψηλότερος ρυθμός ψύξης έχει ως αποτέλεσμα μικρότερα επίπεδα

κρυστάλλωσης και υψηλότερες παραμένουσες τάσεις. Αυτό έχει ως αποτέλεσμα και τη μείωση της καμπτικής αντοχής για φόρτιση και υπό γωνίες 0° .

3.4.3 Θλίψη και διάτμηση

Στα περισσότερα σύνθετα υλικά οι ενισχυτικές ίνες υπόκεινται σε θλιπτικές παραμένουσες τάσεις [51], μειώνοντας έτσι την αντοχή του υλικού σε θλιπτικά φορτία. Οι παραμένουσες τάσεις έχει βρεθεί ότι είναι πάντοτε επιζήμιες για εγκάρσιες θλιπτικές φορτίσεις [59].

Η κυμάτωση των ινών επηρεάζει σημαντικά την αντοχή των σύνθετων σε θλιπτικά φορτία [96,97].

Οι μηχανικές ιδιότητες στη διεπιφάνεια των στρώσεων (διατμητική αντοχή) επηρεάζονται λόγω της ασυνέχειας του πεδίου των τάσεων σε σύνθετα υλικά με στρώσεις υπό γωνία (angle-ply laminates).

3.4.4 Κόπωση και Ερπυσμός

Η κόπωση μειώνει την τάση αποχωρισμού των στρώσεων (delamination) στα σύνθετα υλικά [135,142].

Ο ερπυσμός των σύνθετων υλικών σε θερμοκρασίες περιβάλλοντος είναι σημαντικός για σύνθετα υλικά που ψύχονται γρήγορα (υψηλές παραμένουσες τάσεις) σε διασταυρώμενων στρώσεων υλικά με ίνες άνθρακα και PEEK μήτρα [112]. Για μιας διεύθυνσης σύνθετα υλικά και για φόρτιση υπό γωνία 90° δε βρέθηκε διαφορά στη συμπεριφορά σε ερπυσμό. Επομένως, η διαφορά στη συμπεριφορά του υλικού σε ερπυσμό δε μπορεί να αποδοθεί μόνο στις διαφορές σε επίπεδο κρυστάλλωσης.

Κατά τη φόρτιση σε ερπυσμό, η ιξωδο-ελαστική συμπεριφορά του υλικού επηρεάζεται από τη γήρανση της μήτρας, η οποία τις περισσότερες φορές επιβραδύνει την παραμόρφωση λόγω ερπυσμού [79].

3.5 Μέθοδοι ανακούφισης παραμενουσών τάσεων

Διάφορες μέθοδοι έχουν αναπτυχθεί για την ελαχιστοποίηση των παραμενουσών τάσεων βασιζόμενες στην τροποποίηση των υλικών που αποτελούν το σύνθετο και στον κύκλο κατασκευής του. Η προσεκτική σχεδίαση του σύνθετου υλικού (κατάλληλη επιλογή ποσοστού ινών, καθορισμός πάχους των στρώσεων) είναι πολύ σημαντική για την ελαχιστοποίηση των παραμενουσών τάσεων.

Όπως έχει αναφερθεί στο κεφ.2 η θερμοκρασιακή διαφορά ανάμεσα στην ελεύθερη τάσεων θερμοκρασία (stress-free temperature) και τη θερμοκρασία λειτουργίας είναι η βασική αιτία δημιουργίας θερμικών παραμενουσών τάσεων [51]. Μήτρα με χαμηλή ελεύθερης-τάσεων θερμοκρασία ελαχιστοποιεί τις παραμένουσες τάσεις [54, 143]. Στην περίπτωση που αυτό δεν είναι δυνατό, μπορεί να επιλεγθεί στη διεπιφάνεια ινών-μήτρας μήτρα με χαμηλή θερμοκρασία υαλώδους μετάβασης ώστε να μειωθεί η ελεύθερη τάσεων θερμοκρασία [54,58]. Επιπρόσθετα, μπορεί να εφαρμοστεί λεπτή στρώση πολυμερούς ανάμεσα στις στρώσεις [52,126,127,135]. Οι στρώσεις αυτές ανακουφίζουν τις παραμένουσες τάσεις στις στρώσεις, αυξάνουν τη σκληρότητα, αλλά μειώνουν τη διατμητική αντοχή ανάμεσα στις στρώσεις [52]. Η χρήση γυαλιού σε σύνθετα με ίνες άνθρακα είναι επίσης καλή μέθοδος μείωσης των παραμενουσών τάσεων.

Οι προτεινόμενες μέθοδοι όπως και η χρήση μήτρας με μεγαλύτερη σκληρότητα και μικρότερο βάρος μειώνει και το ποσοστό των μικρωγμών [126,127,144].

Μια διαφορετική προσέγγιση είναι ο περιορισμός της συρρίκνωσης της μήτρας κατά τη ψύξη από τη θερμοκρασία κατασκευής ώστε να μειωθεί η διαφορά στη συστολή ινών-μήτρας [52,54]. Η προσθήκη ορυκτών πρόσθετων, όπως το πυρίτιο, στη μήτρα συνήθως μειώνει σημαντικά τους συντελεστές θερμικής συστολής [99] και επομένως οι θερμικές παραμένουσες τάσεις μειώνονται.

Για κάθε στρώση, ο βέλτιστος κύκλος κατασκευής για τον οποίο ελαχιστοποιούνται οι παραμένουσες τάσεις και βελτιστοποιούνται οι μηχανικές ιδιότητες του σύνθετου, είναι διαφορετικός [145]. Λαμβάνοντας υπόψη την ιξωδο-ελαστική συμπεριφορά του σύνθετου υλικού μπορούμε να βρούμε τις βέλτιστες συνθήκες ψύξης.

Με βάση την κινηματική της κρυστάλλωσης της μήτρας έχει προταθεί γρήγορη ψύξη έως τη θερμοκρασία κρυστάλλωσης και κατόπιν αργή ψύξη στη θερμοκρασία περιβάλλοντος ώστε να μειωθούν οι παραμένουσες τάσεις σε σύνθετα υλικά με ημι-κρυσταλλικές μήτρες [92]. Μετά την κατασκευή μπορεί επίσης να γίνει ανόπτηση για την ανακούφιση ορισμένων παραμενουσών τάσεων, ελαχιστοποίηση του ανύσματος τους κατά μήκος των στρώσεων και αύξηση του επιπέδου κρυστάλλωσης [51,143].

Για τη μείωση των παραμενουσών τάσεων κοντά στις ελεύθερες άκρες (free edges) έχει προταθεί τοπική θέρμανση και κατόπιν ψύξη υπό πίεση για την πρόληψη του αποχωρισμού των στρώσεων [137,146,147].

4. Μέθοδοι υπολογισμού παραμενουσών τάσεων σε σύνθετα υλικά

4.1 Εισαγωγή

Ορισμένες ιδιότητες των υλικών μεταβάλλονται κάτω από την επιβολή φορτίων, όπως για παράδειγμα η ηλεκτρική αγωγιμότητα των μεταλλικών ελασμάτων (metal wirings) που βρίσκονται στους αισθητήρες παραμόρφωσης (strain gauges). Σε αυτό το κεφάλαιο θα περιγραφούν οι πειραματικές μέθοδοι που εντοπίζουν τις μεταβολές των ιδιοτήτων των υλικών εξαιτίας των παραμενουσών τάσεων λόγω θερμικής διαστολής (thermal residual stresses). Αυτές περιλαμβάνουν την αλλαγή στη διάθλαση του φωτός (refraction of light), την αλλαγή της ηλεκτρικής αγωγιμότητας (electrical conductivity) κ.α.

4.2 Μέθοδοι που χρησιμοποιούν τις έμφυτες ιδιότητες των υλικών

4.2.1 Φωτο-ελαστικότητα (Photo-elasticity)

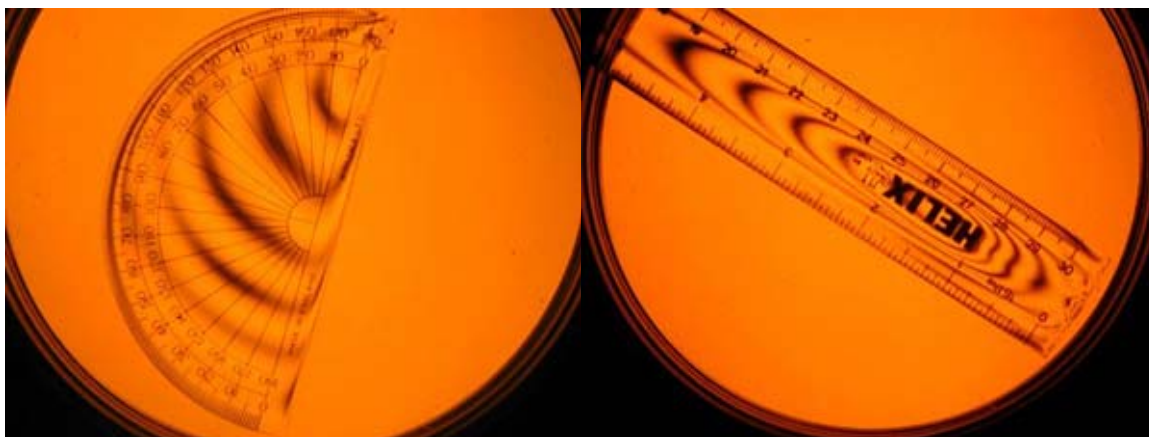
Η Φωτο-ελαστικότητα είναι μια κλασσική οπτική μέθοδος για στατική ανάλυση των τάσεων (static stress analysis).

Η μέθοδος βασίζεται στην ιδιότητα της διπλής διάθλασης (birefringence – double refraction), με βάση την οποία μία ακτίνα φωτός αναλύεται σε δύο ακτίνες όταν περάσει μέσα από διαφανή υλικά με συγκεκριμένες ιδιότητες. Τα φωτο-ελαστικά υλικά έχουν την ιδιότητα της διπλής διάθλασης κάτω από την επιβολή τάσεων και το μέγεθος των δεικτών διάθλασης (refractive indices) σε κάθε σημείο στο υλικό συνδέεται άμεσα με το πεδίο των τάσεων σε αυτό το σημείο. Όταν μία ακτίνα φωτός περάσει μέσα από ένα φωτοελαστικό υλικό αναλύεται στις δύο κύριες διευθύνσεις των τάσεων, με διαφορετικούς δείκτες διάθλασης. Η διαφορά στους δείκτες διάθλασης οδηγεί σε καθυστέρηση φάσης ανάμεσα στα δύο κύματα φωτός. Το μέγεθος της σχετικής καθυστέρησης δίνεται από τον οπτικό νόμο των τάσεων (stress optic law):

$$R = Ct(\sigma_{11} - \sigma_{22})$$

όπου R είναι η καθυστέρηση, C είναι ο οπτικός συντελεστής τάσεων (stress optic coefficient), t είναι το πάχος του δείγματος, σ_{11} είναι η πρώτη κύρια τάση και σ_{22} είναι η δεύτερη κύρια τάση.

Στη συνέχεια τα δύο κύματα φωτός συμβάλουν σε ένα πολωσισκόπιο (polariscope). Το φαινόμενο της οπτικής συμβολής δημιουργεί ένα σχηματισμό κροσσών συμβολής (fringe pattern) ο οποίος εξαρτάται από τη σχετική καθυστέρηση. Η μελέτη αυτών των σχηματισμών μας δίνει πληροφορίες για το πεδίο των τάσεων στο υλικό (Σχήμα 19).



Σχήμα 19. Μοιρογνωμόνιο και κανόνας από διαφανές υλικό όπως φαίνονται μέσα από πολωσισκόπιο.

Για τον υπολογισμό των πεδίων τάσεων (stress fields) σε σύνθετα υλικά χρησιμοποιείται διαφανής (translucent) μήτρα. Η μέθοδος αυτή χρησιμοποιείται σε σύνθετα υλικά με θερμοσκληρυνόμενες μήτρες και σε θερμοπλαστικά σύνθετα με μη-κρυσταλλικές μήτρες [148]. Στα μη-κρυσταλλικά πολυμερή οι τάσεις μεταβάλλουν τον προσανατολισμό των μορίων (molecular orientation distribution), γεγονός που επηρεάζει την πόλωση του φωτός [148]. Με άλλα λόγια, η ανάπτυξη των τάσεων έχει ως αποτέλεσμα την ανισοτροπική σκέδαση (anisotropic scattering) του φωτός και οι μετρήσεις της έντασης αυτού παρέχουν πληροφορίες για τον προσανατολισμό των μορίων.

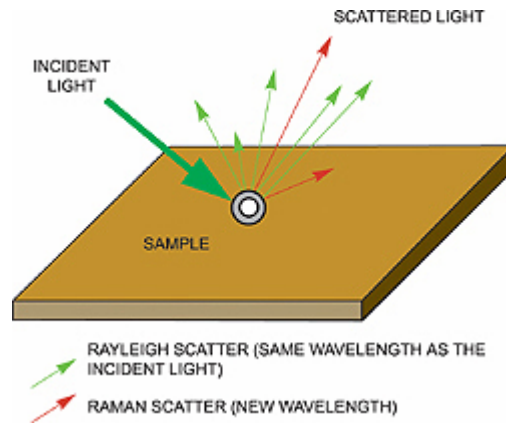
Για τον υπολογισμό των παραμενουσών τάσεων απαιτείται μέτρηση της καθυστέρησης φάσης ανάμεσα στα δύο κύματα φωτός από την οποία οι παραμένουσες τάσεις μπορούν να υπολογιστούν μέσω του οπτικού νόμου των τάσεων [148,149,150].

Η μέθοδος της φωτο-ελαστικότητας χρησιμοποιείται για τον υπολογισμό της κατανομής των παραμενουσών τάσεων στη μήτρα ως εξής: δείγμα μονοαξονικού σύνθετου υλικού με ίνες στη διεύθυνση 0° περιστρέφεται ανάμεσα σε διασταυρώμενους πόλους φωτός. Η περιοχή της μήτρας δημιουργεί ένα κροσσό συμβολής του φωτός (fringe) που δείχνει την κύρια διεύθυνση των τάσεων (principal stress direction). Οι μέγιστες αποσβέσεις (maximum extinctions) βρίσκονται στις διευθύνσεις των 0° και 90° , γεγονός που δείχνει ότι οι κύριες διευθύνσεις των τάσεων είναι παράλληλες και κάθετες στη διεύθυνση των ινών.

Ένα μειονέκτημα της μεθόδου αυτής είναι ότι απαιτούνται λεπτές στρώσεις σύνθετου υλικού με μικρή περιεκτικότητα σε ενισχυτικές ίνες (<40% κατ'όγκο), ώστε να είναι ορατά τα αποτελέσματα στη μήτρα [151].

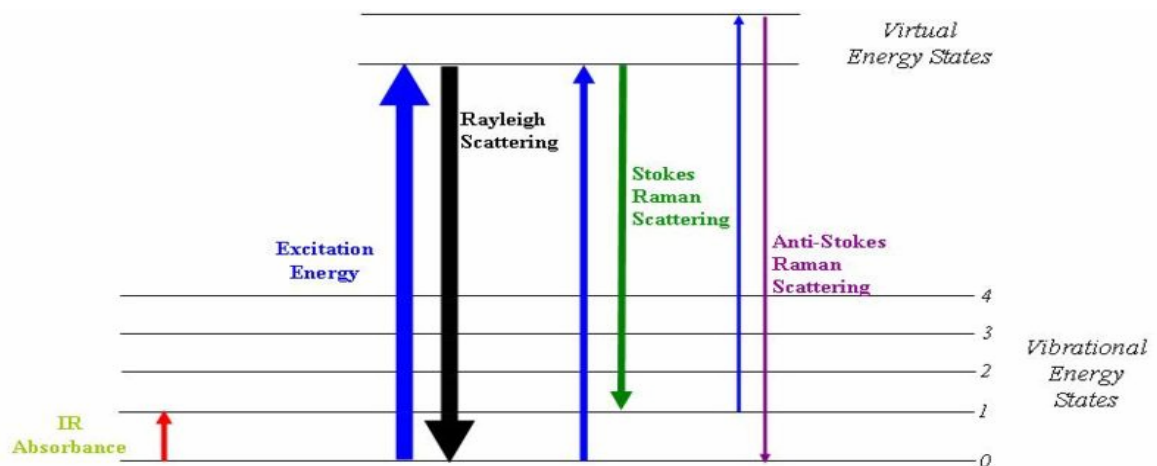
4.2.2 Φασματοσκόπηση Raman (Raman Spectroscopy)

Άλλη μια μέθοδος υπολογισμού των παραμενουσών τάσεων που βασίζεται στις έμφυτες ιδιότητες του υλικού είναι η φασματοσκόπηση Micro-Raman (MRS). Η μέθοδος αυτή βασίζεται στις ταλαντώσεις Raman των κρυσταλλικών φάσεων (Raman vibrational modes) του υλικού.



Σχήμα 20. Βασική αρχή της σκέδασης Raman. Η ανακλώμενη ακτίνα Raman έχει διαφορετικό μήκος κύματος από την προσπίπτουσα, σε αντίθεση με τη σκέδαση Rayleigh όπου η ανακλώμενη ακτίνα έχει το ίδιο μήκος κύματος με την προσπίπτουσα.

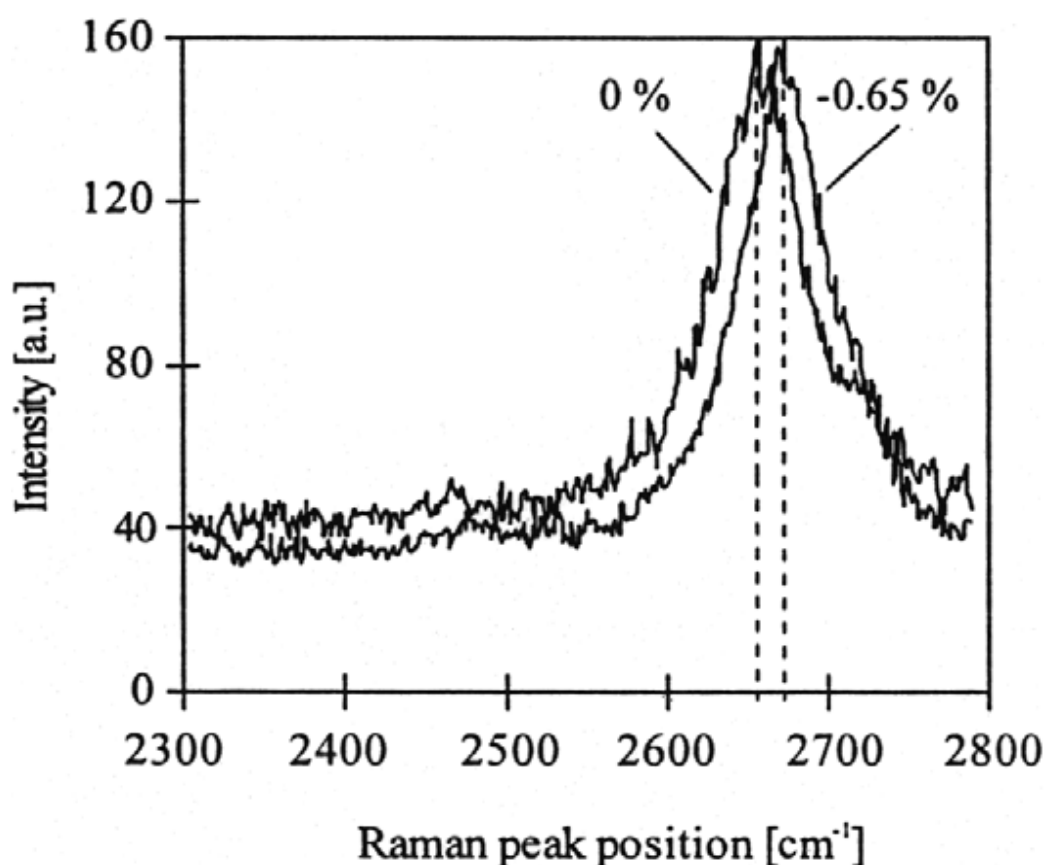
Η ενεργειακή διαφορά ανάμεσα στο προσπίπτον και το ανακλώμενο Raman φωτόνιο είναι ίση με την ενέργεια μιας ταλάντωσης του ανακλώμενου φωτονίου (Σχήμα 20).



Σχήμα 21. Ενεργειακό διάγραμμα στο οποίο φαίνονται οι στάθμες ενέργειας των ταλαντώσεων σε κύματα Raman και κύματα Rayleigh. Τα πάχη των γραμμών είναι ανάλογα με την ένταση των κυμάτων.

Το διάγραμμα της έντασης του ανακλώμενου φωτός σε συνάρτηση με την ενεργειακή διαφορά είναι το φάσμα Raman (Raman spectrum) [152].

Η φασματοσκόπηση Raman είναι καθιερωμένη μέθοδος μέτρησης των παραμενουσών τάσεων για σύνθετα υλικά με ίνες άνθρακα και πολυμερείς διαφανείς μήτρες. Για παράδειγμα, οι κορυφές στο φάσμα Raman των ινών σε PEEK prepreg παρουσιάζουν μετατόπιση σε πιο υψηλά σημεία (Σχήμα 22). Αυτό αναπαριστά θλιπτικές τάσεις στις ίνες λόγω παραμενουσών τάσεων σε μικρομηχανική κλίμακα (συρρίκνωση της μήτρας).



Σχήμα 22. Φάσμα Raman στο οποίο φαίνεται η μετατόπιση της κορυφής των 2660 cm⁻¹ για AS4 ίνες άνθρακα μέσα σε μήτρα PEEK [25].

Στο Σχήμα 22 φαίνεται η μετατόπιση της κορυφής των 2660 cm⁻¹, λόγω θλιπτικών τάσεων, ως προς την καμπύλη αναφοράς ή βαθμονόμησης (calibration curve) η οποία καταρτίζεται για ενισχυτικές ίνες ελεύθερες (όχι μέσα σε μήτρα).

Η φασματοσκόπηση Raman εφαρμόζεται σε μονοαξονικά σύνθετα υλικά PEEK με ποσοστό ινών 60% ή και περισσότερο [153,154] και σε μονοαξονικά πολύστρωτα σύνθετα υλικά [153].

Πρέπει να σημειωθεί ότι το φάσμα Raman λαμβάνεται από την επιφάνεια του σύνθετου και είναι πιθανό να υπάρχουν διαφορές ανάμεσα στις παραμένουσες τάσεις στις επιφανειακές στρώσεις και στις εσωτερικές στρώσεις του σύνθετου. Για την επίλυση αυτού του προβλήματος έχει αναπτυχθεί η μέθοδος της εξ'αποστάσεως φασματοσκόπησης Raman με laser (remote laser Raman spectroscopy) [155]. Με αυτή τη μέθοδο ενσωματώνεται στο σύνθετο οπτική ίνα (embedded optic fibre) μέσω της οποίας μεταδίδεται η δέσμη laser.

Ορισμένες ενισχυτικές ίνες, όπως αυτές του γυαλιού έχουν πολύ ασθενή απόκριση Raman και επομένως δεν είναι δυνατό να χρησιμοποιηθούν σαν φυσικοί (εγγενείς) αισθητήρες τάσης [156]. Για την επίλυση αυτού του προβλήματος ένας μικρός αριθμός ινών aramid, οι οποίες λόγω της κρυσταλλικότητάς τους έχουν πολύ υψηλή απόκριση Raman, μπορεί να τοποθετηθεί στο σύνθετο υλικό ως αισθητήρες τάσης Raman [155,156,157].

Με την ενσωμάτωση ινών aramid σε σύνθετα υλικά με ίνες γυαλιού, η μέθοδος της φασματοσκόπησης Raman μπορεί να χρησιμοποιηθεί για τον υπολογισμό παραμενουσών τάσεων ανάμεσα στις στρώσεις (παραμένουσες τάσεις σε μακρομηχανική κλίμακα) σε σύνθετα υλικά με διασταυρώμενες στρώσεις [156,157]. Η μέθοδος αυτή εφαρμόζεται σε διαφανή σύνθετα ώστε να είναι δυνατός ο εντοπισμός των πεδίων τάσεων στις ίνες aramid για διάφορα βάθη στο σύνθετο. Οι Nielsen και Pyrz [159,160] συνδύασαν τη μέθοδο της φασματοσκόπησης Raman με τη μέθοδο της φωτοελαστικότητας για τον υπολογισμό τάσεων σε τοπικό επίπεδο γύρω από τις ίνες.

Πλεονεκτήματα της μεθόδου φασματοσκόπησης Raman είναι ότι οι παραμένουσες τάσεις μπορούν να υπολογιστούν σε βήματα 1-2 μm και έτσι δεν είναι απαραίτητο να χρησιμοποιηθούν αναλυτικές μέθοδοι για την πρόβλεψη των παραμενουσών τάσεων σε μακροσκοπική κλίμακα στο σύνθετο.

4.2.3 Ηλεκτρική αγωγιμότητα ενισχυτικών ινών άνθρακα

Σε σύνθετα υλικά με ίνες άνθρακα οι ηλεκτρικές ιδιότητες του σύνθετου υλικού, όπως η ηλεκτρική αντίσταση, επηρεάζονται από τις τάσεις και τη θερμοκρασία [160]. Η παρακολούθηση της ηλεκτρικής αντίστασης του σύνθετου δίνει πληροφορίες για τις τάσεις και τη θερμοκρασία χωρίς την εμφύτευση αισθητήρων, οι οποίοι αυξάνουν το κόστος και μπορεί να «αδυνατίσουν» την κατασκευή [160, 161].

Έχει υπολογιστεί ότι κατά τη στερεοποίηση σύνθετων υλικών με θερμοσκληρυνόμενες μήτρες υπό υψηλές πιέσεις, η ηλεκτρική αγωγιμότητα αυξάνεται [162]. Η αύξηση αυτή

αποδίδεται σε υψηλές παραμένουσες τάσεις ανάμεσα στις στρώσεις, λόγω του μεγαλύτερου ποσοστού ινών στο σύνθετο που οφείλεται στην υψηλή πίεση κατά την κατασκευή.

Οι δεσμοί που δημιουργούνται σε υψηλές θερμοκρασίες πρέπει να είναι επαρκείς ώστε να αντέχουν στις παραμένουσες τάσεις που αναπτύσσονται κατά τη ψύξη. Ανεπαρκείς δεσμοί έχουν ως αποτέλεσμα αύξηση της ηλεκτρικής αντίστασης [163].

Βασικό μειονέκτημα της μεθόδου αυτής είναι ότι δεν μπορούν να υπολογιστούν με ακρίβεια οι παραμένουσες τάσεις.

4.3 Μέθοδοι υπολογισμού τάσεων με χρήση αισθητήρων

Μία ακόμη μέθοδος υπολογισμού των παραμενουσών τάσεων κατά τη στερεοποίηση είναι η εμφύτευση αισθητήρων παραμόρφωσης στο σύνθετο υλικό. Οι αισθητήρες μπορεί να είναι από διάφορα σχήματα και υλικά. Αυτοί που χρησιμοποιούνται ως επί το πλείστον είναι:

1. Αισθητήρες οπτικής ίνας (FOS-Fibre Optic Sensors).
2. Εμφυτευμένα μεταλλικά σωματίδια (embedded metallic particles) σε συνδυασμό με διάθλαση ακτίνων-X (X-Ray Diffraction).

Οι αισθητήρες αυτοί παρουσιάζουν μετρήσιμες αλλαγές στις ιδιότητές τους όταν υπόκεινται σε παραμένουσες τάσεις, με την προϋπόθεση ότι υπάρχει επαρκής μηχανική αλληλεπίδραση ανάμεσα στο σύνθετο υλικό και τους αισθητήρες.

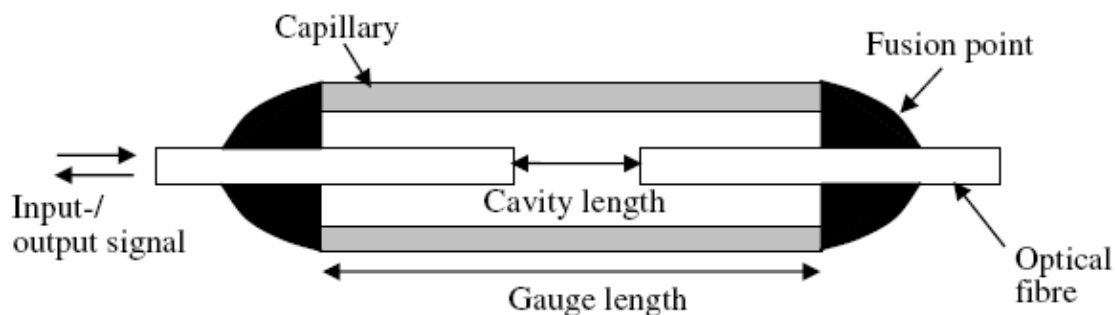
Οι αισθητήρες οπτικής ίνας χρησιμοποιούνται για τη μελέτη παραμενουσών τάσεων ανάμεσα στις στρώσεις σε μονοαξονικά διαγώνιων στρώσεων σύνθετα υλικά [164]. Η εμφύτευση μεταλλικών σωματιδίων γίνεται ανάμεσα στις στρώσεις και επομένως χρησιμοποιούνται για τον υπολογισμό παραμενουσών τάσεων σε μακρομηχανική κλίμακα.

4.3.1 Εμφύτευση αισθητήρων οπτικών ινών

Οι αισθητήρες οπτικών ινών (Fibre Optic Sensors – FOSs) χρησιμοποιούνται ως αισθητήρες παραμόρφωσης (strain gauges) για την παρακολούθηση της ανάπτυξης των παραμενουσών τάσεων λόγω θερμικής διαστολής (thermal residual stresses) ακόμη και για τις υψηλές θερμοκρασίες κατασκευής των θερμοπλαστικών σύνθετων [165,166].

Υπάρχουν πολλοί αισθητήρες οπτικών ινών από τους οποίους οι πιο συχνά χρησιμοποιούμενοι για τη μέτρηση και παρακολούθηση της ανάπτυξης των παραμενουσών τάσεων είναι οι αισθητήρες οπτικής ίνας Bragg (FBG-Fibre Bragg Grating) και οι εξωτερικοί αισθητήρες συμβολομετρίας Fabry-Perot (EFPI- Extrinsic Fabry-Perot Interferometric Sensors). Οι αισθητήρες EFPI μετράνε τις τάσεις μέσω της αλλαγής του μήκους κοιλότητας

που βρίσκεται στο εσωτερικό τους (Σχήμα 23), η οποία συσχετίζεται με την αλλαγή φάσης ανάμεσα στο εισερχόμενο και το εξερχόμενο σήμα και την αντανάκλαση των οπτικών ινών [167].



Σχήμα 23. Σχηματική αναπαράσταση αισθητήρα EFPI - Extrinsic Fabry-Perot Interferometric Sensor [46]

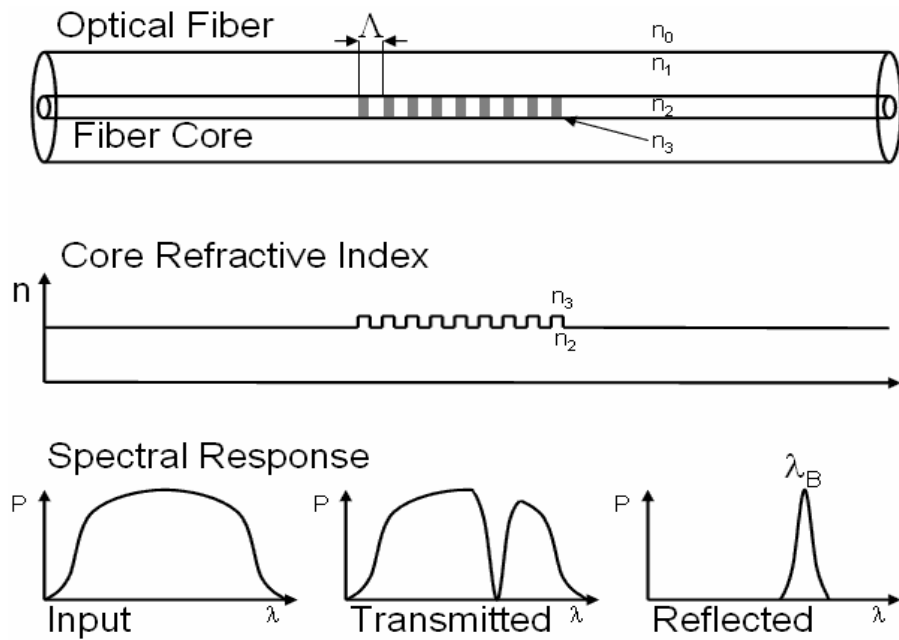
Οι αισθητήρες EFPI έχουν χρησιμοποιηθεί για την παρακολούθηση (monitoring) της εξέλιξης των παραμενουσών τάσεων κατά τη στερεοποίηση θερμοσκληρυνόμενων σύνθετων υλικών [164, 168, 169]. Μειονεκτήματα των αισθητήρων EFPI είναι το σχετικά μεγάλο μέγεθος τους λόγω του οποίου μπορεί να αναπτυχθούν τάσεις τοπικά και η πιθανή τους αστοχία λόγω θερμικών παραμενουσών τάσεων [170].

Πρόσφατες δημοσιεύσεις δείχνουν μια αυξανόμενη τάση χρησιμοποίησης αισθητήρων οπτικής ίνας Bragg (FBG-Fibre Bragg Grating) (Σχήμα 24) για την παρακολούθηση της ανάπτυξης των παραμενουσών τάσεων κατά την κατασκευή λόγω της μικρής τους διαμέτρου και της ακρίβειάς τους [165,171,172]. Η αρχή λειτουργίας των αισθητήρων FBG για υπολογισμό τάσεων επεξηγείται σχηματικά στο Σχήμα 25.

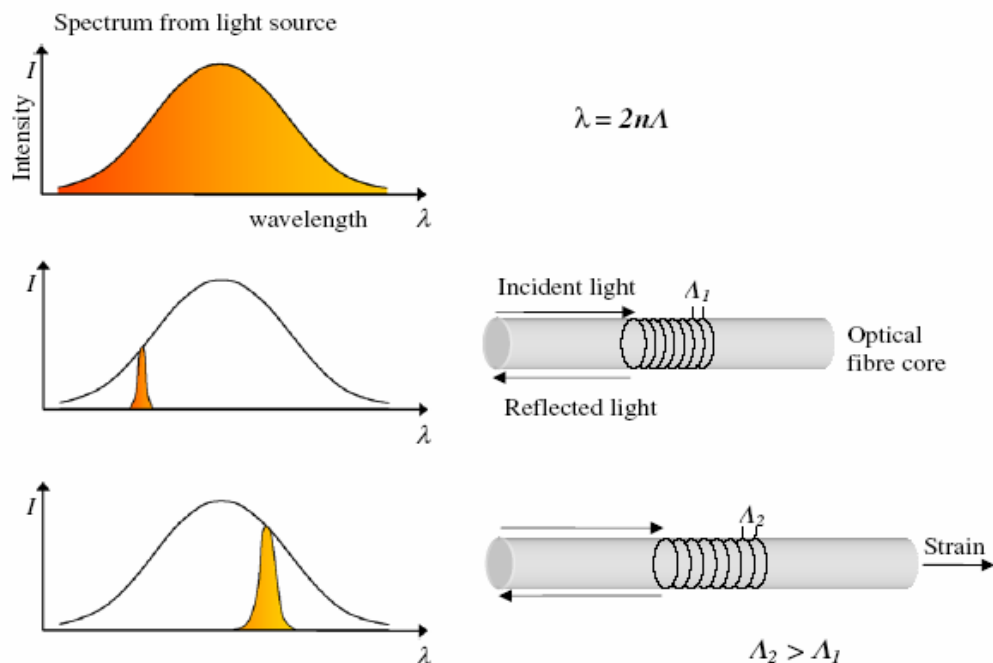
Η απόκρισή τους στις διάφορες θερμοκρασίες και τάσεις χαρακτηρίζεται από αλλαγή στο μήκος κύματος Bragg λ . Το κεντρικό μήκος κύματος (central wavelength) του ανακλώμενου σήματος ικανοποιεί τη σχέση Bragg:

$$\lambda = 2 n \Lambda,$$

όπου n ο δείκτης της διάθλασης και Λ η περίοδος της διάθλασης [173].

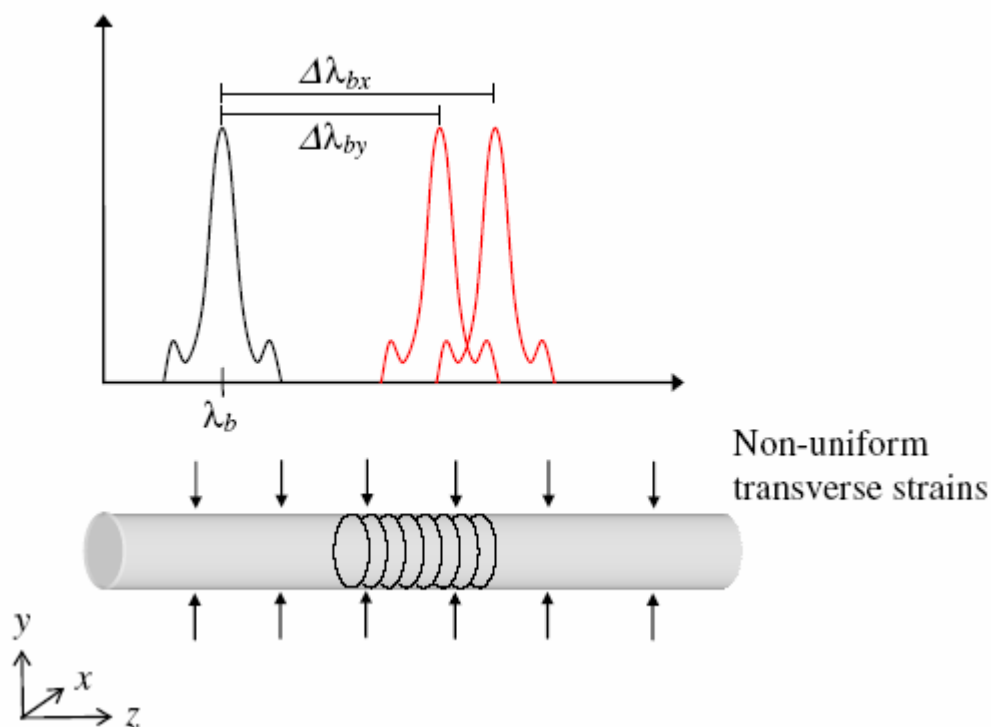


Σχήμα 24. Σχηματική αναπαράσταση αισθητήρα οπτικής ίνας Bragg (FBG-Fibre Bragg Grating). Το σχήμα δείχνει αισθητήρα FBG θετικού δείκτη (positive index). Το διάγραμμα διάθλασης δείχνει την αλλαγή του δείκτη διάθλασης κατά μήκος της οπτικής ίνας. Η φασματική απόκριση (spectral response) του FBG δείχνει πως το προσπίπτον σήμα χωρίζεται σε δύο συστατικά μέρη: το μεταδιδόμενο (transmitted) και το ανακλώμενο (reflected), ως συνάρτηση του μήκους κύματος Bragg (λ).



Σχήμα 25. Απόκριση αισθητήρα Bragg συναρτήσει της παραμόρφωσης. Η παραμόρφωση προκαλεί μετατόπιση στο μήκος κύματος Bragg $\Delta\lambda_B$. Η σχετική μετατόπιση στο μήκος κύματος Bragg $\Delta\lambda_B / \lambda_B$, λόγω της παραμόρφωσης (ϵ) δίνεται κατά προσέγγιση από τη σχέση : $\Delta\lambda_B / \lambda_B = C_S \epsilon$, όπου C_S συντελεστής παραμόρφωσης.

Το φάσμα της ανάκλασης του μήκους κύματος των οπτικών αισθητήρων FBG μπορεί να έχει δύο κορυφές λόγω των μη άξονο-συμμετρικών παραμενουσών τάσεων στο σύνθετο υλικό [165,174,175] (Σχήμα 26) και επομένως μπορούν να εντοπιστούν μεταβολές στις παραμένουσες τάσεις κατά μήκος του σύνθετου υλικού.



Σχήμα 26. Μη συμμετρική ανάκλαση μήκους κύματος Bragg που δείχνει την ύπαρξη μη συμμετρικών παραμενουσών τάσεων στον εγκάρσιο άξονα y .

Πλεονέκτημα της χρήσης αισθητήρων οπτικών ινών είναι ότι επηρεάζουν ελάχιστα τις ιδιότητες του σύνθετου υλικού όταν εμφυτεύονται παράλληλα στις ενισχυτικές ίνες (αρκεί το πάχος της στρώσης σ' αυτή την κατεύθυνση να είναι τουλάχιστον ίσο με τη διάμετρο της οπτικής ίνας). Εμφύτευση αισθητήρα οπτικής ίνας κάθετα στη διεύθυνση των ενισχυτικών ινών έχει ως αποτέλεσμα τη δημιουργία ελαττώματος στο σύνθετο (σχήματος ματιού) το οποίο προκαλεί σημαντική συγκέντρωση τάσεων και μείωση των μηχανικών ιδιοτήτων [176].

Μία οπτική ίνα μπορεί να περιλαμβάνει πολλούς αισθητήρες Bragg και έτσι μια ομάδα ινών μπορεί να εμφυτευθεί μέσα στο σύνθετο (multiplexing) και να δώσει πληροφορίες για την κατανομή των τάσεων κατά μήκος του σύνθετου σε μακρομηχανική και σε συνολική κλίμακα (macromechanical and global level residual stresses).

4.3.2 Εμφύτευση μεταλλικών σωματιδίων

Η μέθοδος αυτή χρησιμοποιεί το φαινόμενο της περίθλασης των ακτίνων X (X-ray diffraction) σε εμφυτευμένα μεταλλικά σωματίδια στη μήτρα, μετρώντας με αυτό τον τρόπο την παραμόρφωσή τους λόγω παραμενουσών τάσεων [177,178].

Τα σωματίδια αλουμινίου, χαλκού και αργύρου παρουσιάζουν απόκλιση της γωνίας μέγιστης περίθλασης (deflection in peak angle) όταν εμφυτεύονται σε σύνθετα υλικά. Χρησιμοποιώντας το νόμο του Bragg η απόκλιση αυτή συνδέεται με την αλλαγή στις αποστάσεις του κρυσταλλικού πλέγματος λόγω παραμορφώσεων από τις παραμένουσες τάσεις στο υλικό [179]. Η μετρούμενη παραμόρφωση σχετίζεται με τις παραμένουσες τάσεις μέσω του νόμου του Hooke [179].

Τα σωματίδια αλουμινίου κανονικού σχήματος (regular shaped) δίνουν τη μεγαλύτερη ακρίβεια [179]. Η επιλογή των μεταλλικών σωματιδίων πρέπει να γίνει με προσοχή ώστε αυτά να μην κάμπτονται λόγω των παραμενουσών τάσεων στο σύνθετο.

Με τη μέθοδο αυτή μπορούν να μετρηθούν παραμένουσες τάσεις τόσο σε μικρομηχανική όσο και σε μακρομηχανική κλίμακα σε μονοαξονικά σύνθετα υλικά.

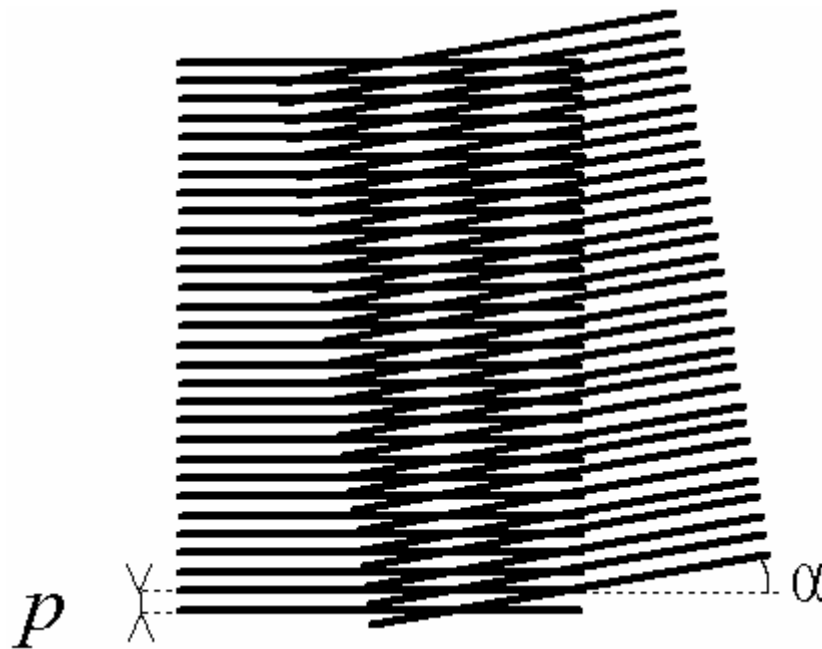
Επισκόπηση της εφαρμογής της μεθόδου αυτής στα σύνθετα υλικά έχει γραφεί από τον Hauk [180].

4.4 Μέθοδοι που βασίζονται στις συνεπίπεδες (in-plane) και εκτός επιπέδου (out-of-plane) παραμορφώσεις

4.4.1 Μέθοδοι που βασίζονται στην οπτική συμβολογραφία (interferometry)

Υπάρχουν πολλές μέθοδοι οι οποίες βασίζονται στο φαινόμενο της συμβολής ακτίνων φωτός που ανακλώνται από ένα αντικείμενο. Η συμβολή του φωτός δημιουργεί ένα οπτικό μοτίβο που χρησιμοποιείται για τον υπολογισμό των παραμορφώσεων. Ορισμένες από αυτές τις μεθόδους που βασίζονται στη συμβολογραφία έχουν χρησιμοποιηθεί για τον υπολογισμό παραμενουσών τάσεων σε σύνθετα υλικά.

Το φαινόμενο Moire (Moire effect) είναι ένα πολύ γνωστό οπτικό φαινόμενο που βασίζεται στο μοτίβο συμβολής που δημιουργείται όταν το φως περνάει μέσα από δύο πλέγματα που περιστρέφονται με μικρή γωνία το ένα ως προς το άλλο [181] (Σχήμα 27).



Σχήμα 27. Το οπτικό μοτίβο συμβολής λόγω του φαινομένου Moire.

Όταν ένα από τα πλέγματα μεταβληθεί λόγω παραμορφώσεων στο αντικείμενο, το μοτίβο της συμβολής (Moire effect) που προκύπτει θα αλλάξει. Η συμβολογραφία που βασίζεται στο φαινόμενο Moire μπορεί να χρησιμοποιηθεί για την παρακολούθηση συνεπίπεδων και εκτός επιπέδου μετατοπίσεων. Για μετρήσεις συνεπίπεδων μετατοπίσεων πρέπει να τοποθετηθεί ένα πλέγμα (κάναβος – grating) στην επιφάνεια του εξεταζόμενου αντικειμένου, ενώ για μετρήσεις μετατοπίσεων εκτός επιπέδου αυτό δεν είναι απαραίτητο. Σε αυτή την περίπτωση το πλέγμα προβάλλεται στην επιφάνεια υπό γωνία σε σχέση με τη διεύθυνση εξέτασης.

Η μέθοδος CRM (Cure Reference Method) είναι μια μέθοδος που αναπτύχθηκε για τη μέτρηση παραμενουσών τάσεων λόγω θερμικής διαστολής (thermal residual stresses) σε θερμοσκληρυνόμενα σύνθετα υλικά και βασίζεται στη συμβολογραφία Moire [182,183]. Η μέθοδος CRM είναι οπτική μέθοδος με χρήση laser και χρησιμοποιείται για τον υπολογισμό παραμορφώσεων στην επιφάνεια του σύνθετου κατά τη στερεοποίησή του. Το πλέγμα – κάναβος τοποθετείται κατά τη στερεοποίηση και αποτελεί σημείο αναφοράς για την ελεύθερη τάσεων κατάσταση (stress free state) του σύνθετου. Το αποτέλεσμα της συμβολής των ακτίνων laser είναι ένα χαρακτηριστικό μοτίβο από φωτεινά και σκοτεινά σημεία, το οποίο χρησιμοποιείται για τη μέτρηση συνεπίπεδων παραμορφώσεων σε συμμετρικά σύνθετα υλικά. Οι παραμένουσες τάσεις υπολογίζονται από τις παραμορφώσεις με χρήση της κλασικής θεωρίας πολύστρωτων (CLT – Classical Lamination Plate Theory).

Πλεονεκτήματα της μεθόδου είναι η ακρίβεια των αποτελεσμάτων που μας δίνει: έχει υψηλή ευαισθησία στον υπολογισμό των μετατοπίσεων και παραμορφώσεων, υψηλή ανάλυση

επιφάνειας (high spatial resolution) και υψηλό δείκτη σήματος-θορύβου (high signal to noise ratio).

Μειονεκτήματα της μεθόδου είναι ότι δίνει πληροφορίες για τις τάσεις στην επιφάνεια του σύνθετου υλικού, ενώ πρέπει να ληφθεί εικόνα της συμβολής στην ελεύθερη τάσεων θερμοκρασία που είναι δύσκολο να επιτευχθεί για θερμοπλαστικά σύνθετα υλικά.

4.4.2 Μέθοδοι που βασίζονται στην καμπύλωση μη συμμετρικών σύνθετων υλικών (warpage of non-symmetric laminates)

Μία συνηθισμένη εκδήλωση των παραμενουσών τάσεων είναι η καμπύλωση (warpage) των σύνθετων υλικών με μη-συμμετρικές στρώσεις (unsymmetrical lay-up).

Επομένως, η πιο απλή μέθοδος για τον υπολογισμό των παραμενουσών τάσεων είναι η μέτρηση των εκτός επιπέδου (out-of-plane) παραμορφώσεων σε μη συμμετρικά ή με διαγώνιες στρώσεις σύνθετα [184].

Η παρακολούθηση των εκτός επιπέδου (out-of-plane) παραμορφώσεων σε σύνθετα με διαγώνιες στρώσεις μπορεί να γίνει κατά τη διάρκεια ή και μετά τη στερεοποίηση.

Όσο πιο μεγάλη είναι η καμπύλωση ενός σύνθετου υλικού με συγκεκριμένο πάχος, τόσο μεγαλύτερες είναι οι παραμένουσες τάσεις [185,186]. Για συγκεκριμένη θερμοκρασία, οι παραμένουσες τάσεις σε διεύθυνση κάθετη σε αυτή των ενισχυτικών ινών σε συμμετρικό διαγωνίων στρώσεων σύνθετο υλικό, μπορούν να υπολογιστούν από τη Εξ.1, χρησιμοποιώντας τη γραμμική θεωρία πολύστρωτων:

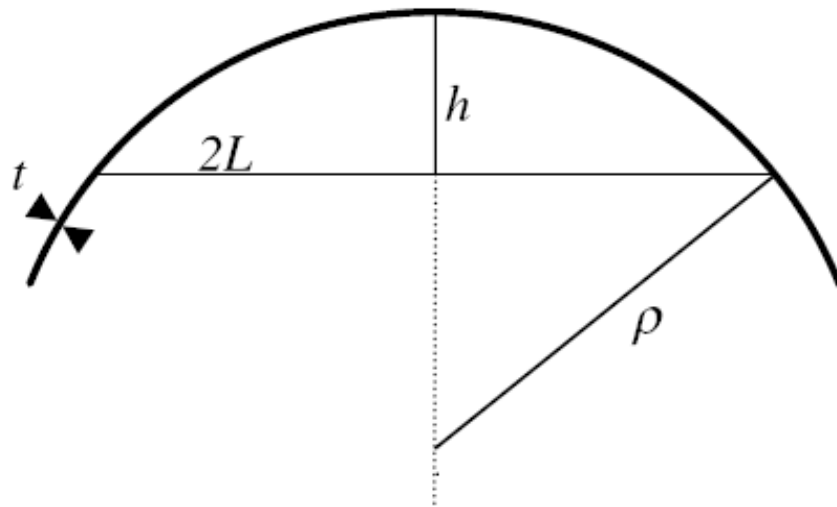
$$\sigma_{22} = \frac{(E_{11} \times E_{22})}{(E_{11} + E_{22})} \cdot \frac{t}{\rho} \cdot \left(\frac{1}{2} + \frac{1}{24} \left(2 + \frac{E_{11}}{E_{12}} + \frac{E_{22}}{E_{21}} \right) \right) \quad (1)$$

όπου t το πάχος και ρ η ακτίνα της καμπύλωσης, E_{11} και E_{22} είναι τα ανύσματα των στρώσεων στη διαμήκη και εγκάρσια διεύθυνση αντίστοιχα. Τα πάχη των στρώσεων στη διαμήκη και εγκάρσια διεύθυνση πρέπει να είναι ίσα [187]. Στην περίπτωση που τα πάχη των στρώσεων δεν είναι ίσα χρησιμοποιείται η παρακάτω εξίσωση:

$$\sigma_{22} = \frac{(E_{11} \times E_{22})h}{(E_{11}h + E_{22}k)} \cdot \left(\frac{b+d}{2\rho} + \frac{E_{11}b^3 + E_{22}d^3}{6\rho(b+d)} \left(\frac{1}{E_{11}b} + \frac{1}{E_{22}d} \right) \right) \quad (2)$$

όπου τα πάχη των στρώσεων στη διαμήκη και εγκάρσια διεύθυνση είναι b και d αντίστοιχα και h και k είναι τα αντίστοιχα πάχη για συμμετρικές στρώσεις.

Η μέτρηση των καμπυλώσεων γίνεται με διάφορους τρόπους με τον πιο συνηθισμένο να είναι το κόψιμο του σύνθετου υλικού σε λεπτές λωρίδες και τη μέτρηση της απόκλισης h στο κέντρο του δείγματος και το μήκος της χορδής του δείγματος L (Σχήμα 27) [164,184,188].



Σχήμα 27. Μέτρηση ακτίνας της καμπύλωσης λεπτής λωρίδας σύνθετου υλικού

Η ακτίνα ρ υπολογίζεται ως εξής:

$$\rho = 1/2 \left(\frac{L^2}{4h} + h \right)$$

και η καμπύλωση $\kappa = \rho^{-1}$:

$$\kappa = \frac{8h}{L^2 + 4h^2}$$

Η αδιαστατοποιημένη καμπύλωση (dimensionless curvature) $t\kappa$ ορίζεται ως το πάχος του σύνθετου πολλαπλασιασμένο με την καμπύλωση και χρησιμοποιείται γιατί συνδέεται άμεσα με τη διαφορική θερμική συστολή που προκαλεί τις παραμένουσες τάσεις. Με τον τρόπο αυτό εξαλείφεται η παράμετρος της διακύμανσης του πάχους από δείγμα σε δείγμα [185].

Η απόκλιση h του δείγματος μετράται με μικροσκόπιο [189], καθετόμετρο (cathetometer) [190], ή μικρόμετρο. Το μήκος της χορδής μετράται με μεταλλικό κανόνα [185]. Εναλλακτικά, μπορούν να γίνουν μετρήσεις καμπυλώσεων από αποτυπώματά τους σε χαρτί [191] ή από φωτογραφίες [192, 193] του καμπύλου τμήματος του σύνθετου.

Σε πρώτη προσέγγιση οι μέγιστες παραμένουσες τάσεις μπορούν να υπολογιστούν από την καμπύλωση του σύνθετου με χρήση γραμμικής ελαστικής σχέσης [194]:

$$\sigma_{\max} = E \cdot \kappa \cdot t/2$$

όπου σ_{\max} η μέγιστη τάση στην επιφάνεια, E το μέτρο του Young του σύνθετου στη διεύθυνση μέτρησης και κ η καμπύλωση του σύνθετου.

Μια άλλη προσέγγιση είναι η σύγκριση των καμπυλώσεων του σύνθετου με τις προβλέψεις για τις καμπυλώσεις όπως αυτές προκύπτουν από την κλασική θεωρία πολύστρωτων (Classical Lamination Plate Theory). Όταν η κλασική θεωρία πολύστρωτων προβλέπει με ακρίβεια τις καμπυλώσεις, μπορεί να θεωρηθεί ότι οι παραμένουσες τάσεις που υπολογίστηκαν με βάση αυτή είναι επίσης ακριβείς [187,195].

Η καμπύλωση του σύνθετου μπορεί επίσης να υπολογιστεί με χρήση παρόμοιας εξίσωσης με τις (1) και (2):

$$(\alpha_{22} - \alpha_{11})\Delta T = \frac{b+d}{2\rho} + \frac{E_{11}b^3 + E_{22}d^3}{6\rho(b+d)} \left(\frac{1}{E_{11}b} + \frac{1}{E_{22}d} \right)$$

όπου ΔT η θερμοκρασιακή διαφορά ανάμεσα στην ελεύθερη τάσεων θερμοκρασία και τη θερμοκρασία λειτουργίας α_{11} , α_{22} οι συντελεστές θερμικής διαστολής στη διαμήκη και εγκάρσια διεύθυνση αντίστοιχα.

Ένα μειονέκτημα της μεθόδου μέτρησης με βάση τις καμπυλώσεις του σύνθετου είναι ότι αυτές παρουσιάζουν μεγάλη απόκλιση για ίδια σύνθετα υλικά κάτω από τις ίδιες συνθήκες κατασκευής. Αυτό εξηγείται λόγω των περιορισμών όσον αφορά την ακρίβεια μέτρησης των καμπυλώσεων, όπως επίσης και λόγω των αποκλίσεων στο πάχος των στρώσεων [195]. Επιπλέον, η μέθοδος αυτή δεν παρέχει καμία πληροφορία για τη διακύμανση των παραμενουσών τάσεων σε μικρομηχανική κλίμακα.

4.5 Υπολογισμός παραμενουσών τάσεων με χρήση καταστροφικών μεθόδων

Οι μέθοδοι μέτρησης των παραμενουσών τάσεων που αναφέρθηκαν βασίζονται σε μη καταστροφικές μεθόδους. Τα μειονεκτήματα αυτών των μεθόδων (όπως για παράδειγμα της μεθόδου μέτρησης της καμπυλότητας των σύνθετων) είναι ότι δεν παρέχουν πληροφορίες για την κατανομή των τάσεων σε συνολική κλίμακα στο σύνθετο ή κατά μήκος των στρώσεων. Οι μέθοδοι που μπορούν να υπολογίσουν την κατανομή των τάσεων κατά μήκος των στρώσεων βασίζονται κυρίως σε καταστροφικές τεχνικές.

Αυτές οι μέθοδοι περιλαμβάνουν την αστοχία της πρώτης στρώσης (first ply failure) καθώς και τεχνικές που βασίζονται στη χαλάρωση των τάσεων (αφαίρεση στρώσεων, μέθοδος διάτρησης οπής κλπ) που θα αναπτυχθούν παρακάτω.

4.5.1 Αστοχία πρώτης στρώσης (first ply failure)

Η θερμική συστολή σε συμμετρικά με διασταυρώμενες στρώσεις σύνθετα προκαλεί ανάπτυξη εφελκυστικών παραμενουσών τάσεων στις εγκάρσιες (90°) στρώσεις. Όταν το σύνθετο υλικό φορτίζεται στην εγκάρσια διεύθυνση, η εφελκυστική αντοχή του σύνθετου $\sigma_{0/90}^t$, όπου t συμβολίζει την εγκάρσια (transverse) διεύθυνση, έχει υπολογιστεί ότι είναι χαμηλότερη από την εφελκυστική αντοχή στην διαμήκη διεύθυνση για μονοαξονικό σύνθετο $\sigma_{0/0}^t$.

Η εφελκυστική αντοχή υπολογίζεται με ακουστική καταγραφή της πρώτης ρωγμής, ως εκ τούτου και ο όρος «αστοχία πρώτης στρώσης». Η διαφορά ανάμεσα στις εφελκυστικές αντοχές $\sigma_{0/0}^t - \sigma_{0/90}^t$ παρέχει μια προσέγγιση για τις παραμένουσες τάσεις μεταξύ των στρώσεων (interlaminar residual stresses) σ_R [40,79], όπου $\sigma_R = \sigma_{0/0}^t - \sigma_{0/90}^t$.

Για λόγους ακουστικής (εξάλειψη πιθανότητας να μην εντοπιστεί ακουστικά η πρώτη ρωγμή) οι στρώσεις 90° τοποθετούνται στην εξωτερική επιφάνεια.

4.5.2 Αφαίρεση στρώσεων από συμμετρικά σύνθετα υλικά (layer removal of symmetrical laminates)

Μία παραλλαγή της μεθόδου υπολογισμού των παραμενουσών τάσεων με μέτρηση της καμπύλωσης του τεμαχίου είναι η αφαίρεση μιας ή περισσότερων στρώσεων από συμμετρικά σύνθετα υλικά. Οι τάσεις που απελευθερώνονται μπορούν να υπολογιστούν με αισθητήρες παραμορφώσεων και οι παραμορφώσεις που προκαλούνται στο σύνθετο μπορούν να μετρηθούν με τη μέθοδο της συμβολογραφίας Moire [196].

Η αφαίρεση των στρώσεων συνήθως πραγματοποιείται με απόξεση ή φραιζάρισμα [187,189].

Η μέθοδος αυτή δεν είναι πολύ ακριβής γιατί η τεχνική που χρησιμοποιείται για την αφαίρεση των στρώσεων (φραιζάρισμα / απόξεση) προκαλεί αύξηση της θερμοκρασίας στην επιφάνεια του σύνθετου καθώς και μικρορωγμές μέσω των οποίων ανακουφίζονται οι παραμένουσες τάσεις [184, 189]. Επιπλέον, οι ανωμαλίες που προκαλούνται στις στρώσεις από την απόξεση (μεταβολή πάχους στρώσεων) επηρεάζουν το τελικό σχήμα της καμπύλωσης που προκύπτει [187].

Προκειμένου να αποφευχθεί η ζημιά στο σύνθετο υλικό από την απόξεση χρησιμοποιούνται τα σύνθετα υλικά PSL (Process Simulated Laminates) [189]. Τα σύνθετα υλικά PSL αποτελούνται από στρώσεις prepreg μεταξύ των οποίων τοποθετούνται λεπτά φύλλα που τις διαχωρίζουν. Οι στρώσεις ανάμεσα στα λεπτά φύλλα διαχωρισμού αποτελούν

ένα «βασικό» σύνθετο (CL – constitutive laminate). Αυτά τα «βασικά» σύνθετα μπορούν να αφαιρεθούν από το σύνθετο υλικό μετά την κατασκευή. Ο υπολογισμός των παραμενουσών τάσεων γίνεται με δύο τρόπους:

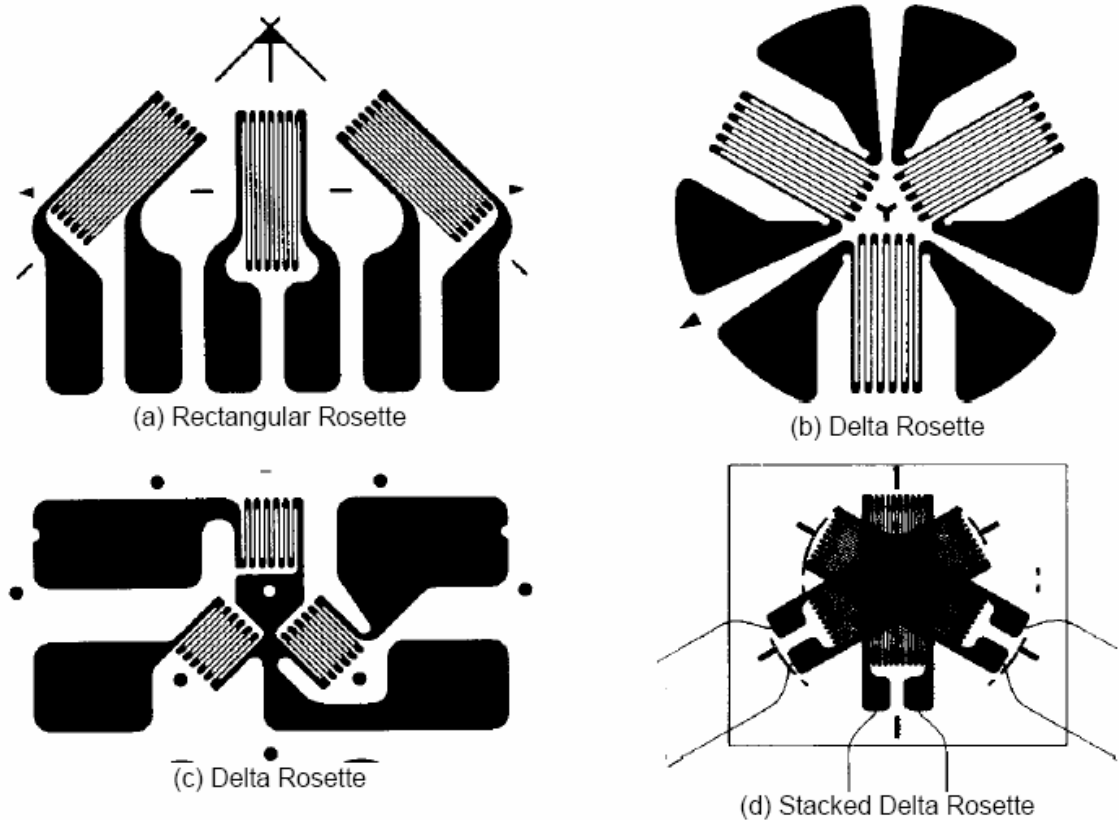
1. Η κατανομή των τάσεων υπολογίζεται από τη μέτρηση των αλλαγών στις διαστάσεις (καμπύλωση) του PSL σύνθετου και των CL πριν και μετά την αφαίρεσή τους.
2. Μετά την κατασκευή τοποθετούνται αισθητήρες τάσης στην επιφάνεια του σύνθετου οι οποίοι παρακολουθούν τις μεταβολές των τάσεων κατά την αφαίρεση των CL από την άλλη πλευρά του σύνθετου.

Η μέθοδος των σύνθετων PSL με χρήση αισθητήρων τάσης παρέχει τα πιο ακριβή αποτελέσματα [197] και χρησιμοποιείται για τον υπολογισμό της κατανομής των τάσεων σε CF / PEEK σύνθετα καθώς και για θερμοσκληρυνόμενα σύνθετα.

Βασική παράμετρος αυτής της μεθόδου είναι η χρήση κατάλληλων φύλλων (φιλμ) που διαχωρίζουν τις στρώσεις. Τα φιλμ αυτά πρέπει να επιτυγχάνουν τέλεια συνάφεια με το σύνθετο ώστε να μεταφέρονται τα φορτία και επίσης να αποχωρίζονται εύκολα από αυτό μετά το τέλος της κατασκευής του. Επίσης, δεν πρέπει να επηρεάζουν το σχηματισμό παραμενουσών τάσεων (για παράδειγμα μέσω τοπικής κρυστάλλωσης).

4.5.2 Μέθοδος σταδιακής διάτρησης οπής (Incremental Hole-Drilling Method)

Για τα ιστροπικά υλικά, η πιο διαδεδομένη μέθοδος μέτρησης παραμενουσών τάσεων είναι η μέθοδος διάτρησης οπής. Η μέθοδος αυτή βασίζεται στην ανακούφιση των τάσεων μέσω της διάτρησης μικρής οπής στο κέντρο κυκλικού αισθητήρα παραμορφώσεων (ροζέτας) ο οποίος επικολλάται στην επιφάνεια του σύνθετου υλικού. Οι διαστάσεις και η γεωμετρία της οπής μεταβάλλονται από την ανακούφιση των τάσεων λόγω της αφαίρεσης του υλικού. Έτσι, η διάτρηση της οπής έχει ως αποτέλεσμα την ανακατανομή των παραμορφώσεων κοντά στην οπή, οι οποίες μπορούν να μετρηθούν με αισθητήρες παραμορφώσεων (strain gage rosettes) (Σχήμα 28). Οι μετρήσεις των παραμορφώσεων χρησιμοποιούνται για τον υπολογισμό των αρχικών παραμενουσών τάσεων πριν τη διάτρηση της οπής.



Σχήμα 28. Τυπικοί αισθητήρες παραμορφώσεων – ροζέτες (strain gage rosettes)

Η μέθοδος διάτρησης οπής με αισθητήρες παραμορφώσεων (strain gage rosettes) είχε αναπτυχθεί αρχικά για ιστροπικά και ομογενή υλικά [198]. Οι Bert [199] και Lake [200] επέκτειναν αυτή τη μέθοδο ώστε να περιληφθούν και τα ορθοτροπικά υλικά με την εισαγωγή κατάλληλων συντελεστών βαθμονόμησης (calibration coefficients). Στα σύνθετα υλικά οι παραμένουσες τάσεις δεν είναι αμετάβλητες κατά μήκος των στρώσεων. Για το λόγο αυτό αναπτύχθηκε η μέθοδος της σταδιακής διάτρησης οπής (incremental hole drilling method) για ιστροπικά και ομογενή υλικά [201]. Η βασική αρχή υπολογισμού των τάσεων είναι ίδια με αυτή της μεθόδου διάτρησης οπής αλλά σε αυτή την περίπτωση η διάτρηση γίνεται σταδιακά.

Το θεωρητικό μοντέλο που χρησιμοποιείται για τον υπολογισμό της κατανομής των τάσεων βασίζεται στις εξής υποθέσεις:

- Το υλικό να είναι ελαστικό και ιστροπικό.
- Η κάθετη στην επιφάνεια συνιστώσα της τάσης σ_{zz} είναι αμελητέα.

Το μοντέλο που χρησιμοποιείται για να περιγράψει τη σχέση μεταξύ τάσεων – παραμορφώσεων στην επιφάνεια βασίζεται στο αντίστοιχο μοντέλο που αναπτύχθηκε από τον Soete [196] για ιστροπικά υλικά.

Με βάση αυτό το μοντέλο, η μεταβολή της παραμόρφωσης για κάθε θέση, για σταθερή ακτινική απόσταση από το κέντρο της οπής, δίνεται από την παρακάτω εξίσωση:

$$\varepsilon_{in}(\theta_i) = A_{in}(\sigma_{1hi} + \sigma_{2hi}) + (\sigma_{1hi} - \sigma_{2hi})(B_{in} \cos 2\theta_i + C_{in} \sin 2\theta_i) \quad (1)$$

όπου ε_{in} είναι η συνεισφορά στην παραμόρφωση της στρώσης i στη συνολική παραμόρφωση που μετρήθηκε στο στάδιο διάτρησης n , σ_{1hi} και σ_{2hi} είναι οι κύριες παραμένουσες τάσεις στη στρώση i (το πάχος της στρώσης είναι h_i), θ_i είναι η γωνία μεταξύ του αισθητήρα (reference gage) και της πρώτης κύριας διεύθυνσης των παραμενουσών τάσεων και A_{in} , B_{in} και C_{in} είναι οι συντελεστές βαθμονόμησης (calibration coefficients) για το n th στάδιο της διάτρησης και την i στρώση.

Οι μετρήσεις των παραμορφώσεων στις τρεις διαφορετικές διευθύνσεις χρησιμοποιούνται για τον καθορισμό των τριών αγνώστων παραμέτρων σ_{1hi} , σ_{2hi} και θ_i για κάθε στάδιο της διάτρησης. Για το πρώτο στάδιο της διάτρησης ($h_i = h_1$), η παραμόρφωση για τις τρεις διευθύνσεις είναι:

$$\begin{cases} \varepsilon_{11}^1(\theta_1) = A_{11}(\sigma_{1h1} + \sigma_{2h1}) + (\sigma_{1h1} - \sigma_{2h1})(B_{11} \cos 2\theta_1 + C_{11} \sin 2\theta_1) \\ \varepsilon_{11}^2(\theta_1) = A_{11}(\sigma_{1h1} + \sigma_{2h1}) + (\sigma_{1h1} - \sigma_{2h1})(B_{11} \cos 2(\theta_1 + \alpha) + C_{11} \sin 2(\theta_1 + \alpha)) \\ \varepsilon_{11}^3(\theta_1) = A_{11}(\sigma_{1h1} + \sigma_{2h1}) + (\sigma_{1h1} - \sigma_{2h1})(B_{11} \cos 2(\theta_1 + \beta) + C_{11} \sin 2(\theta_1 + \beta)) \end{cases} \quad (2)$$

όπου ε_{11}^j είναι η συνεισφορά στην παραμόρφωση της j -διεύθυνσης και α και β είναι οι γωνίες της 2^{ns} και 3^{ns} διεύθυνσης της μέτρησης.

Μετά το n -στο στάδιο διάτρησης το συνολικό βάθος γίνεται h_n και οι εξισώσεις είναι:

$$\begin{cases} \varepsilon_{nn}^1(\theta_n) = A_{nn}(\sigma_{1hn} + \sigma_{2hn}) + (\sigma_{1hn} - \sigma_{2hn})(B_{nn} \cos 2\theta_n + C_{nn} \sin 2\theta_n) \\ \varepsilon_{nn}^2(\theta_n) = A_{nn}(\sigma_{1hn} + \sigma_{2hn}) + (\sigma_{1hn} - \sigma_{2hn})(B_{nn} \cos 2(\theta_n + \alpha) + C_{nn} \sin 2(\theta_n + \alpha)) \\ \varepsilon_{nn}^3(\theta_n) = A_{nn}(\sigma_{1hn} + \sigma_{2hn}) + (\sigma_{1hn} - \sigma_{2hn})(B_{nn} \cos 2(\theta_n + \beta) + C_{nn} \sin 2(\theta_n + \beta)) \end{cases} \quad (3)$$

Μετά το πρώτο στάδιο της διάτρησης πρέπει να ληφθεί υπόψη η αλλαγή στη γεωμετρία της οπής. Κάθε στρώση που αφαιρείται επηρεάζει τη συνολική παραμόρφωση που μετράται στην επιφάνεια. Η παραμόρφωση στην επιφάνεια λόγω της αφαιρούμενης στρώσης μόνο, δίνεται από τις εξισώσεις:

$$\varepsilon_n^1 = \varepsilon_{nn}^1 - \sum_{i=1}^{n-1} \varepsilon_{in}^1 \quad \varepsilon_n^2 = \varepsilon_{nn}^2 - \sum_{i=1}^{n-1} \varepsilon_{in}^2 \quad \varepsilon_n^3 = \varepsilon_{nn}^3 - \sum_{i=1}^{n-1} \varepsilon_{in}^3 \quad (4)$$

όπου ε_{in}^j είναι η συνεισφορά της i στρώσης στη j διεύθυνση για το n -στο στάδιο διάτρησης και ε_{nn}^j είναι η συνολική παραμόρφωση που μετράται στην επιφάνεια από τον αισθητήρα παραμορφώσεων (ροζέτα) στη j διεύθυνση.

Μετά από τρία στάδια διάτρησης λαμβάνουμε:

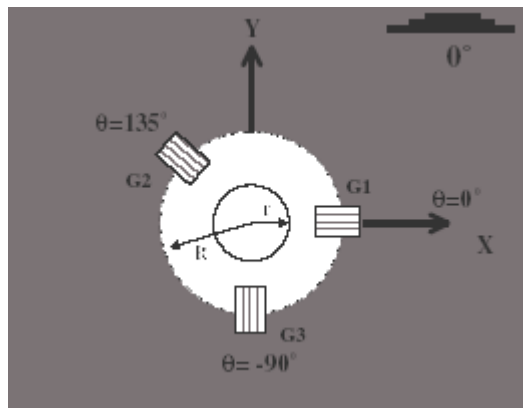
$$\varepsilon_3^1 = \varepsilon_{m3}^1 - \sum_{i=1}^2 \varepsilon_{i3}^1 = \varepsilon_{m3}^1 - (\varepsilon_{13}^1 + \varepsilon_{23}^1) \quad (5)$$

που δίνει:

$$\varepsilon_3^1 = \varepsilon_{m3}^1 - [(A_{13}(\sigma_{1h1} + \sigma_{2h1}) + (\sigma_{1h1} - \sigma_{2h1})(B_{13} \cos 2\theta_1 + C_{13} \sin 2\theta_1)) + (A_{23}(\sigma_{1h2} + \sigma_{2h2}) + (\sigma_{1h2} - \sigma_{2h2})(B_{23} \cos 2\theta_2 + C_{23} \sin 2\theta_2))] \quad (6)$$

Η μέθοδος αυτή θεωρεί ότι για κάθε στάδιο διάτρησης, η συνολική παραμόρφωση στην επιφάνεια αποτελείται από δύο μέρη. Το πρώτο μέρος είναι λόγω της ανακούφισης των παραμενουσών τάσεων της στρώσης που αφαιρείται και το δεύτερο είναι η συνεισφορά στις παραμορφώσεις λόγω της ανακατανομής των τάσεων από την αλλαγή στη γεωμετρία της οπής. Εάν χρησιμοποιηθεί αισθητήρας τάσεων 45° (0° , -135° και 90°) (Σχήμα 29) θα ληφθούν τρεις εξισώσεις:

$$\begin{aligned} \sigma_{1hm} &= \frac{\varepsilon_n^1(A_{nn} - B_{nn} \sin 2\theta_n + C_{nn} \cos 2\theta_n) - \varepsilon_n^2(A_{nn} - B_{nn} \cos 2\theta_n - C_{nn} \sin 2\theta_n)}{2A_{nn}B_{nn}(-\sin 2\theta_n + \cos 2\theta_n) + 2A_{nn}C_{nn}(\sin 2\theta_n + \cos 2\theta_n)} \\ \sigma_{2hm} &= \frac{-\varepsilon_n^1(A_{nn} + B_{nn} \sin 2\theta_n - C_{nn} \cos 2\theta_n) + \varepsilon_n^2(A_{nn} + B_{nn} \cos 2\theta_n + C_{nn} \sin 2\theta_n)}{2A_{nn}B_{nn}(-\sin 2\theta_n + \cos 2\theta_n) + 2A_{nn}C_{nn}(\sin 2\theta_n + \cos 2\theta_n)} \\ \theta_n &= \frac{1}{2} \tan^{-1} \left[\frac{C_{nn}(\varepsilon_n^3 - \varepsilon_n^1) - B_{nn}(2\varepsilon_n^2 - \varepsilon_n^1 - \varepsilon_n^3)}{C_{nn}(2\varepsilon_n^2 - \varepsilon_n^1 - \varepsilon_n^3) + B_{nn}(\varepsilon_n^3 - \varepsilon_n^1)} \right] \end{aligned} \quad (7)$$

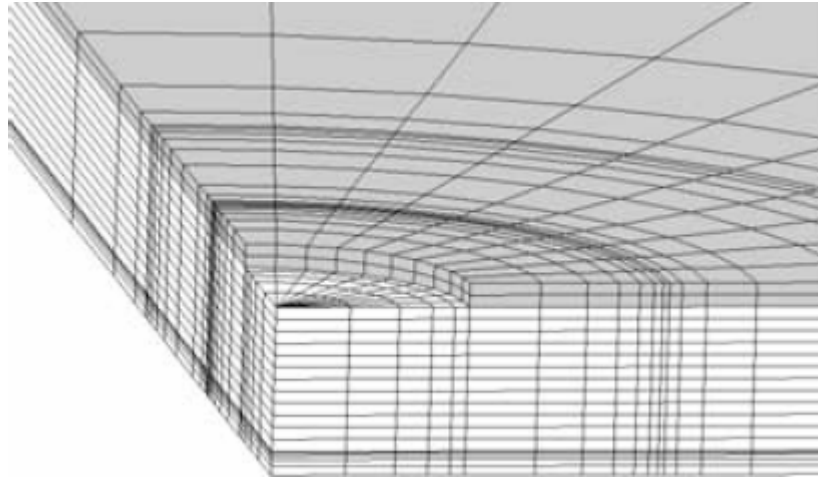


Σχήμα 29. Αισθητήρας τάσεων (ροζέτα) 45° (0° , -135° και 90°)

Για την επίλυση της εξίσωσης (6) είναι απαραίτητο να καθοριστούν οι συντελεστές βαθμονόμησης (calibration coefficients) A_{in} , B_{in} και C_{in} .

Οι συντελεστές βαθμονόμησης εξαρτώνται από τη γεωμετρία της οπής, τον αισθητήρα τάσης (ροζέτα) και τη σχετική θέση της στρώσης i .

Στην μελέτη που παρουσιάζεται, καθορίζονται με χρήση τρισδιάστατης μοντελοποίησης πεπερασμένων στοιχείων του εξεταζόμενου σύνθετου υλικού στο ABAQUS. Λόγω της αξονικής συμμετρίας, της φόρτισης και των μηχανικών ιδιοτήτων μοντελοποιείται μόνο το ένα τέταρτο του σύνθετου.



Σχήμα 30. Το μοντέλο των πεπερασμένων στοιχείων μετά την πρώτη διάτρηση

Η διάτρηση της οπής μοντελοποιείται με την αφαίρεση των αντίστοιχων πεπερασμένων στοιχείων. Το Σχήμα 30 παρουσιάζει το σύνθετο μετά το πρώτο στάδιο της διάτρησης.

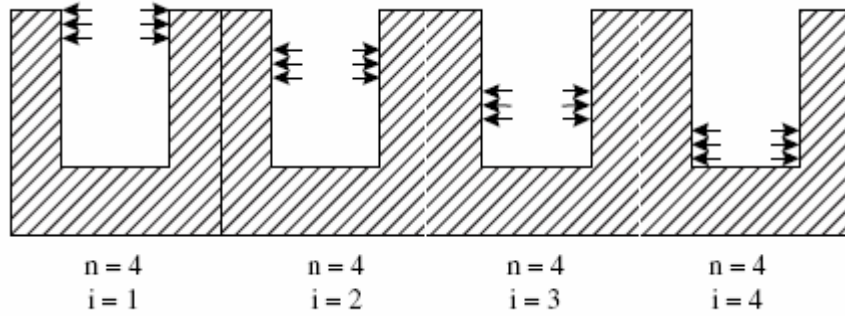
Ο συντελεστής A_{in} καθορίζεται εφαρμόζοντας ένα ισοαξινικό (equibiaxial) πεδίο παραμενουσών τάσεων, το οποίο ισοδυναμεί με ομοιόμορφη φόρτιση $p = \sigma_{1i} = \sigma_{2i} = \sigma$ στην εσωτερική επιφάνεια της οπής.

Το μοντέλο των πεπερασμένων στοιχείων χρησιμοποιείται για τον υπολογισμό της ακτινικής μετατόπισης U_{in} στην επιφάνεια του σύνθετου και συνδέεται με το συντελεστή A_{in} μέσω της εξίσωσης:

$$A_{in} = \frac{U_{in}(r_2, 0) - U_{in}(r_1, 0)}{2\sigma L} \quad (8)$$

όπου $L = r_2 - r_1$ το μήκος του αισθητήρα ροσέτας.

Σαν παράδειγμα το Σχήμα 31 παρουσιάζει την περίπτωση του τέταρτου σταδίου της διάτρησης. Οι συντελεστές A_{14} , A_{24} , A_{34} , A_{44} μπορούν να καθοριστούν.



Σχήμα 31. Τέταρτο στάδιο διάτρησης

Παρόμοια, οι συντελεστές B_{in} και C_{in} μπορούν να καθοριστούν από το πεδίο των διατμητικών τάσεων $\sigma_{1i} = -\sigma_{2i} = \sigma$ που αναπτύσσονται στην εσωτερική επιφάνεια της οπής:

$$B_{in} = \frac{U_{in}(r_2, 0) - U_{in}(r_1, 0)}{2\sigma L} \quad C_{in} = \frac{U_{in}(r_2, \pi/4) - U_{in}(r_1, \pi/4)}{2\sigma L} \quad (9)$$

Μετά τον καθορισμό κάθε παραμέτρου οι παραμένουσες τάσεις μπορούν να υπολογιστούν με την εξίσωση (6). Για ένα συγκεκριμένο σύνθετο και προκαθορισμένες γεωμετρικές παραμέτρους (μήκος του αισθητήρα, διαμέτρου οπής, βάθος κάθε σταδίου διάτρησης κλπ) οι συντελεστές βαθμονόμησης πρέπει να υπολογιστούν για κάθε στάδιο της διάτρησης.

Μειονέκτημα της μεθόδου διάτρησης οπής είναι ότι το μέγεθος του τυπικού αισθητήρα παραμορφώσεων (ροζέτας) είναι δύο με τέσσερις φορές μεγαλύτερο από τη διάμετρο της οπής, καθιστώντας την περιοχή που καλύπτεται από τη ροζέτα πολύ μεγάλη σε σχέση με το πεδίο τάσεων. Επίσης, συχνό πρόβλημα της μεθόδου διάτρησης οπής είναι το σφάλμα της έκκεντρης διάτρησης (όταν δηλαδή η οπή δε γίνεται ακριβώς στο κέντρο της ροζέτας) [203]. Η μέθοδος διάτρησης οπής έχει εφαρμοστεί σε συνδυασμό με συμβολογραφία Moire, ολογραφική συμβολογραφία (holographic interferometry) [202] και συμβολογραφία κηλίδων φωτός (speckle interferometry) [204].

5. Συμπεράσματα

Μετά τον προσδιορισμό των πιο σημαντικών παραμέτρων σχηματισμού παραμενουσών τάσεων στο Κεφ.2, μπορούμε να πούμε συμπερασματικά ότι το μέγεθος των παραμενουσών τάσεων εξαρτάται σε μεγάλο βαθμό από τη συρρίκνωση της μήτρας κατά την κατασκευή, η οποία διαφέρει για διαφορετικές συνθήκες κατασκευής όπως ο ρυθμός ψύξης, η πίεση και το περιβάλλον. Για τις δύο τελευταίες παραμέτρους (πίεση και περιβάλλον) έχουν γίνει λίγες μελέτες για την επίδρασή τους στο σχηματισμό παραμενουσών τάσεων. Προκειμένου να προβλέψουμε το μέγεθος των παραμενουσών τάσεων πρέπει να γνωρίζουμε τους συντελεστές συρρίκνωσης των υλικών του σύνθετου, να λάβουμε υπόψη το βαθμό συνεκτικότητας μήτρας – ινών καθώς και τη μορφολογία των ινών.

Τα τελευταία χρόνια μεγάλη προσπάθεια έχει γίνει για την κατανόηση των μηχανισμών σχηματισμού παραμενουσών τάσεων λόγω αλληλεπίδρασης καλουπιού – τεμαχίου σε θερμοσκληρυνόμενα (thermoset) σύνθετα υλικά.

Μια ακόμη παράμετρος σχηματισμού παραμενουσών τάσεων σε τοπικό επίπεδο, που δεν αναφέρθηκε, είναι η συγκόλληση των θερμοπλαστικών σύνθετων υλικών, η οποία μπορεί να επηρεάσει σημαντικά τη μηχανική συμπεριφορά των συγκολλημένων κατασκευών.

Όσον αφορά την επίδραση των παραμενουσών τάσεων στις ιδιότητες του σύνθετου όπως είδαμε στο Κεφ.3, μπορούμε να πούμε ότι οι πιο σημαντικές ιδιότητες της μήτρας που επηρεάζονται λόγω των παραμενουσών τάσεων σχετίζονται με την αντίσταση σε περιβαλλοντικές παραμέτρους. Έτσι, τα αποτελέσματα των παραμενουσών τάσεων θα γίνουν ορατά κατά τη λειτουργία ενός σύνθετου προϊόντος, λόγω της αλληλεπίδρασης της ιξωδοελαστικής συμπεριφοράς του με τις περιβαλλοντικές παραμέτρους συμπεριλαμβανομένης και της γήρανσης. Σε βάθος χρόνου αυτή η αλληλεπίδραση μπορεί να οδηγήσει σε αλλαγές των φυσικών και μηχανικών ιδιοτήτων της μήτρας όπως η θερμοκρασία υαλώδους μετάβασης και η σκληρότητα. Η διεπιφάνεια ινών – μήτρας μπορεί επίσης να αλλοιωθεί ή να παρουσιάσει σπάσιμο του δεσμού.

Οι μηχανικές ιδιότητες των σύνθετων υλικών μειώνονται σημαντικά λόγω των παραμενουσών τάσεων. Ωστόσο, υπάρχει κενό στην κατανόηση της επίδρασης των παραμενουσών τάσεων στις θλιπτικές, διατμητικές και στις ιδιότητες κόπωσης του σύνθετου. Αυτό μπορεί να οφείλεται στη δυσκολία κατανόησης των μηχανισμών θραύσης για αυτούς τους τύπους μηχανικής καταπόνησης αλλά και επίσης στη δυσκολία καθορισμού του ακριβούς μεγέθους των παραμενουσών τάσεων που είναι παρούσες στο σύνθετο.

Παρ'όλη τη δυσκολία αυτή μεγάλη σημασία έχει δοθεί στα ελλατώματα που παρουσιάζονται στο σύνθετο λόγω ύπαρξης παραμενουσών τάσεων, όπως ο κυματισμός των ενισχυτικών ινών, η αναδίπλωση των στρώσεων και οι διαμήκεις ρωγμές. Πολλές μελέτες έχουν δημοσιευτεί για τις μικρορωγμές και τις διαμήκεις ρωγμές των σύνθετων και έχει βρεθεί ότι τα αποτελέσματα των ρωγμών αυτών είναι μικρής σημασίας όσον αφορά τη μηχανική συμπεριφορά του σύνθετου. Επίσης δεν έχει διευκρινιστεί ακόμη ποιά είναι η επίδραση των παραμενουσών τάσεων κατά μήκος των στρώσεων στις μηχανικές ιδιότητες πολυστρωματικών με μεγάλο πάχος σύνθετων. Μπορούμε να προβλέψουμε ότι σε φορτία κάμψης οι παραμένουσες τάσεις μπορεί να προκαλέσουν πρόωμη αστοχία στην πλευρά του σύνθετου υπόκειται σε θλίψη και ότι σε εφελκυστικά φορτία οι στρώσεις που βρίσκονται στο κέντρο του σύνθετου να προκαλέσουν αστοχία πιο νωρίς από το αναμενόμενο. Ωστόσο, μέχρι σήμερα αυτό αποτελεί απλώς πρόβλεψη του τι θα συμβεί σε ένα σύνθετο που υπόκειται στα παραπάνω φορτία.

Όσον αφορά τις μεθόδους υπολογισμού των παραμενουσών τάσεων στα σύνθετα υλικά, μπορούμε να χρησιμοποιήσουμε τη μέθοδο της Φωτο-ελαστικότητας και τη φασματοσκόπηση Micro-Raman για τον καθορισμό των παραμενουσών τάσεων στη μήτρα και στις ίνες αντίστοιχα. Για τον καθορισμό των παραμενουσών τάσεων ανάμεσα στις στρώσεις μπορούμε να εφαρμόσουμε τις εξής τεχνικές: εμφύτευση αισθητήρων, αστοχία πρώτης στρώσης και μέτρηση καμπύλωσης του σύνθετου. Η τεχνική που εφαρμόζεται πιο συχνά είναι η μέτρηση της καμπύλωσης του σύνθετου λόγω της ευκολίας που αυτή παρέχει. Για τον υπολογισμό των παραμενουσών τάσεων σε συνολικό επίπεδο (global level) χρησιμοποιούνται ως επί το πλείστον καταστροφικές μέθοδοι, όπως η αφαίρεση στρώσεων και η μέθοδος διάτρησης οπής.

Οι μέθοδοι υπολογισμού των παραμενουσών τάσεων που παρουσιάστηκαν στο Κεφ.4 μπορούν να εφαρμοστούν όχι μόνο για τον υπολογισμό παραμενουσών τάσεων λόγω θερμικής διαστολής αλλά επίσης και για παραμένουσες τάσεις λόγω περιβαλλοντικών παραγόντων όπως η υγρασία, οι θερμοκρασιακές μεταβολές, οι διαλύτες κλπ.

Για την αξιολόγηση των μοντέλων υπολογισμού του μεγέθους και της κατανομής των παραμενουσών τάσεων είναι απαραίτητο να λαμβάνονται μετρήσεις κατά τη διάρκεια της ανάπτυξης αυτών στο σύνθετο όπως π.χ κατά τη διάρκεια της ψύξης. Οι πειραματικές μέθοδοι που είναι καταλληλότερες για την παρακολούθηση της ανάπτυξης των παραμενουσών τάσεων στο σύνθετο είναι η εμφύτευση αισθητήρων οπτικής ίνας και αισθητήρων τάσης. Μειονέκτημα αυτών των μεθόδων είναι η εμφύτευση ξένου σώματος στο σύνθετο που μπορεί να οδηγήσει σε συγκέντρωση τάσεων.

Η μέθοδος διάτρησης οπής είναι η πιο συνήθης μέθοδος υπολογισμού παραμενουσών τάσεων σε ισοτροπικά υλικά. Η μέθοδος αυτή είναι ιδιαίτερα αποτελεσματική για σύνθετα υλικά με μεγάλο πάχος.

Βιβλιογραφία

- [1] Nedele M, Wisnom MR. Micromechanical modelling of a unidirectional carbon fibre reinforced epoxy composite subjected to mechanical and thermal loading. Proceedings of the American Society for Composites. Seventh Technical Conference, Pennsylvania State University, October 1992 p. 328–38.
- [2] Hyer MW. Some observations on the cured shape of thin unsymmetric laminates. *J.Compos Mater* 1981;15:175–94.
- [3] Kim KS, Hahn HT. Residual stress development during processing of graphite/epoxy composites. *Compos Sci Technol* 1989;36:121.
- [4] Hyer MW, Rousseau CQ, Tomkins SS. Thermally induced twist in graphite–epoxy tubes. *J Eng Mater Technol* 1988;110:83–8.
- [5] Barnes JA, Byerly GE. The formation of residual-stresses in laminated thermoplastic composites. *Compos Sci Technol* 1994; 51(4):479–94.
- [6] Barnes JA. Thermal-expansion behavior of thermoplastic composites 2. *J. Mater Sc* 1993;28(18):4974–82.
- [7] Barnes JA, Simms IJ, Farrow GJ, Jackson D, Wostenholm G, Yates B. Thermal expansion characteristics of PEEK composites. *J Mater Sci* 1991;26(8):2259–71.
- [8] Jeronimidis G, Parkyn AT. Residual-stresses in carbon fiber–thermoplastic matrix laminates. *J Compos Mater* 1988;22(5): 401–15.
- [9] Cowley KD, Beaumont PWR. The measurement and prediction of residual stresses in carbon-fibre/polymer composites. *Compos Sci. Technol* 1997;57(11):1445–55.
- [10] Kim KS, Hahn HT, Croman RB. The effect of cooling rate on residual stresses in a thermoplastic composite. *J Compos Technol Res* 1989;11(2):47–52.
- [11] Peeters LJB, Powell PC, Warnet L. Thermally-induced shapes of unsymmetric laminates. *J Compos Mater* 1996;30(5):603–26.
- [12] D’Amore A, Caprino G, Nicolais L, Marino G. Long-term behaviour of PEI and PEI-based composites subjected to physical aging. *Compos Sci Technol* 1999;59(13):1993–2003.
- [13] Nairn JA, Zoller P. Matrix solidification and the resulting residual thermal-stresses in composites. *J Mater Sci* 1985;20(1):355–67.
- [14] Augh L, Gillespie JW, Finck BK. Degradation of continuous carbon fiber reinforced polyetherimide composites during induction heating. *Thermoplast Compos Mater* 2001;14(2):96–115.
- [15] Young RJ, Lovell PA. Introduction to polymers. London: Chapman & Hall; 1991.

- [16] Jones R. The glass transition in polymers-bulk and thin films. RPKB—Module polymer physics, PTN, Eindhoven, The Netherlands, 2003.
- [17] Struik L. Physical ageing in amorphous polymers and other materials. Amsterdam: Elsevier Scientific Publishing Company; 1978.
- [18] Guillen JF, Cantwell WJ. The influence of cooling rate on the fracture properties of a thermoplastic-based fibre-metal laminate. *J Reinforced Plast Compos* 2002;21(8):749–72.
- [19] Youssef Y, Denault J. Thermoformed glass fiber reinforced polypropylene: microstructure, mechanical properties and residual stresses. *Compos* 1998;19(3):301–9.
- [20] Nielsen AS, Pyrz R. The effect of cooling rate on thermal residual strains in carbon/polypropylene microcomposites. *Sci Eng Compos Mater* 1998;7(1–2):1–22.
- [21] Favre JP. Residual thermal stresses in fibre reinforced composite materials—a review. *J Mech Behavior Mater* 1988;1(1–4):37–53.
- [22] Kim J-K, Mai Y-W. Residual stresses. In: *Engineered interfaces in fiber reinforced composites*. Oxford: Elsevier Science Ltd.; 1998. p. 308–20.
- [23] DiLandro L, Pegoraro M. Evaluation of residual stresses and adhesion in polymer composites. *Compos Part A—Appl Sci Manufact* 1996;27(9):847–53.
- [24] Filiou C, Galiotis C. In situ monitoring of the fibre strain distribution in carbon-fibre thermoplastic composites 1. Application of a tensile stress field. *Compos Sci Technol* 1999;59(14):2149–61.
- [25] Galiotis C, Melanitis N, Batchelder DN, Robinson IM, Peacock JA. Residual strain mapping in carbon-fiber peek composites. *Composites* 1988;19(4):321–4.
- [26] Young RJ, Day RJ, Zakikhani M, Robinson IM. Fibre deformation and residual thermal stresses in carbon fibre reinforced PEEK. *Compos Sci Technol* 1989;34(3):243–58.
- [27] Sorensen L, Gmur T, Botsis J. Residual strain development in laminated thermoplastic composites measured using fibre Bragg grating sensors. In: *Proceedings of CompTest 2004 conference*, Bristol, UK, 21–23 September 2004. p. 145–6.
- [28] Chapman TJ, Gillespie JW, Pipes RB, Manson JAE, Seferis JC. Prediction of process-induced residual-stresses in thermoplastic composites. *J Compos Mater* 1990;24(6):616–43.
- [29] Trende A, Astrom BT, Nilsson G. Modelling of residual stresses in compression moulded glass-mat reinforced thermoplastics. *Compos Part A—Appl Sci Manufact* 2000;31(11):1241–54.
- [30] Li MC, Wu JJ, Loos AC, Morton J. A plane-strain finite element model for process-induced residual stresses in a graphite/PEEK composite. *J Compos Mater* 1997;31(3):212–43.
- [31] Gillespie JW, Chapman TJ. The influence of residual stresses on mode I interlaminar fracture of thermoplastic composites. *J Thermoplast Compos Mater* 1993;6(2):160–74.

- [32] Sunderland P, Yu WJ, Manson JA. A thermoviscoelastic analysis of process-induced internal stresses in thermoplastic matrix composites. *Polym Compos* 2001;22(5):579–92.
- [33] Lawrence WE, Manson JAE, Seferis JC. Thermal and morphological skin core effects in processing of thermoplastic composites. *Composites* 1990;21(6):475–80.
- [34] Chung DDL. Continuous carbon fiber polymer–matrix composites and their joints, studied by electrical measurements. *Polym Compos* 2001;22(2):250–70.
- [35] Manson JAE, Seferis JC. Process simulated laminate (Psl)—a methodology to internal-stress characterization in advanced composite-materials. *J Compos Mater* 1992;26(3):405–31.
- [36] Deshpande AP, Seferis JC. Processing characteristics in different semi-crystalline thermoplastic composites using process simulated laminate (PSL) methodology. *J Thermoplast Compos Mater* 1996;9(2):183–98.
- [37] Unger WJ, Hansen JS. The effect of cooling rate and annealing on residual stress development in graphite fibre reinforced PEEK laminates. *J Compos Mater* 1993;29:108–37.
- [38] Shih GC, Tseng WW, Lou AY. Evaluation of test methods in the determination of inplane shear modulus of poly(phenylene sulfide) matrix composites. *Polym Compos* 1994;15(1):1–6.
- [39] Kugler D, Moon TJ. Identification of the most significant processing parameters on the development of fiber waviness in thin laminates. *J Compos Mater* 2002;36(12):1451–79.
- [40] Wijskamp S. Shape distortions in composites forming. Mechanical Engineering, Division of Design, Production and Manufacturing. Enschede, The Netherlands: University of Twente; 2005.
- [41] Personal communication of Sorensen L with Parlevliet PP. Influence of mould friction on formation of residual stresses in thermoplastic composites. Delft, November 2004
- [42] Li C, Potter KD, Wisnom MR, Stringer LG. In situ measurement of chemical shrinkage of MY750 epoxy resin by a novel gravimetric method. *Compos Sci Technol* 2004;64:55–64.
- [43] Potter KD, Campbell M, Langer C, Wisnom MR. The generation of geometrical deformations due to tool/part interaction in the manufacture of composite components. *Composites A*, 2005;36A:301–308.
- [44] Wu YJ, Takatoya T, Chung K, Seferis JC, Ahn K. Development of the transient simulated laminate (TSL) methodology for moisture ingress studies using unsymmetric laminates. *J Compos Mater* 2000;34:1998–2015.
- [45] Radford DW. Cure shrinkage-induced warpage in flat uniaxial composites. *J Compos Technol Res* 1993;15:290–6.
- [46] Hubert P, Poursartip A. Aspects of the compaction of composite angle laminates: an experimental investigation. *J Compos Mater* 2001;35: 2–26.

- [47] Wisnom MR, Stringer LG, Hayman RJ, Hinton MJ. Curing stresses in thick polymer composites. Part I. Analysis. Proceedings of the 12th International Conference on Composite Materials, Paper 859, Paris; July 1999.
- [48] Prasatya P, McKenna GB, Simon SL. A viscoelastic model for predicting isotropic residual stresses in thermosetting materials: effects of processing parameters. *J Compos Mater* 2001;35: 826–48.
- [49] Harper B, Peretz D, Weitsman Y. Assessment of chemical cure shrinkage stresses in two technical resins, Proceedings of the AIAA 24th structures, structural dynamics and materials conference, LakeTahoe; May 1983.
- [50] Twigg G, Poursartip A, Fernlund G. Tool–part interaction in composites processing. Part I. Experimental investigation and analytical model. *Composites* 2004;35A:121–33.
- [51] Parlevliet PP, Bersee HEN, Beukers A. Residual stresses in thermoplastic composites – a study of the literature – part I: formation of residual stresses. *Compos Part A – Appl Sci Manuf* 2006;37(11):1847–57.
- [52] Kim J-K, Mai Y-W. Residual stresses. In: *Engineered interfaces in fiber reinforced composites*. Oxford: Elsevier Science Ltd; 1998. p. 308–20.
- [53] Harris B. Residual strains. In: Harris B, editor. *Engineering composite materials*. London: IOM Communications; 1999. p. 79–83.
- [54] Nairn JA, Zoller P. Matrix solidification and the resulting residual thermal-stresses in composites. *J Mater Sci* 1985;20(1):355–67.
- [55] Abedian A, Szyszkowski W. Influence of the free surface on the thermal stresses in unidirectional composites. *Compos Part A – Appl Sci Manuf* 1997;28(6):573–9.
- [56] Favre JP. Residual thermal stresses in fibre reinforced composite materials – a review. *J Mech Behavior Mater* 1988;1(1–4):37–53.
- [57] Meske R, Schnack E. Stress analysis of carbon-fiber reinforced polymeric materials by means of X-ray diffraction from fillers – micromechanical model and experimental results. In: *Ecrs 5: Proceedings of the fifth European conference on residual stresses*. Switzerland: Transtech Publications; 2000. p. 217–22.
- [58] Nairn JA. Thermoelastic analysis of residual-stresses in unidirectional, high performance composites. *Polym Compos* 1985;6(2): 123–30.
- [59] Zhao LG, Warrior NA, Long AC. A micromechanical study of failure and damage of unidirectional fibre-reinforced polymer matrix composites: effect of residual stress. In: *Proceedings of composites Europe 2005 conference, Barcelona, Spain, October 2005*. p. 6–7.

- [60] D'Amore A, Caprino G, Nicolais L, Marino G. Long-term behaviour of PEI and PEI-based composites subjected to physical aging. *Compos Sci Technol* 1999;59(13):1993–2003.
- [61] Ogale AA. Creep behavior of thermoplastic composites. In: Carlsson LA, editor. *Thermoplastic composite materials*. Amsterdam: Elsevier Science, BV; 1991. p. 205–32.
- [62] Huang X, Gillespie JW, Eduljee RF. Effect of temperature on the transverse cracking behavior of cross-ply composite laminates. *Compos Part B – Eng* 1997;28(4):419–24.
- [63] Adams RD, Singh MM. Low temperature transitions in fibre reinforced polymers. *Compos Part A – Appl Sci Manuf* 2001;32(6):797–814.
- [64] Burcham LJ, Vanlandingham MR, Eduljee RF, Gillespie JW. Moisture effects on the behavior of graphite/polyimide composites. *Polym Compos* 1996;17(5):682–90.
- [65] Jones FR. The effects of aggressive environments on long-term behaviour. In: Harris B, editor. *Fatigue in composites*. Cambridge: Woodhead Publishing Limited; 2003. p. 117–46.
- [66] Sims GD, Broughton WR. Glass fiber reinforced plastics – properties. In: Talreja R, Manson JA, editors. *Polymer matrix composites*. Oxford: Elsevier Science Ltd; 2001. p. 151–97.
- [67] Weitsman J. Effects of fluids on polymeric composites – a review. In: Talreja R, Manson JA, editors. *Polymer matrix composites*. Oxford: Elsevier Science Ltd; 2001. p. 369–401.
- [68] Brinson LC, Gates TS. Viscoelasticity and aging of polymer matrix composites. In: Talreja R, Manson JA, editors. *Polymer matrix composites*. Oxford: Elsevier Science Ltd; 2001. p. 333–68.
- [69] Schnack E, Meske R. Eigenspannungen bei viskoelastischen Verbundwerkstoffen. Karlsruhe, Germany: Institut fuer Technische Mechanik/Festigkeitslehre Universitaet Karlsruhe; 1996, p. 123.
- [70] Bradshaw R, Brinson LC. Mechanical response of linear viscoelastic composite laminates incorporating non-isothermal physical aging effects. *Compos Sci Technol* 1999;59:1411–27.
- [71] Young RJ, Lovell PA. *Introduction to polymers*. London: Chapman & Hall; 1991.
- [72] Warnet L. On the effect of residual stresses on the transverse cracking in cross-ply carbon-polyetherimide laminates. Enschede: Mechanical Engineering, University of Twente; 2000.
- [73] Cowley KD, Beaumont PWR. The measurement and prediction of residual stresses in carbon-fibre/polymer composites. *Compos Sci Technol* 1997;57(11):1445–55.
- [74] Jeronimidis G, Parkyn AT. Residual-stresses in carbon fiber–thermoplastic matrix laminates. *J Compos Mater* 1988;22(5):401–15.
- [75] Youssef Y, Denault J. Residual stresses in continuous glass fiber/polypropylene composite thermoformed parts. In: *Proceedings of international SAMPE symposium Conference, 1998*, p. 641–50.

- [76] Wang C, Sun CT. Experimental characterization of constitutive models for PEEK thermoplastic composite at heating stage during forming. *J Compos Mater* 1997;31(15):1480–506.
- [77] Lee K, Weitsman Y. Optimal cool down in nonlinear thermoviscoelasticity with application to graphite/PEEK (APC-2) laminates. *J Appl Mech – Trans ASME* 1994;61(2):367–74.
- [78] Zhang Y, Xia Z, Ellyin F. Evolution and influence of residual stresses/strains of fiber reinforced laminates. *Compos Sci Technol* 2004;64(10–11):1613–21.
- [79] Bradshaw RD, Brinson LC. Mechanical response of linear viscoelastic composite laminates incorporating non-isothermal physical aging effects. *Compos Sci Technol* 1999;59(9):1411–27.
- [80] Brinson LC, Gates TS. Effects of physical aging on long-term creep of polymers and polymer matrix composites. *Int J Solids Struct* 1995;32(6–7):827–46.
- [81] Roy S. Computer models for predicting durability. In: Pritchard G, editor. *Reinforced plastics durability*. Cambridge, England: Woodhead Publishing Ltd; 1999. p. 352–4.
- [82] Zhang L. Time-dependent behaviour of polymers and unidirectional polymeric composites. Delft: Mechanical Engineering, Delft University of Technology; 1995.
- [83] Parvatareddy H, Wang JZ, Dillard DA, Ward TC, Rogalski ME. Environmental aging of high-performance polymeric composites – effects on durability. *Compos Sci Technol* 1995;53(4):399–409.
- [84] Taylor DM, Lin KY. Aging effects on the interlaminar shear strength of high-performance composites. *J Aircraft* 2003;40(5): 971–6.
- [85] Gates TS, Grayson MA. On the use of accelerated aging methods for screening high temperature polymeric composite materials. In: *Proceedings of AIAA structures, dynamics and materials conference*, St. Louis, MI, 1999. p. 925–35.
- [86] Pederson CL, Gillespie JW, McCullough RL, Rothschilds RJ, Stanek SL. The effect of isothermal aging on transverse crack development in carbon-fiber-reinforced cross-ply laminates. *Polym Compos* 1995;16(2):154–60.
- [87] Parvatareddy H, Wang JZ, Lesko JJ, Dillard DA, Reifsnider KL. An evaluation of chemical aging/oxidation in high performance composites using the Vickers micro-indentation technique. *J Compos Mater* 1996;30(2):210–30.
- [88] Parvatareddy H, Tsang PHW, Dillard DA. Impact damage resistance and tolerance of high-performance polymeric composites subjected to environmental aging. *Compos Sci Technol* 1996;56(10): 1129–40.
- [89] Akshantala NV, Brinson LC. A damage evolution model for viscoelastic composite laminates. *J Compos Technol Res* 2001;23(1):3–14.

- [90] Youssef Y, Denault J. Thermoformed glass fiber reinforced polypropylene: microstructure, mechanical properties and residual stresses. *Polym Compos* 1998;19(3):301–9.
- [91] Walther BM. An investigation of the tensile strength and stiffness of unidirectional polymer–matrix, carbon-fiber composites under the influence of elevated temperatures. Blacksburg, Virginia: Engineering Mechanics, Virginia Polytechnic Institute and State University; 1998.
- [92] Nielsen AS, Pyrz R. The effect of cooling rate on thermal residual strains in carbon/polypropylene microcomposites. *Sci Eng Compos Mater* 1998;7(1–2):1–22.
- [93] Bhalerao MS. On process-induced fiber waviness in composites: theory and experiments. Austin (TX): The University of Texas at Austin; 1996.
- [94] Kugler D, Moon TJ. Identification of the most significant processing parameters on the development of fiber waviness in thin laminates. *J Compos Mater* 2002;36(12):1451–79.
- [95] Iaconis JM. Process variables evaluation of PEEK APC-2 thermoplastic matrix composite. In: Proceedings of advanced materials technology'87 conference, Anaheim (CA), USA, 6–9 April 1987. p. 104–15.
- [96] Wisnom MR, Atkinson JW. Fibre waviness generation and measurement and its effect on compressive strength. *J Reinf Plast Compos* 2000;19(2):96–110.
- [97] Schapery RA. Prediction of compressive strength and kink bands in composites using a work potential. *Int J Solids Struct* 1995;32(6–7): 739–65.
- [98] Karami G, Garnich A. Micromechanical study of thermoelastic behavior of composites with periodic fiber waviness. *Compos Part B – Eng* 2005;36:241–8.
- [99] Liggat JJ, Pritchard G, Pethrick RA. Temperature – its effects on the durability of reinforced plastics: physical mechanisms. In: Pritchard G, editor. Reinforced plastics durability. Cambridge, England: Woodhead Publishing Ltd; 1999. p. 115–25.
- [100] Shih GC, Tseng WW, Lou AY. Evaluation of test methods in the determination of inplane shear modulus of poly(phenylene sulfide) matrix composites. *Polym Compos* 1994;15(1):1–6.
- [101] Filiou C, Galiotis C. In situ monitoring of the fibre strain distribution in carbon-fibre thermoplastic composites. 1. Application of a tensile stress field. *Compos Sci Technol* 1999;59(14): 2149–61.
- [102] Jones FR. Durability of reinforced plastics in liquid environments. In: Pritchard G, editor. Reinforced plastics durability. Cambridge, England: Woodhead Publishing Limited; 1999. p. 91–6.
- [103] Nairn JA, Hu S. Matrix microcracking. In: Talreja R, editor. Damage mechanics of composite materials. Amsterdam: Elsevier Science B.V; 1994. p. 187–243.

- [104] Reifsnider KL. Damage in composite materials – summary. In: Reifsnider KL, editor. *Damage in composite materials*. ASTM;1982. p. 269–76.
- [105] Gamstedt EK, Talreja R. Fatigue damage mechanisms in unidirectional carbon-fibre-reinforced plastics. *J Mater Sci* 1999;34(11): 2535–46.
- [106] Nairn JA. Transverse fracture in unidirectional graphite polysulfone composites. *J Compos Mater* 1987;21(9):798–808.
- [107] Parlevliet PP, Bersee HEN. Effects of impact modifiers on mechanical and microcracking properties of PPS composites. In: *Proceedings of 25th jubilee international SAMPE Europe conference 2004 conference, Paris EXPO, Porte de Versailles, Paris, France, March 30th–April 1st, 2004*. p. 539–43.
- [108] Nairn JA. Matrix microcracking in composites. In: Talreja R, Manson JA, editors. *Polymer matrix composites*. Oxford: Elsevier Science Ltd; 2001. p. 403–32.
- [109] Parvizi A, Garret KW, Bailey JE. Constrained cracking in glass fibre reinforced epoxy cross-ply laminates. *J Mater Sci* 1978;13:195–201.
- [110] Schoeppner GA, Pagano NJ. Stress fields and energy release rates I cross-ply laminates. *Int J Solids Struct* 1998;35(11):1025–55.
- [111] Wang ASD, Crossman FW. Edge effects on thermally induced stresses in composite laminates. *J Compos Mater* 1977;11(Jul): 300–12.
- [112] Cantwell WJ, Davies P, Kausch HH. The effect of cooling rate of deformation and fracture in IM6/PEEK composites. *Compos Struct* 1990;14(2):151–71.
- [113] Kim KS, Hahn HT, Croman RB. The effect of cooling rate on residual stresses in a thermoplastic composite. *J Compos Technol Res* 1989;11(2):47–52.
- [114] Akshantala NV, Brinson LC. Experimental study of viscoelastic effects and aging on elevated temperature damage and failure in polymer composites. *Mech Time-Depend Mater* 2003;7(1):1–19.
- [115] Huang XG, Gillespie JW, Eduljee RF. Matrix cracking of highperformance composite laminates with variation of laminate stacking sequence and testing temperature. *J Compos Technol Res* 1997;19(3):142–51.
- [116] Smith PA. Carbon fiber reinforced plastics – properties. In: Talreja R, Manson JA, editors. *Polymer matrix composites*. Oxford: Elsevier Science Ltd; 2001. p. 107–50.
- [117] Hancox NL. Overview of effects of temperature and environment on performance of polymer matrix composite properties. *Plast Rubber Compos Process Appl* 1998;27(3):97–106.
- [118] Baschek G, Hartwig G. Parameters influencing the thermal expansion of polymers and fibre composites. *Cryogenics* 1998;38(1):99–103.

- [119] Wang SK, Mei Z, Chung DDL. Interlaminar damage in carbon fiber polymer–matrix composites, studied by electrical resistance measurement. *Int J Adhes Adhes* 2001;21(6):465–71.
- [120] Han M-H, Nairn JA. Hygrothermal aging of polyimide matrix composite laminates. *Compos Part A – Appl Sci Manuf* 2003;34(10): 979–86.
- [121] Papadopoulos DS, Bowles KJ. Use of unbalanced laminates as a screening method for microcracking. In: *Proceedings of 35th international SAMPE symposium conference, Anaheim (CA), April 2–5, 1990.* p. 15.
- [122] Guillen JF, Cantwell WJ. The influence of cooling rate on the fracture properties of a thermoplastic-based fibre-metal laminate. *J Reinf Plast Compos* 2002;21(8):749–72.
- [123] Nairn JA. Fracture mechanics of composites with residual thermal stresses. *J Appl Mech – Trans ASME* 1997;64:804–15.
- [124] Hashin Z. Thermal-expansion coefficients of cracked laminates. *Compos Sci Technol* 1988;31(4):247–60.
- [125] Highsmith AL, Reifsnider KL. Stiffness-reduction mechanisms in composite laminates. In: Reifsnider K, editor. *Damage in composite materials.* Philadelphia: American Society for Testing and Materials; 1982. p. 103–17.
- [126] Harris B. Transverse-ply cracking and toughness of practical reinforced plastic laminates. In: Harris B, editor. *Engineering composite materials.* London: IOM Communications; 1999. p. 179–87.
- [127] Khatri SC, Koczak MJ. Thick-section AS4-graphite/E-glass/PPS hybrid composites. 1. Tensile behavior. *Compos Sci Technol* 1996;56(2):181–92.
- [128] Weteringe BJ, Bersee HEN, Beukers A. Characterization of microcracking in PPS laminates. In: *Proceedings of GO for the best through advanced materials & processes conference, Paris Expo, Porte de Versailles, Paris, 9–11 April 2002.* p. 225–36.
- [129] Nairn JA, Hu S. The initiation and growth of delaminations induced by matrix microcracks in laminated composites. *Int J Fract* 1992;57(1):1–24.
- [130] Joffe R, Varna J. Analytical modeling of stiffness reduction in symmetric and balanced laminates due to cracks in 90 degrees layers. *Compos Sci Technol* 1999;59(11):1641–52.
- [131] McCartney LN, Schoeppner GA, Becker W. Comparison of models for transverse ply cracks in composite laminates. *Compos Sci Technol* 2000;60(12–13):2347–59.
- [132] Chung DDL. Continuous carbon fiber polymer–matrix composites and their joints, studied by electrical measurements. *Polym Compos* 2001;22(2):250–70.
- [133] Kim BS, Bernet N, Sunderland P, Manson JA. Numerical analysis of the dimensional stability of thermoplastic composites using a thermoviscoelastic approach. *J Compos Mater* 2002;36(20): 2389–403.

- [134] Mei Z, Chung DDL. Thermal stress-induced thermoplastic composite debonding, studied by contact electrical resistance measurement. *Int J Adhes Adhes* 2000;20(2):135–9.
- [135] Unger WJ, Hansen JS, Ko HYS. Method of reducing residual stresses in thermoplastic laminates. European patent, USA, 1993.
- [136] Domb MM, Hansen JS. The effect of cooling rate on free-edge stress development in semi-crystalline thermoplastic laminates. *J Compos Mater* 1998;32(4):361–86.
- [137] Unger WJ, Hansen JS. Method to predict the effect of thermal residual stresses on the free-edge delamination behavior of fiber-reinforced composite laminates. *J Compos Mater* 1998;32(5):431–59.
- [138] Hsueh C-H, Lee S, Lin H-Y. Analyses of mode I edge delamination by thermal stresses in multilayer systems. *Compos Part B – Eng* 2006;37(1):1–9.
- [139] Hyer MW. Some observations on the cured shape of thin unsymmetric laminates. *J Compos Mater* 1981;15:175–94.
- [140] Lawrence WE, Manson JAE, Seferis JC. Thermal and morphological skin core effects in processing of thermoplastic composites. *Composites* 1990;21(6):475–80.
- [141] Wijskamp S. Shape distortions in composites forming. Enschede, The Netherlands: Mechanical Engineering, Division of Design, Production and Manufacturing, University of Twente; 2005.
- [142] O'Brien TK. Fatigue delamination behavior of PEEK thermoplastic composite laminates. In: *Proceedings of American society for composites, first technical conference, Dayton (OH), USA, 7–9 October 1986.* p. 404–20.
- [143] White SR. Processing-induced residual stresses in composites. In: Dave R, Loos AC, editors. *Processing of composites.* Munich: Hanser Publishers; 2000. p. 239–71.
- [144] Hiemstra DL, Sottos NR. Thermally-induced interfacial microcracking in polymer matrix composites. *J Compos Mater* 1993;27(10):1030–51.
- [145] Li MC, Wu JJ, Loos AC, Morton J. A plane-strain finite element model for process-induced residual stresses in a graphite/PEEK composite. *J Compos Mater* 1997;31(3):212–43.
- [146] Timmerman JF, Hayes BS, Seferis JC. Nanoclay reinforcement effects on the cryogenic microcracking of carbon fiber/epoxy composites. *Compos Sci Technol* 2002;62(9):1249–58.
- [147] Unger WJ. Reduction of free edge effect in graphite reinforced thermoplastic composites. Be, De, Fr, GB, It, NL, Se. 1999. p. 17.
- [148] Nairn JA, Zoller P. Matrix solidification and the resulting residual thermal-stresses in composites. *J Mater Sci* 1985;20(1):355–67.

- [149] Dally JW, Riley WF. Optical methods of stress analysis. In: Experimental stress analysis. New York: McGraw-Hill, Inc.; 1991. p. 343.
- [150] Ingersoll J. Photoelastic stress analysis (§ 4.1.0). Durham, NC: Shodor Education Foundation; 2004.
- [151] Andersson B, Sjogren A, Berglund L. Micro- and meso-level residual stresses in glass-fiber/vinyl-ester composites. *Compos Sci Technol* 2000;60(10):2011–28.
- [152] Raman Tutorial – A brief look at Raman scattering theory. Available from: <http://www.kosi.com/raman/resources/tutorial/>.
- [153] Galiotis C, Melanitis N, Batchelder DN, Robinson IM, Peacock JA. Residual strain mapping in carbon-fiber PEEK composites. *Composites* 1988;19(4):321–4. 662 P.P. Parlevliet et al. / *Composites: Part A* 38 (2007) 651–665
- [154] Young RJ, Day RJ, Zakikhani M, Robinson IM. Fibre deformation and residual thermal stresses in carbon fibre reinforced PEEK. *Compos Sci Technol* 1989;34(3):243–58.
- [155] Arjyal B, Galiotis C. Localized stress measurements in composite laminates using a raman stress sensor. *Adv Compos Lett* 1995;4(2): 47–52.
- [156] Arjyal BP, Galiotis C, Ogin SL, Whattingham RD. Monitoring local strains in cracked cross-ply composites using an embedded aramid fibre strain sensor. *J Mater Sci* 1998;33(11):2745–50.
- [157] Arjyal BP, Galiotis C, Ogin SL, Whattingham RD. Residual strain and Young's modulus determination in cross-ply composites using an embedded aramid fibre strain sensor. *Compos Part A–Appl Sci Manuf* 1998;29(11):1363–9.
- [158] Nielsen AS, Pyrz R. A Raman study into the effect of transcrystallisation on thermal stresses in embedded single fibres. *J Mater Sci* 2003;38(3):597–601.
- [159] Nielsen AS, Pyrz R. A novel approach to measure local strains in polymer matrix systems using polarised Raman microscopy. *Compos Sci Technol* 2002;62(16):2219–27.
- [160] Chung DDL. Continuous carbon fiber polymer-matrix composites and their joints, studied by electrical measurements. *Polym Compos* 2001;22(2):250–70.
- [161] Wang SK, Mei Z, Chung DDL. Interlaminar damage in carbon fiber polymer-matrix composites, studied by electrical resistance measurement. *Int J Adhes Adhes* 2001;21(6):465–71.
- [162] Wang SK, Kowalik DP, Chung DDL. Self-sensing attained in carbon-fiber-polymer-matrix structural composites by using the interlaminar interface as a sensor. *Smart Mater Struct* 2004;13(3): 570–92.
- [163] Mei Z, Chung DDL. Thermal stress-induced thermoplastic composite debonding, studied by contact electrical resistance measurement. *Int J Adhes Adhes* 2000;20(2):135–9.

- [164] Kim YK, Daniel IM. Cure cycle effect on composite structures manufactured by resin transfer molding. *J Compos Mater* 2002; 36(14):1725–43.
- [165] Sorensen L, Gmu¨ r T, Botsis J. Residual strain development in laminated thermoplastic composites measured using fibre Bragg grating sensors. In: *Proceedings of CompTest 2004 conference*. Bristol, UK, 21–23 September 2004. p. 145–46.
- [166] Vlekken J, Parlevliet PP. Fibre Bragg grating sensors for monitoring thermoplastic composite processing. November 2004, personal communication.
- [167] Zhou G, Sim LM. Damage detection and assessment in fibereinforced composite structures with embedded fibre optic sensors – Review. *Smart Mater Struct* 2002;11(6):925–39.
- [168] Leng JS, Asundi A. Real-time cure monitoring of smart composite materials using extrinsic Fabry–Perot interferometer and fiber Bragg grating sensors. *Smart Mater Struct* 2002;11(2):249–55.
- [169] Lai L, Carman G, Chiou S, Kukuchek P, Echternach D. Processing monitoring of carbon phenolic composites using smart sensors. *Smart Mater Struct* 1995;4(2):118–25.
- [170] Kalamkarov AL, Fitzgerald SB, MacDonald DO. The use of Fabry–Perot fiber optic sensors to monitor residual strains during pultrusion of FRP composites. *Compos Part B–Eng* 1999;30(2): 167–75.
- [171] Okabe Y, Yashiro S, Kosaka T, Takeda N. Detection of transverse cracks in CFRP composites using embedded fiber Bragg grating sensors. *Smart Mater Struct* 2000;9(6):832–8.
- [172] Okabe Y, Mizutani T, Yashiro S, Takeda N. Detection of microscopic damages in composite laminates with embedded small-diameter fiber Bragg grating sensors. *Compos Sci Technol* 2002;62(7–8):951–8.
- [173] Fibre Bragg Grating Technology. Available at: <http://www.fos-s.be/fos%2Ds/>.
- [174] Okabe Y, Yashiro S, Tsuji R, Mizutani T, Takeda N. Effect of thermal residual stress on the reflection spectrum from fiber Bragg grating sensors embedded in CFRP laminates. *Compos Part A– Appl Sci Manuf* 2002;33(7):991–9.
- [175] Thomas Sorensen LG, Botsis John. Long FBG sensor characterization of residual strains in AS4/PPS thermoplastic laminates. In: *International symposium on smart structures and materials*. Proc SPIE, vol. 5384. San Diego, CA, USA: SPIE; 2004. p. 267–78.
- [176] Shivakumar K, Bhargava A. Failure mechanics of a composite laminate embedded with a fiber optic sensor. *J Compos Mater* 2005; 39(9):777–98.
- [177] Schnack E, Meske R. *Eigenspannungen bei viskoelastischen Verbundwerkstoffen*. Karlsruhe, Germany: Institut fuer Technische Mechanik/Festigkeitslehre Universitaet Karlsruhe; 1996, p. 123.

- [178] Meske R, Schnack E. Stress analysis of carbon-fiber reinforced polymeric materials by means of X-ray diffraction from fillers – micromechanical model and experimental results. In: Ecrs 5: Proceedings of the fifth European conference on residual stresses; 2000. p. 217–22.
- [179] Benedikt B, Kumosa M, Predecki PK, Kumosa L, Castelli MG, Sutter JK. An analysis of residual thermal stresses in a unidirectional graphite/PMR-15 composite based on X-ray diffraction measurements. *Compos Sci Technol* 2001;61(14):1977–94.
- [180] Hauk V. Structural and residual stress analysis by X-ray diffraction on polymeric materials and composites. *Materialwissenschaft Und Werkstofftechnik* 1999;30(7):377–84.
- [181] Han B, Post D, Ifju P. Moire interferometry for engineering mechanics: current practices and future developments. *J Strain Anal Eng Des* 2001;36(1):101–17.
- [182] Ifju PG, Kilday BC, Niu XK, Liu SC. A novel method to measure residual stresses in laminated composites. *J Compos Mater* 1999; 33(16):1511–24.
- [183] Ifju PG, Niu X, Kilday BC, Liu SC, Ettinger SM. Residual strain measurement in composites using the cure-referencing method. *Exp Mech* 2000;40(1):22–30.
- [184] Cowley KD, Beaumont PWR. The measurement and prediction of residual stresses in carbon–fibre/polymer composites. *Compos Sci Technol* 1997;57(11):1445–55.
- [185] Nairn JA, Zoller P. The development of residual thermal stresses in amorphous and semicrystalline thermoplastic matrix composites. In: Proceedings of toughened composites conference, Houston, TX, USA, 13–15 March 1985. p. 328–41.
- [186] Timmerman JF, Hayes BS, Seferis JC. Cure temperature effects on cryogenic microcracking of polymeric composite materials. *Polym Compos* 2003;24(1):132–9.
- [187] Jeronimidis G, Parkyn AT. Residual-stresses in carbon fiber– thermoplastic matrix laminates. *J Compos Mater* 1988;22(5):401–15.
- [188] Barnes JA, Byerly GE. The formation of residual-stresses in laminated thermoplastic composites. *Compos Sci Technol* 1994; 51(4):479–94.
- [189] Manson JAE, Seferis JC. Process simulated laminate (Psl) – A methodology to internal-stress characterization in advanced composite-materials. *J Compos Mater* 1992;26(3):405–31.
- [190] Papadopoulos DS, Bowles KJ. Use of unbalanced laminates as a screening method for microcracking. In: Proceedings of 35th international SAMPE symposium conference. Anaheim, California, April 2–5, 1990. p. 15.
- [191] Twigg G, Poursartip A, Fernlund G. Tool-part interaction in composites processing. Part I: Experimental investigation and analytical model. *Compos Part A–Appl Sci Manuf* 2004;35(1): 121–33.
- [192] Unger WJ, Hansen JS. The effect of cooling rate and annealing on residual stress development in graphite fibre reinforced PEEK laminates. *J Compos Mater* 1993;29:108–37.

- [193] Parlevliet PP, Bersee HEN, Beukers A. Residual stresses in thermoplastic composites: Experimental techniques. In: Proceedings of ICCM-15 conference. Durban, South Africa, 27 June–1 July 2005.
- [194] Lawrence WE, Manson JAE, Seferis JC. Thermal and morphological skin core effects in processing of thermoplastic composites. *Composites* 1990;21(6):475–80.
- [195] Youssef Y, Denault J. Thermoformed glass fiber reinforced polypropylene: Microstructure, mechanical properties and residual stresses. *Polym Compos* 1998;19(3):301–9.
- [196] Gascoigne HE. Residual surface stresses in laminated crossply fiber–epoxy composite-materials. *Exp Mech* 1994;34(1):27– 36. 664 P.P. Parlevliet et al. / *Composites: Part A* 38 (2007) 651–665
- [197] Deshpande AP, Seferis JC. Processing characteristics in different semi-crystalline thermoplastic composites using process simulated laminate (PSL) methodology. *J Thermoplast Compos Mater* 1996; 9(2):183–98.
- [198] Soete.W.(1949).Measurement and Relaxation of Residual Stress, *Sheet Met. Ind.*26(266):1269–1281.
- [199] Bert,C.W.and Thompson,G.L.(1968).A Method for Measuring Planar Residual Stresses in Rectangular Orthotropic Materials, *Journal of Composite Materials*, 2(2):244-253.
- [200] Lake,B.R.,Appl.F.J. and Bert, C.W. (1970). An Investigation of the Hole-Drilling Technique for Measuring Planar Residual Stress in Rectangularly Orthotropic Materials, *Experimental Mechanics*, pp. 233–239.
- [201] Lu, J.,Niku-Lari, A and Flavenot, J.F. (1985). Recents developpements De La Mesure Des Contraintes Residuelles Par Perc age Incremental,*Materiaux et Techniques*, December.
- [202] Makino A, Nelson D. Residual stress determination by single-axis holographic interferometry and hole drilling – Part I: Theory. *Exp Mech* 1994:66–78.
- [203] Wu Z, Lu J. Study of surface residual stress by three-dimensional displacement data at a single point in hole drilling method. *J Eng Mater Technol–Trans ASME* 2000;122(2):215–20.
- [204] Schajer GS, Steinzig M. Full-field calculation of hole drilling residual stresses from electronic speckle pattern interferometry data. *Exp Mech* 2005;45(6):526–32.