ΕΘΝΙΚΟ ΜΕΤΣΟΒΙΟ ΠΟΛΥΤΕΧΝΕΙΟ

ΤΜΗΜΑ ΜΗΧΑΝΟΛΟΓΩΝ ΜΗΧΑΝΙΚΩΝ

ΤΟΜΕΑΣ ΤΕΧΝΟΛΟΓΙΑΣ ΤΩΝ ΚΑΤΕΡΓΑΣΙΩΝ

ΔΙΠΛΩΜΑΤΙΚΗ ΕΡΓΑΣΙΑ

ΑΝΤΩΝΙΟΣ Π. ΚΩΤΤΗΣ

ΘΕΜΑ

"Μελέτη των ρηγματώσεων σε πλαστικούς σωλήνες"

Καθηγητής: Δ. Μανωλάκος

Αθήνα, 2010

Θα ήθελα να ευχαριστήσω θερμά όσους συνέδραμαν στην εκπόνηση αυτής της εργασίας και συγκεκριμένα:

Τον κ Δ. Μανωλάκο, καθηγητή του Τομέα Τεχνολογίας των Κατεργασιών του Εθνικού Μετσοβίου Πολυτεχνείου για τη συμπαράστασή του και το ευχάριστο εργασιακό περιβάλλον που προσέφερε.Τον κο. Γ. Κουζίλο, υποψήφιο διδάκτορα και μηχανικό του Εθνικού Μετσοβίου Πολυτεχνείου για τη βοήθεια, καθοδήγηση και συμπαράστασή του, καθώς και για την πολύ καλή συνεργασία που παρείχε κατά τη διάρκεια της διεξαγωγής της εργασίας.

Πρόλογος

Η εργασία αυτή αποτελεί τη διπλωματική εργασία για την απόκτηση του διπλώματος του Μηχανολόγου Μηχανικού από το Εθνικό Μετσόβιο Πολυτεχνείο. Κύριο αντικείμενο αυτής της εργασίας είναι η μελέτη ρηγματώσεων πλαστικών σωλήνων.

Στο πρώτο κεφάλαιο γίνεται αναφορά στα πολυμερή πλαστικά, κυρίως στη δομή τους και την κρυσταλλικότητά τους.

Στο δεύτερο κεφάλαιο πραγματοποιείται περιγραφή της μηχανικής αστοχίας των πολυμερών λόγω διαρροής, καθώς και τα φαινόμενα θραύσης, κόπωσης και αντοχή πλαστικών στην κρούση.

Στο τρίτο κεφάλαιο γίνεται περιγραφή των ιδιοτήτων και εφαρμογών των πλαστικών σωλήνων υψηλής πυκνότητας πολυαιθυλενίου HDPE, καθώς και τα φαινόμενα αστοχίας που εμφανίζουν αυτοί.

Τέλος, στο τέταρτο κεφάλαιο μελετάται θεωρητικά η ρηγμάτωση αγωγών HDPE σε σπονδυλωτές γέφυρες και γίνεται αποτίμηση του μηχανισμού ρηγμάτωσης για τη γέφυρα Mid Bay καθώς και της γέφυρας Sunshine Skyway.

ΠΕΡΙΕΧΟΜΕΝΑ

Πρόλογος…..……..……..……..….1

Περιεχόμενα……..……...…2

Περίληψη……..6

1. ΠΟΛΥΜΕΡΗ…….9

1.1. Εισαγωγή……9

1.2. Μόρια Πολυμερών…….....11

1.3. Μοριακό σχήμα……..16

1.4. Μοριακή Δομή……..19

1.4.1. Γραμμικά πολυμερή……...20

1.4.2. Διακλαδωμένα πολυμερή……...20

1.4.3. Διασταυρωμένα πολυμερή…….....21

1.4.4. Δικτυωμένα πολυμερή……...22

1.4.5. Διαμορφώσεις των μορίων…….....22

1.4.6. Στερεοϊσομέρεια……24

1.5. Συμπολυμερή……26

1.6. Κρυσταλλικότητα των πολυμερών……...28

1.7. Πολυμερικοί κρύσταλλοι……..31

2. Μηχανική Αστοχία των Πολυμερών……..36

2.1. Το φαινόμενο της ενδώσεως ή διαρροής (yielding) των πολυμερών……37

2.1.1. Η φαινομενολογία της διαρροής των πολυμερών……..40

2.2. Ορισμένα χαρακτηριστικά της διεργασίας διαρροής και ψυχρής έλασης….47

2.3. Φαινόμενα θραύσης των πολυμερών…….50

2.3.1. Η μικροσκοπική και η μακροσκοπική προσέγγιση της θραύσης των πολυμερών…….50

2.3.2. Η έννοια της ρωγμής και της συγκέντρωσης τάσης……..52

2.3.3. Η συμπεριφορά των πλαστικών στη θραύση…….54

2.3.4. Πορώδεις ρωγμές……...58

2.4. Στατική κόπωση των πλαστικών……63

2.5. Δυναμική κόπωση των πλαστικών……66

2.6. Η αντοχή των πλαστικών στην κρούση…….70

2.6.1 Παράγοντες που επηρεάζουν την αντοχή σε κρούση……71

2.6.2 Τα ανθεκτικά στην κρούση κράματα πολυμερών…….74

3. Ρηγμάτωση αγωγών HDPE ……...……...77

3.1 Εισαγωγή……..….77

3.2 Υλικό σωλήνων……..…78

3.3 Εφαρμογή HDPE σωλήνων……..…….79

3.4 Ρωγμές προϊόντων HDPE…….82

3.5 Μηχανισμοί ρωγμών……..……..……..88

3.5.1 Μικροσκοπικό μοντέλο κατά Lustiger ……..……..…..88

3.5.2 Crazing - Ράγισμα…….……..…….91

3.5.3 Ρηγμάτωση λόγω περιβαλλοντολογικών συνθηκών…….……93

3.5.4 Ρηγμάτωση λόγω κόπωσης……..…….94

3.6 Δοκιμές ρηγμάτωσης τύπου LC……...96

3.7 Παραμένουσα τάση……..……...……...103

3.8 Μέθοδοι πρόβλεψης χρόνου ζωής των σωλήνων…….…….….107

3.8.1 Μέθοδος μηχανικής θραύσης……108

3.8.2 Μέθοδος μετατόπισης……...…109

3.8.3 Μέθοδος διαδικασίας ρυθμού RPM……..……111

4. Ρηγμάτωση αγωγών HDPE σε Σπονδυλωτές Γέφυρες ……...116

4.1 Εισαγωγή…….…...116

4.2 Υπόβαθρο…….….....117

4.2.1 Σπονδυλωτές γέφυρες……..…...…117

4.2.2 Αστοχίες τενόντων των σπονδυλωτών γεφυρών…….....…..120

4.2.3 Μηχανισμός διάβρωσης……...…..122

4.3 HDPE Αγωγοί της παρούσας μελέτης …….……...123

4.4 Αποτίμηση του μηχανισμού ρηγμάτωσης…….……..…125

4.4.1 Εισαγωγή……...…125

4.4.2 Μακροσκοπική και μικροσκοπική αξιολόγηση……..…126

4.4.2.1 Ρηγματωμένα δείγματα από την MB γέφυρα……....127

4.4.2.2 Δείγματα ρωγμής από τη SSK γέφυρα……...139

4.4.3 Περίληψη της αξιολόγησης του μηχανισμου θραύσης….……....…..142

4.5 Ιδιότητες αγωγού HDPE …….……....…...144

4.5.1 Προδιαγραφές για HDPE υλικά……..…...……144

4.5.2 Προδιαγραφές που απαιτούνται για τους αγωγούς…….149

4.5.3 Πειραματικά αποτελέσματα για HDPE……...……...152

4.5.4 Συσχέτιση της SCR με άλλες ιδιότητες του υλικού τω αγωγών HDPE……..……...…..154

4.5.5 Συνιστώμενη προδιαγραφή……...……155

4.6 Εκτίμηση εντατικού πεδίου σε HDPE αγωγούς……..……..157

4.6.1 Τάσεις λόγο θερμοκρασιακών μεταβολών……..…….…..157

4.6.1.1 Εργαστηριακό μοντέλο……..……...…….…157

4.6.1.2 Πειραματικά αποτελέσματα…….……...……..159

4.6.1.3 Ανάλυση με χρήση πεπερασμένων στοιχείων..……...……..160

4.6.2 Παραμένουσες τάσεις……..……..….164

4.7 Αστοχία λόγώ κόπωσης……..……..…….167

4.7.1 Τεστ κόπωσης……...……..…..……...167

4.7.2 Συζήτηση των αποτελεσμάτων σε δοκιμές κόπωσης……..….……169

5. Συμπέρασμα…..……...…….……172

6. Βιβλιογραφία ……....175

Μελέτη των ρηγματώσεων σε πλαστικούς σωλήνες.

Περίληψη

Πειραματική Μελέτη των τάσεων και των παραμορφώσεων σε πλαστικούς σωλήνες

Η ρηγμάτωση αγωγών (stress cracking) εξελίσσεται ως μια από τις κυριότερες μορφές αστοχίας για τους σωλήνες και κυρίως για τους σωλήνες πολυαιθυλενίου υψηλής πυκνότητας (HDPE). Η (Sc) χαρακτηρίζεται από ψαθυρή αστοχία ,η οποία επέρχεται σε επίπεδα χαμηλότερων τάσεων από την βραχυπρόθεσμη (αυτή που μετράται με κλασσικές δοκιμές στα εργαστήρια) μηχανική αντοχή του υλικού. Αυτός ο τύπος ρηγμάτωσης (SC) έχει παρατηρηθεί σε δύο τύπους HDPE σωλήνων: Στους αγωγούς HDPE που χρησιμοποιούνται στις σπονδυλωτές γέφυρες και σε αυλακωτούς αγωγούς HDPE αποστράγγισης. Στα επόμενα κεφάλαια αναλύονται τα αίτια αυτής της ρηγμάτωσης(SC) και εκτιμάται η αντίσταση των 2 παραπάνω τύπων αγωγών σε αυτή (SCR)

Διαμήκεις ρωγμές έχουν παρατηρηθεί σε αγωγούς HDPE ως αποτέλεσμα εφαπρομενικών (circimferential) που προκαλούνται από κύκλους εναλλαγής θερμοκρασίας (στο πεδίο) και απομένουσες τάσεις στο σωλήνα. Αντιθέτως , οι περιφερειακές ρωγμές στους αυλακωτούς σωλήνες HDPE προκλήθηκαν από διαμήκεις πιέσεις λόγω κάμψης και παραμενουσών τάσεων στον σωλήνα. Η πλειοψηφία των επιφανειών θραύσης χαρακτηρίζεται από ινώδη δομή, γεγονός που καταδεικνύει έναν αργό μηχανισμό διάδοσης της διάρρηξης (SCG). Η μελέτη επιβεβαίωσε ότι η δοκιμή NCTL (notched constant tensile load) μπορεί αποτελεσματικά να διακρίνει το SCR διαφορετικών HDPE αγωγών και για αυτό το λόγο ενσωματώνεται στη συνιστώμενες προδιαγραφές για τον ποιοτικό έλεγχο HDPE των αγωγών. Δεδομένου ότι οι γραμμές κόπωσης παρατηρήθηκαν στην

επιφάνεια θραύσης, οι δοκιμές κόπωσης υιοθετήθηκαν ως μέθοδοι για να υπολογίσουν τη διάρκεια ζωής του αγωγού κάτω από τη θερμική ανακυκλιζόμενη φόρτωση στο πεδιο. Για τους αυλακωτούς HDPE σωλήνες, η αξιολόγηση SCR εστίασε στον επεξεργασμένο σωλήνα προκειμένου να συγκεραστούν τα εξελισσόμενα φαινόμενα. Δύο μέθοδοι δοκιμής αναπτύχθηκαν και αξιολογήθηκαν στην παρακάτω μελέτη, δηλαδή σε liner γραμμικές και junction αρθρωτές δοκιμές. Η πρώτη δοκιμή χρησιμοποιεί τα δείγματα με εγκοπές για να παραγάγει τους σύντομους και συνεπείς χρόνους αστοχίας, και είναι κατάλληλη για QA/QC. Η δεύτερη μελετάει τον κόμβο, όπου παρατηρείται το πεδίο ρωγμών. Κατά συνέπεια, τα δεδομενα της δεύτερης δοκιμής χρησιμοποιήθηκαν για την πρόβλεψη του μακροπρόθεσμου SCR του σωλήνα, και ως πιο αξιόπιστη μέθοδος θεωρήθηκε η RPM(rate processing method)

Κεφάλαιο 1

ΠΟΛΥΜΕΡΗ

1.1. Εισαγωγή

Τα πολυμερή που απαντώνται στη φύση αυτά που προέρχονται από φυτά και ζώα -έχουν χρησιμοποιηθεί για πολλούς αιώνες. Τα υλικά αυτά περιλαμβάνουν το ξύλο, το καουτσούκ, το βαμβάκι, το μαλλί, το δέρμα και το μετάξι. Άλλα φυσικά πολυμερή όπως οι πρωτεΐνες τα ένζυμα, το άμυλο κι η κυτταρίνη (κελλουλόζη), είναι σημαντικά στις βιολογικές και φυσιολογικές διεργασίες στα φυτά και τα ζώα. Σύγχρονα επιστημονικά ερευνητικά εργαλεία έχουν κάνει δυνατή την εξακρίβωση της μοριακής δομής αυτής ομάδας υλικών και την ανάπτυξη πολυάριθμων πολυμερών, τα οποία συντίθενται από μικρά οργανικά μόρια. Στην πραγματικότητα, από τη λήξη του Δευτέρου Παγκοσμίου Πολέμου, στο πεδίο των υλικών έχει ουσιαστικά σημειωθεί επανάσταση με την άφιξη των συνθετικών πολυμερών. Τα συνθετικά, μπορούν να παραχθούν φθηνά, και οι ιδιότητες τους είναι εύκολο να ελεχθούν σε βαθμό που πολλά να είναι ανώτερα από τα αντίστοιχα φυσικά. Σε πολλές εφαρμογές εξαρτήματα από μέταλλο και ξύλο έχουν αντικατασταθεί από πλαστικά, τα οποία έχουν ικανοποιητικές ιδιότητες και μπορούν να παραχθούν με χαμηλό κόστος.

Όπως με τα μέταλλα και τα κεραμικά, οι ιδιότητες των πολυμερών είναι περίπλοκα συνδεδεμένες με τα δομικά στοιχεία του υλικού. Το κεφάλαιο αυτό διερευνά τις μοριακές και κρυσταλλικές δομές των πολυμερών.

Τα περισσότερα πολυμερή αποτελούνται από πολύ μεγάλα μόρια -αλυσίδες ατόμων άνθρακα, στα οποία συνδέονται διάφορα άτομα ή ρίζες. Τα μακρομόρια αυτά μπορούν να γίνουν αντιληπτά ότι αποτελούνται από ομάδες μονομερών, μικρότερες δομικές μονάδες, οι οποίες επαναλαμβάνονται κατά μήκος της αλυσίδας. Παρουσιάστηκε η δομή μερικών από τα χημικώς απλά πολυμερή (π.χ. πολυαιθυλένιο, πολυβινυλοχλωρίδιο και πολυπροπυλένιο).

Τα μοριακά βάρη για υψιπολυμερή μπορούν να ξεπερνούν το ένα εκατομμύριο. Εφόσον όλα τα πολυμερή δεν είναι όλα του ιδίου μεγέθους, υπάρχει μια κατανομή μοριακών βαρών. Το μήκος των αλυσίδων μπορεί επίσης να διευκρινιστεί με το βαθμό πολυμερισμού, τον αριθμλό ομάδων μονομερών ανά μέσο μόριο.

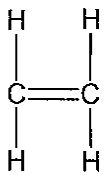
Συζητήθηκαν αρκετά μοριακά χαρακτηριστικά που έχουν επίδραση στις ιδιότητες των πολυμερών. Η μοριακή διαπλοκή συμβαίνει όταν οι αλυσίδες λαμβάνουν συνεστραμμένα, περιελιγμένα, ή έκκεντρα σχήματα ή περιγράμματα (contours). Αναφορικά με τη μιοριακή δομή, πλέον των ισοτακτικών, συνδιοτακτικών και ατακτικών στερεοϊσομερών και των eis και trans γεωμετρικών ισομερών, είναι δυνατές οι γραμμικές, διακλαδωμένες, διασταυρωμένες, και δικτυωμένες δομές. Στα είδη συμπολυμερών περιλαμβάνονται τα τυχαίας δομής και τα εναλλασσόμενης δομής, τα μπλοκ και τα συμπολυμερή εμβολιασμού.

Όταν η συσσώρευση (πακετάρισμα) των μοριακών αλυσίδων είναι τέτοιο ώστε να παράγει μια τακτική ατομική διαμόρφωση, λέμε ότι υπάρχει η συνθήκη της κρυσταλλι-κότητας. Εκτός από τα πλήρως άμορφα, τα πολυμερή μπορούν να εμφανίζουν ουσιαστικά πλήρη και μερική κρυσταλλικότητα. Στη δεύτερη περίπτωση, οι κρυσταλλικές περιοχές διασπείρονται μεταξύ των άμορφων

περιοχών. Η κρυσταλλικότητα διευκολύνεται στα απλά από χημικής πλευράς πολυμερή που έχουν κανονική και συμμετρική δομή αλυσίδας. Οι μονοκρύσταλλοι πολυμερών μπορούν να αναπτύσσονται από αραιά διαλύματα σαν λεπτά πλακίδια που έχουν δομή αναδιπλωμένης αλυσίδας. Πολλά ημι-κρυσταλλικά πολυμερή σχηματίζουν σφαιρουλίτες. Κάθε σφαιρουλίτης αποτελείται από ένα σύνολο κρυσταλλιτών που σχηματίζουν ταινιοειδείς φυλλώδεις δομές αναδιπλωμένης αλυσίδας, οι οποίες αναπτύσσονται ακτινωτά από το κέντρο προς τα έξω.

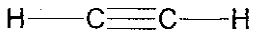
1.2. Μόρια Πολυμερών

Εφόσον τα περισσότερα μόρια είναι οργανικά στη φύση τους, επανεξετάζουμε σύντομα μερικές από τις βασικές έννοιες που σχετίζονται με τη δομή των μορίων τους. Αρχικά, πολλά οργανικά υλικά είναι υδρογονάνθρακες, δηλαδή, αποτελούνται από άνθρακα και υδρογόνο. Επιπλέον, οι ενδομοριακοί δεσμοί είναι ομοιοπολικοί. Κάθε άτομο άνθρακα έχει τέσσερα ηλεκτρόνια που μπορούν να παίρνουν μέρος σε ομοιοπολικούς δεσμούς, ενώ κάθε άτομο υδρογόνου έχει μόνο ένα δεσμικό ηλεκτρόνιο. Ένας απλός ομοιοπολικός δεσμός υφίσταται όταν κάθε ένα από τα δύο συνδεόμενα άτομα συνεισφέρει από ένα ηλεκτρόνιο, όπως παρίσταται σχηματικά στο Σχήμα 1.2.α για το μόριο του αιθυλενίου, το οποίο έχει το χημικό τύπο C_2H_4 τα δύο άτομα άνθρακα είναι συνδεμένα με διπλό δεσμό μεταξύ τους, και το κάθε ένα είναι επίσης συνδεδεμένο με δύο άτομα υδρογόνου όπως παρίσταται από το συντακτικό τύπο



Σχήμα 1.2.α : Συντακτικός τύπος C_2H_4

που — και = υποδηλώνουν απλούς και διπλούς ομοιοπολικούς δεσμούς, αντίστοιχα. Ένα παράδειγμα τριπλού δεσμού υπάρχει στο ακετυλένιο, C_2H_2:



Σχήμα 1.2.β : Συντακτικός τύπος τριπλού δεσμού C_2H_2:

Τα μόρια που έχουν διπλούς και τριπλούς δεσμούς ονομάζονται **ακόρεστα,** δηλαδή κάθε άτομο άνθρακα δεν συνδέεται με το μέγιστο αριθμό (τέσσερα) άλλων ατόμων. Για ένα ακόρεστο άτομο, ένας διπλός δεσμός μπορεί να γίνει αντιληπτός ότι αποτελείται από δύο απλούς δεσμούς. Η μετακίνηση ενός από τους δύο δεσμούς γύρω από το άτομο άνθρακα, επιτρέπει την προσθήκη ενός ακόμη ατόμου ή ομάδας ατόμων στο αρχικό μόριο. Φυσικά, σε ένα **κορεσμένο** υδρογονάνθρακα όλοι οι δεσμοί είναι απλοί (και κορεσμένοι) και κανένα νέο άτομο δεν μπορεί να συνδεθεί χωρίς τη μετακίνηση άλλων που είναι ήδη συνδεδεμένα.

Μερικοί από τους απλούς υδρογονάνθρακες ανήκουν στην οικογένεια των παραφινών. Τα μόρια των παραφινών που μοιάζουν με αλυσίδες περιλαμβάνουν το μεθάνιο(CH_4), αιθάνιο (C_2H_4), προπάνιο (C_3H_8) και βουτάνιο(O_4H_{10}). Οι συστάσεις

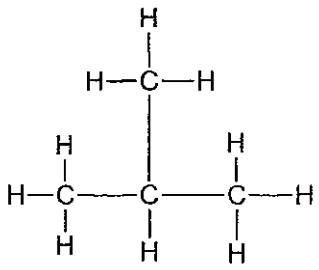
και η μοριακή δομή των μορίων των παραφινών περιλαμβάνονται στον Πίνακα 1.2.1. Οι όμοιοπολικοί δεσμοί σε κάθε μόριο είναι ισχυροί αλλά μόνο ασθενείς δεσμοί υδρογόνου και δεσμοί van der Waals υπάρχουν μεταξύ μορίων και συνεπώς, οι υδρογονάνθρακες αυτοί έχουν σχετικά χαμηλά σημεία τήξης και βρασμού. Οι θερμοκρασίες βρασμού όμως, αυξάνονται με την αύξηση του μοριακού βάρους (Πίνακας 1.2.1).

Τα μόρια των υδρογονανθράκων με την ίδια σύσταση μπορούν να έχουν διαφορετική διευθέτηση των ατόμων τους, ένα φαινόμενο που ονομάζεται **ισομέρεια.** Για παράδειγμα, υπάρχουν δύο ισομερή του βουτανίου. Το κανονικό βουτάνιο έχει τη δομή:

Ονομασία	Σ		Σημείο βρασμού (°C)
Μεθάνιο			-164
Αιθάνιο	C_2H_4		-88.6
Προπάνιο	C_3H_8		-42.4
Βουτάνιο	C_4H_{10}	.	-0.5
Πεντάνιο	C_5H_{12}	.	36.1
Εξάνιο	C_6H_{14}	.	69.0

Πίνακας 1.2.1: Σύσταση και μοριακή δομή για μερικές ενώσεις παραφινών CnH_2n+1

ενώ ένα μόριο ισοβουτανίου παρίσταται ως εξής:



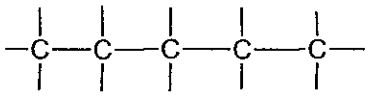
Σχήμα 1.2.γ: Μόριο ισοβουτανίου

Μερικές από τις φυσικές ιδιότητες των υδρογονανθράκων εξαρτώνται από την ισομέρεια. Για παράδειγμα, οι θερμοκρασίες βρασμού για το κανονικό βουτάνιο και το ισοβουτάνιο είναι -0.5^{o} C και -12.3° C αντίστοιχα.

Υπάρχουν πολυάριθμες άλλες οργανικές ομάδες, πολλές από τις οποίες υπεισέρχονται στις δομές των πολυμερών. Μερικές από τις συνηθέστερες οικογένειες αντιπροσωπεύονται στον Πίνακα 15.2, ενώ R και R.' αντιπροσωπεύουν οργανικές ρίζες-ομάδες δηλαδή, ατόμων που παραμένουν ως μια ομάδα και διατηρούν την ταυτότητα τους κατά τη διάρκεια των χημικών αντιδράσεων. Παραδείγματα ριζών που συνδέονται με απλούς δεσμούς είναι οι CH_3 (μεθυλ-), C_2H_5 (αιθυλ-), (C_6H_5 (φαινυλ-) ομάδες.

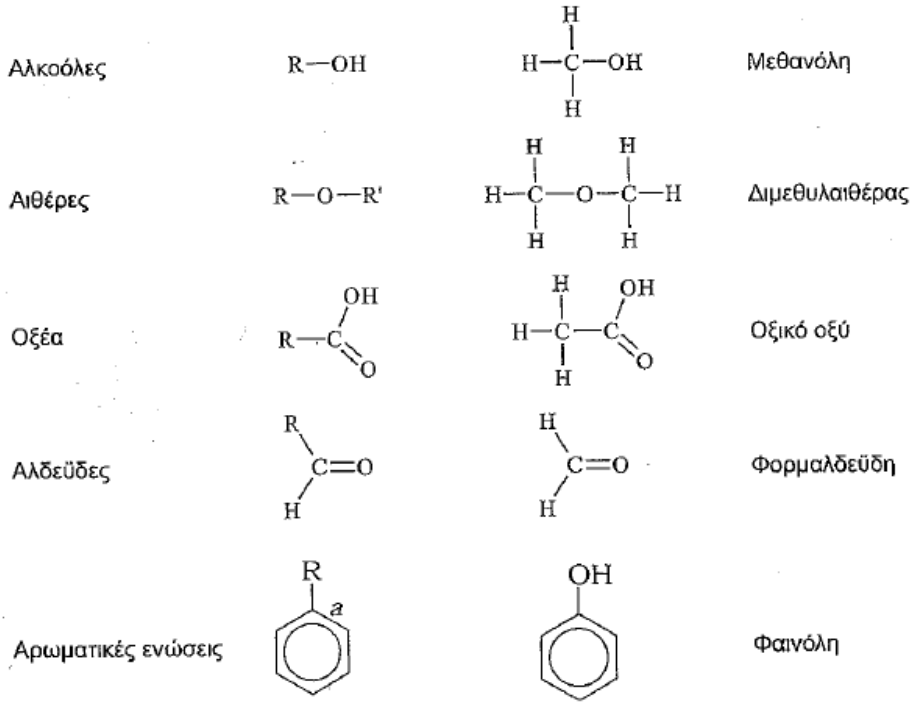
Τα μόρια στα πολυμερή είναι γιγαντιαία σε σύγκριση με τα μόρια των υδρογονανθράκων που έχουν συζητηθεί μέχρι τώρα. Λόγω του μεγέθους τους συχνά αναφέρονται σαν μακρομόρια. Με κάθε μόριο, τα άτομα συνδέονται μεταξύ τους με

ομοιοπολικούς δεσμούς μεταξύ ατόμων. Για τα περισσότερα πολυμερή, τα μόρια αυτά βρίσκονται στη μορφή μακριών και εύκαμπτων αλυσίδων, των οποίων ο σκελετός είναι μια γραμμή από άτομα ανθράκων. Πολλές φορές κάθε άτομο άνθρακα συνδέεται με απλό δεσμό με δύο γειτονικούς άνθρακες στην κάθε πλευρά του, που παρίστανται σχηματικά ως εξής:



Σχήμα 1.2.δ: Άτομο άνθρακα με σύνδεση γειτονικού άνθρακα

Κάθε ένα από τα δύο εναπομένοντα ηλεκτρόνια σθένους για κάθε άτομο άνθρακα μπορεί να υπεισέρχεται σε πλευρικούς δεσμούς με άτομα ή ρίζες που τοποθετούνται γειτονικά με την αλυσίδα. Φυσικά, τόσο οι αλυσίδες και οι διπλοί δεσμοί είναι επίσης δυνατοί.



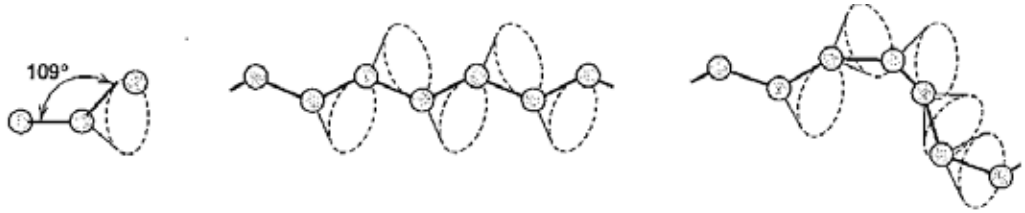
Πίνακας 1.2.2: Μερικές από τις συνήθεις οργανικές ομάδες

Τα επιμήκη αυτά μόρια αποτελούνται από δομικές ομάδες που καλούνται ομάδες μονομερών και οι οποίες επαναλαμβάνονται διαδοχικά κατά μήκος της αλυσίδας. Στον αγγλικό όρο, το συνθετικό "mer" προέρχεται από την ελληνική λέξη "μέρος". Μια μοναδική ομάδα μονομερούς (mer) καλείται απλά μονομερές. Ο όρος πολυμερές χρησιμοποιήθηκε για να υποδηλώσει πολλές ομάδες μονομερών. Ο όρος "ομάδα μονομέρους (mer)" υποδηλώνει την επαναλαμβανόμενη ομάδα σε μια πολυμερική αλυσίδα ενώ ο απλός όρος "μονομερές" χρησιμοποιείται με την έννοια του μορίου που συγκροτεί μια ομάδα μονομερούς.

1.3. Μοριακό σχήμα

Δεν υπάρχει λόγος να υποθέσουμε ότι τα μόρια των πολυμερικών αλυσίδων είναι αυστηρά ευθύγραμμα, αν παραβλέψουμε τη διαμόρφωση ζιγκ-ζαγκ του σκελετού των ατόμων. Οι απλοί δεσμοί είναι ικανοί να περιστρέφονται και να κάμπτονται στις τρεις διαστάσεις. Ας θεωρήσουμε τα άτομα των αλυσίδων στο

Σχήμα 13.α. Ένα τρίτο άτομο άνθρακα μπορεί να βρίσκεται σε κάθε σημείο του κώνου περιστροφής και να εξακολουθεί να βρίσκεται σε γωνία των 109° με το δεσμό μεταξύ των δύο άλλων ατόμων. Όταν τοποθετούνται διαδοχικά άτομα αλυσίδας όπως στο Σχήμα 1.3.β προκύπτει ένα τμήμα ευθείας αλυσίδας. Από την άλλη πλευρά, κάμψη και στρέψη είναι δυνατή όταν γίνεται περιστροφή των ατόμων των αλυσίδων σε άλλες θέσεις, όπως φαίνεται στο Σχήμα 1.3.γ. Συνεπώς, ένα άτομο μιας αλυσίδας που αποτελείται από πολλά άτομα αλυσίδας μπορούν να λαμβάνουν σχήμα παρόμοιο με εκείνο που σχηματικά αναπαρίσταται στο Σχήμα 1.3.δ, έχοντας ένα πλήθος κάμψεων, στρέψεων και εκκεντροτήτων . Επίσης, στο σχήμα αυτό φαίνεται η απόσταση μεταξύ των άκρων των πολυμερικών αλυσίδων, *τ*. Η απόσταση αυτή είναι πολύ μικρότερη από το συνολικό μήκος της αλυσίδας.



(α) (β) (γ)

Σχήμα 1.3α ,β ,γ: Σχηματική αναπαράσταση του τρόπου με τον οποίο το Σχημάτων μοριακών αλυσίδων επηρεάζεται από τη θέση των ατόμων άνθρακα του σκελετού (γεμάτοι κύκλοι). Στο (α), το δεξί άτομο άτομο μπορεί να βρίσκεται σε οποιοδήποτε σημείο του εστιγμένου κύκλου και να εξακολουθεί να βρίσκεται σε γωνία 109° με το δεσμό μεταξύ των δύο άλλων ατόμων. Ευθύγραμμα και διπλωμένα τμήματα αλυσίδων μπορούν να δημιουργηθούν όταν τα άτομα του σκελετού όπως στην περίπτωση (β) και (γ) αντίστοιχα.

Τα πολυμερή αποτελούνται από μεγάλους αριθμούς μοριακών αλυσίδων, κάθε μια από τις οποίες μπορεί να κάμπτεται, να περιελίσσεται και να διπλώνεται όπως στο Σχήμα 1.5.δ. Αυτό οδηγεί σε εκτεταμένη αλληλοδιείσδυση και διαπλοκή μεταξύ των γειτονικών μοριακών αλυσίδων, μια κατάσταση παρόμοια με εκείνη της πετονιάς ψαρέματος που έχει υποστεί απότομο τράβηγμα από το καρούλι του καλαμιού. Αυτές οι τυχαίες περιελίξεις και μοριακές διαπλοκές ευθύνονται για ένα αριθμό σημαντικών χαρακτηριστικών των πολυμερών, περιλαμβάνοντας και τις μεγάλες ελαστικές παραμορφώσεις που συναντώνται στα ελαστομερή.

Μερικά από τα μηχανικά και τα θερμικά χαρακτηριστικά των πολυμερών είναι συνάρτηση της ικανότητας τμημάτων των αλυσίδων να υφίστανται περιστροφή αποκρινόμενα σε εφαρμοζόμενες μηχανικές τάσεις ή θερμικές δονήσεις. Η ευελιξία περιστροφής εξαρτάται από τη δομή και τη χημεία του μονομερούς. Για παράδειγμα, η περιοχή ενός τμήματος αλυσίδας με διπλό δεσμό *(C=C)* είναι εντελώς άκαμπτη. Επίσης, εισαγωγή μιας ογκώδους (μεγάλης) πλευρικής ομάδας ατόμων περιορίζει την περιστροφική κίνηση.

Σχήμα 1.5.δ: Σχηματική αναπαράσταση ενός μορίου αλυσίδας πολυμερούς με διάφορες εκκεντρότητες και συστροφές που δημιουργούνται από περιστροφές των δεσμών των αλυσίδων. (Από L. R. G. Treloar, *The Physics of Rubber Elasticity*, 2nd Edition, Oxford University Pres, Oxford, 1958, p. 47)

1.4. Μοριακή Δομή

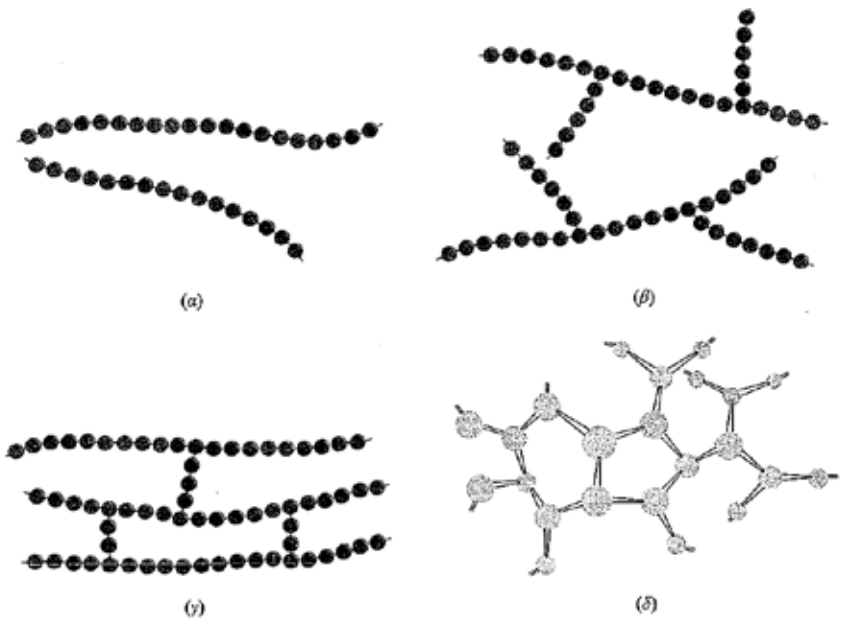
Τα φυσικά χαρακτηριστικά ενός πολυμερούς εξαρτώνται όχι μόνο από το μοριακό τους βάρος και σχήμα, αλλά και από τις διαφορές στη δομή των μοριακών αλυσίδων. Οι σύγχρονες τεχνικές σύνθεσης πολυμερών επιτρέπουν σημαντικό έλεγχο πάνω σε διάφορες δυνατές δομές. Στην ενότητα αυτή συζητούνται διάφορες μοριακές δομές περιλαμβανομένων των γραμμικών, των διακλαδιζομένων, των διασταυρωμένων και των δικτυωμένων, καθώς και διαφόρων ισομερών διαμορφώσεων.

1.4.1. Γραμμικά πολυμερή

Τα **γραμμικά πολυμερή** είναι εκείνα στα οποία οι ομάδες μονομερών συνδέονται μεταξύ τους από τα άκρα σε απλές αλυσίδες. Αυτές οι μακριές αλυσίδες είναι εύκαμπτες και μπορούν να γίνουν αντιληπτές σαν μια μάζα μακαρονιών, όπως φαίνεται σχηματικά στο Σχήμα 1.4.1.α, όπου κάθε κύκλος παριστά μια ομάδα μονομερούς. Στα γραμμικά πολυμερή υπάρχουν σε μεγάλο βαθμό δυνάμεις van der Waals μεταξύ των αλυσίδων. Μερικά από τα συνήθη πολυμερή που σχηματίζουν γραμμικές δομές είναι το πολυαιθυλένιο, το πολυβινυλοχλωρίδιο, το πολυστυρένιο, ο πολυμεθακρυλικός μεθυλεστέρας, το nylon και οι φθοράνθρακες.

1.4.2. Διακλαδωμένα πολυμερή

Μπορούν να συντεθούν πολυμερή στα οποία πλευρικές αλυσίδες συνδέονται με τις κύριες, όπως φαίνεται στο Σχήμα 1.4.2.α. Αυτές ονομάζονται **διακλαδωμένα πολυμερή.** Οι πλευρικές αλυσίδες (κλάδοι) που θεωρούνται μέρος του κυρίως σκελετού του μορίου, προέρχονται από πλευρικές αντιδράσεις που συμβαίνουν κατά τη σύνθεση του πολυμερούς. Η αποδοτικότητα στο πακετάρισμα των αλυσίδων μειώνεται με το σχηματισμό των πλευρικών αλυσίδων, πράγμα που συνεπάγεται τη μείωση της πυκνότητας του πολυμερούς. Τα πολυμερή που σχηματίζουν γραμμικές δομές μπορούν επίσης να είναι διακλαδωμένα.



Σχήμα 1.4.α,β,γ,δ: Σχηματικές αναπαραστάσεις (α) γραμμικών, (β) διακλαδωμένα, (γ) διασταυρωμένων και (δ) δικτυωμένων (τρισδιάστατων) μοριακών δομών. Οι κύκλοι υποδηλώνουν ανεξάρτητες ομάδες μονομερών

1.4.3. Διασταυρωμένα πολυμερή

Στα **διασταυρωμένα πολυμερή,** οι γειτονικές πλευρικές αλυσίδες ενώνονται μεταξύ τους σε διάφορες θέσεις με ομοιοπολικούς δεσμούς, όπως παρίσταται στο Σχήμα 1.4.γ. Η διαδικασία της διασταύρωσης επιτυγχάνεται είτε κατά τη σύνθεση, είτε από μη αντιστρεπτή χημική αντίδραση που συνήθως πραγματοποιείται σε υψηλή θερμοκρασία. Συχνά η διασταύρωση αυτή επιτυγχάνεται με προστιθέμενα άτομα ή μόρια που είναι ομοιοπολικά συνδεδεμένα στην κύρια αλυσίδα. Πολλά από

τα ελαστικά υλικά είναι διασταυρωμένα. Στα ελαστικά, αυτό ονομάζεται βουλκανισμός.

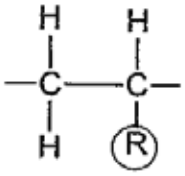
1.4.4. Δικτυωμένα πολυμερή

Τριδραστικές ομάδες μονομερών, που διαθέτουν τρεις ενεργούς ομοιοπολικούς δεσμούς, σχηματίζουν τρισδιάστατα δίκτυα (Σχήμα 1.4.α) και ονομάζονται **δικτυωμένα πολυμερή.** Στην πραγματικότητα, ένα πολυμερές που είναι πολύδιασταυρωμένο, μπορεί να ταξινομηθεί σαν ένα δικτυωμένο πολυμερές. Αυτά τα υλικά έχουν εξαιρετικές μηχανικές και θερμικές ιδιότητες. Τα εποξειδικά πολυμερή και τα φαινόλης-φορμαλδεΰδης ανήκουν σε αυτή την κατηγορία.

Πρέπει να τονιστεί, ότι τα πολυμερή δεν έχουν συνήθως ένα συγκεκριμένο είδος δομής. Για παράδειγμα, ένα κατά βάση γραμμικό πολυμερές, μπορεί να έχει διακλαδώσεις σε κάποιο περιορισμένο βαθμό και διασταυρώσεις.

1.4.5. Διαμορφώσεις των μορίων

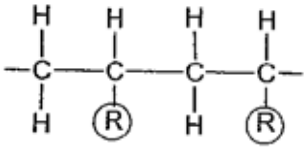
Τα πολυμερή που έχουν περισσότερα από ένα πλευρικά άτομα ή ομάδες ατόμων που συνδέονται με την κύρια αλυσίδα, η κανονικότητα και η συμμετρία της πλευρικής ομάδας μπορεί να επηρεάσει σημαντικά τις ιδιότητες. Θεωρήστε την ομάδα μονομερούς:



Σχήμα 1.4.5.α

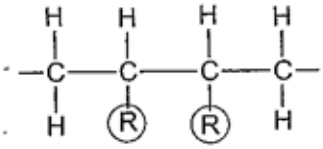
στην οποία το R αναπαριστά ένα άτομο ή πλευρική ομάδα διαφορετική από υδρογόνο (π.χ. C1, CH3). Μια διαμόρφωση είναι δυνατή όταν οι πλευρικές ομάδες R

των διαδοχικών ομάδων μονομερών συνδέονται με εναλλασσόμενα άτομα άνθρακα ως εξής:



Σχήμα 1.4.5.β

Αυτή χαρακτηρίζεται σαν διαμόρφωση αρχής-τέλους. Η συμπληρωματική της διαμόρφωση αρχής-αρχής σχηματίζεται όταν ομάδες Κ ενώνονται με γειτονικά άτομα αλυσίδων



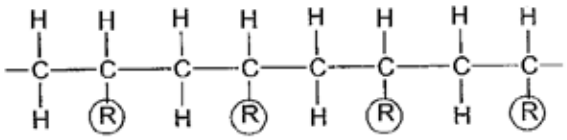
Σχήμα 1.4.5.γ

Στα περισσότερα πολυμερή, η διαμόρφωση αρχής-τέλους είναι η κυρίαρχη. Στη διαμόρφωση αρχής, συχνά υφίσταται μια πολική άπωση μεταξύ των ομάδων R.

Ισομέρεια συναντάται επίσης στα πολυμερικά μόρια, όπου είναι δυνατές διάφορες ατομικές διαμορφώσεις για την ίδια σύσταση. Δύο ισομερείς υποκατηγορίες, η στερεοϊσομέρεια και η γεωμετρική ισομέρεια, είναι θέματα προς συζήτηση στις επόμενες ενότητες.

1.4.6. Στερεοϊσομέρεια

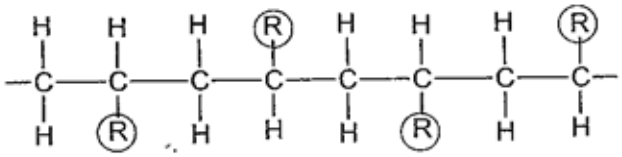
Η **στερεοϊσομέρεια** υποδηλώνει την κατάσταση όπου τα άτομα συνδέονται μεταξύ τους με την ίδια τάξη (αρχή-τέλος), αλλά διαφέρουν στην τοποθέτηση τους στο χώρο. Για ένα στερεοϊσομερές, όλες οι ομάδες R βρίσκονται στην ίδια πλευρά της αλυσίδας ως εξής:



Σχήμα 1.4.6.α

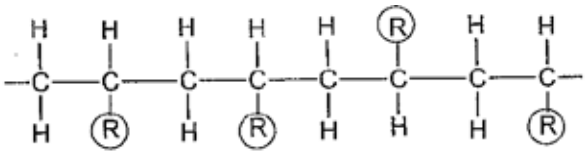
Αυτή ονομάζεται **ισοτακτική διαμόρφωση.**

Στη **συνδιοτακτικη διαμόρφωση,** οι ομάδες R εναλλάσσονται στις πλευρές γύρω από την αλυσίδα.



Σχήμα 1.4.6.β

Και για την τυχαία τοποθέτηση:



Σχήμα 1.4.6.γ

χρησιμοποιείται ο όρος **ατακτική διαμόρφωση.**

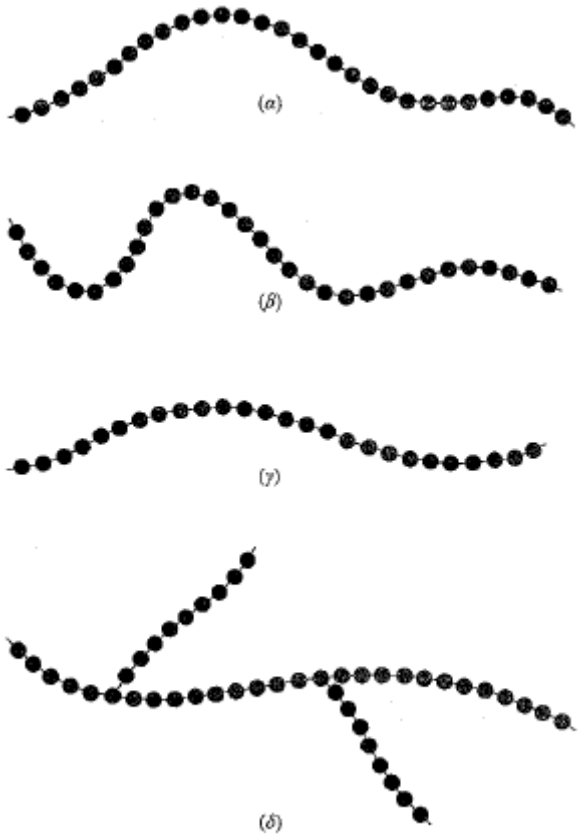
Η μετατροπή μιας μορφής στερεοϊσομέρειας σε άλλη (π.χ. ισοτακτική σε συνδιοτακτική) δεν είναι δυνατή με απλή περιστροφή γύρω από απλούς δεσμούς αλυσίδων. Οι δεσμοί αυτοί πρέπει να διαρραγούν και στη συνέχεια μετά την κατάλληλη περιστροφή, να ξανασχηματισθούν. Στην πραγματικότητα, ένα συγκεκριμένο πολυμερές δεν έχει μόνο μια από αυτές τις διαμορφώσεις. Η κυρίαρχη μορφή εξαρτάται από τη μέθοδο σύνθεσης.

1.5. Συμπολυμερή

Οι επιστήμονες και οι χημικοί των πολυμερών ερευνούν συνεχώς για νέα υλικό που να συντίθενται έυκολα και οικονομικά, με βελτιωμένες ιδιότητες ή καλύτερους συνδυασμούς ιδιοτήτων, από εκείνες που έχουν τα ομοπολυμερή που αναφέρθηκαν έως τώρα. Μια ομάδα αυτών των υλικών είναι τα συμπολυμερή.

Θεωρήστε ένα συμπολυμερές που αποτελείται από δύο ομάδες μονομερών όπως αντιπροσωπεύεται από τα ○ και ● στο Σχήμα 1.5.1. Ανάλογα με τη διαδικασία πολυμερισμού και τα σχετικά κλάσματα του είδους των ομάδων μονομερών, είναι δυνατές διαφορετικές διευθετήσεις στην αλληλουχία κατά μήκος των πολυμερών αλυσίδων. Για κάποια από αυτές, όπως φαίνεται στο Σχήμα 1.5.1.α, οι δύο διαφορετικές ομάδες διασπείρονται τυχαία κατά μήκος της αλυσίδας σε αυτό που ονομάζεται **συμπολυμερές τυχαίας δομής.** Σε ένα **εναλλασσόμενο συμπολυμερές,** όπως υποδηλώνει το όνομα, οι δύο ομάδες μονομερούς εναλάσσονται στις θέσεις της αλυσίδας, όπως φαίνεται στο (Σχήμα 1.5.1.β).Ένα **συμπολυμερές μπλοκ** είναι εκείνο στο οποίο ομοειδείς ομάδες μονομερών συντάσσονται μαζί σε μεγάλα ομοιογενή τμήματα (μπλοκ) κατά μήκος της αλυσίδας (Σχήμα 1.5.1.γ). Και τέλος, πλευρικές αλυσίδες ενός είδους ομοπολυμερούς μπορούν να εμβολιαστούν σε μια κύρια αλυσίδα ομοπολυμερούς διαφορετικής ομάδας μονομερούς. Ένα τέτοιο υλικό ονομάζεται **συμπολυμερές εμβολιασμού** (Σχήμα 1.5.1.δ).

.



Εικόνα 1.5.1: Σχηματική αναπαράσταση πολυμερών (α) τυχαίας δομής, (β) εναλλασσόμενης δομής, (γ) μπλοκ και (δ) συμπολυμερών εμβολιασμού. Τα δύο διαφορετικά είδη μονομερών ομάδων φαίνονται με μαύρους και έγχρωμους κύκλους

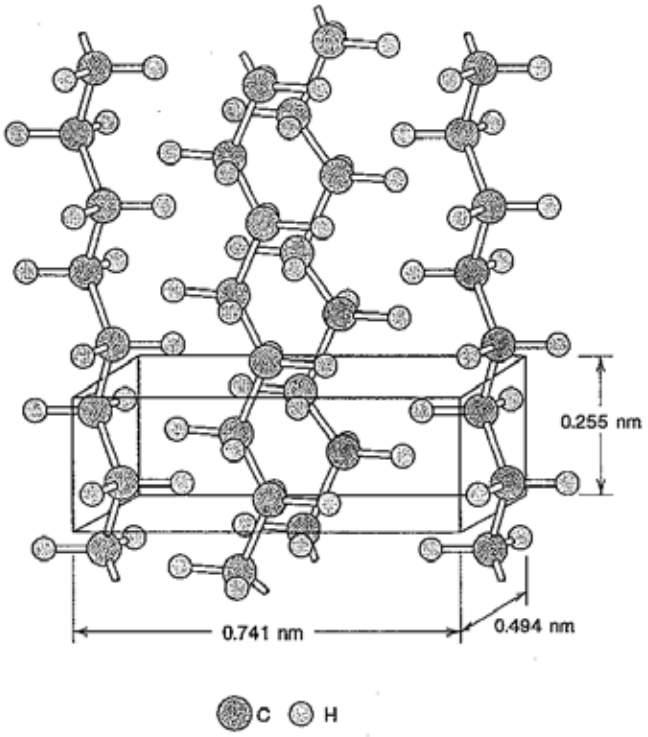
1.6. Κρυσταλλικότητα των πολυμερών

Η κρυσταλλική κατάσταση είναι δυνατόν να υπάρχει στα πολυμερικά υλικά. Εφ' όσον όμως περιλαμβάνει μόρια, αντί για άτομα ή ιόντα, όπως στα μέταλλα και τα κεραμικά, η διάταξη των ατόμων θα είναι πιο σύνθετη στα πολυμερή. Θεωρούμε την κρυσταλλικότητα των πολυμερών ως την επιστοίβαση μοριακών αλυσίδων έτσι ώστε να σχηματίζεται μια οργανωμένη διάταξη ατόμων. Οι κρυσταλλικές δομές μπορούν να καθορίζονται συναρτήσει μοναδιαία κυψελίδα του πολυαιθυλενίου των μοναδιαίων κυψελίδων, οι οποίες είναι συνήθως πολύ σύνθετες. Για παράδειγμα, στο Σχήμα 16.α φαίνεται και η σχέση του με τη μοριακή δομή της αλυσίδας. Η μοναδιαία αυτή κυψελίδα έχει ορθορομβική γεωμετρία. Φυσικά, τα μόρια των αλυσίδων επίσης βγαίνουν έξω από τα όρια της μοναδιαίας κυψελίδας που φαίνεται στο σχήμα.

Οι μοριακές ουσίες με μικρά μόρια (π.χ. νερό και μεθάνιο) είναι συνήθως είτε πλήρως κρυσταλλικές, είτε εντελώς άμορφες (σαν υγρά). Σαν συνέπεια του μεγέθους και της πολυπλοκότητας τους, τα μόρια των πολυμερών είναι εν μέρει μόνο κρυσταλλικά (ή ημικρυσταλλικά) έχοντας κρυσταλλικές περιοχές διεσπαρμένες εντός του εναπομένοντος άμορφου υλικού. Κάθε απουσία τάξης ή ευθυγράμμισης των αλυσίδων θα έχει σαν αποτέλεσμα την ύπαρξη μια άμορφης περιοχής, μια συνθήκη που είναι πολύ συνήθης, εφόσον οι στρέψεις, οι εκκεντρότητες κατ’ οι περιελίξεις των αλυσίδων δεν επιτρέπουν την αυστηρή

διευθέτηση στο χώρο κάθε τμήματος κάθε αλυσίδας. Άλλα δομικά φαινόμενα επηρεάζουν επίσης και καθορίζουν το βαθμό της κρυσταλλικότητας

Ο βαθμός κρυσταλλικότητας μπορεί να κυμαίνεται από το εντελώς άμορφο έως το σχεδόν εντελώς (έως 95%) κρυσταλλικό. Σε αντίθεση, τα δείγματα μετάλλων είναι σχεδόν πάντα πλήρως κρυσταλλικά, ενώ πολλά κεραμικά είναι είτε πάντοτε κρυσταλλικά, είτε πάντοτε μη κρυσταλλικά. Τα ημικρυσταλλικά πολυμερή, είναι κατά μια έννοια, ανάλογα με τα διφασικά κράματα μετάλλων.



Σχήμα 1.6.α: Μοναδιαία κυψελίδα του πολυαιθυλενίου

Ο βαθμός κρυσταλλικότητας ενός πολυμερούς εξαρτάται από το ρυθμό ψύξης κατά τη στερεοποίηση, καθώς και από τη διαμόρφωση της αλυσίδας. Κατά

τη διάρκεια της κρυστάλλωσης με ψύξη διαμέσου του σημείου τήξης, οι αλυσίδες, που στο παχύρρευστο υγρό έχουν τυχαία διαμόρφωση και είναι μπερδεμένες, πρέπει να μπουν σε τάξη. Για να συμβεί αυτό, πρέπει να δοθεί επαρκής χρόνος ώστε οι αλυσίδες να κινηθούν και να ευθυγραμμιστούν.

Η μοριακή χημική σύσταση, καθώς και η διαμόρφωση των αλυσίδων επηρεάζει επίσης την ικανότητα ενός πολυμερούς να κρυσταλλώνεται. Η κρυσταλλικότητα δεν ευνοείται στα πολυμερή που αποτελούνται από χημικά σύνθετες δομές των μονομερών ομάδων (π.χ. πολυισοπρένιο). Αντίθετα, η κρυσταλλικότητα δεν μπορεί να αποφευχθεί σε χημικώς απλά πολυμερή όπως το πολυαιθυλένιο και το πολυτετραφθοροαιθυλένιο, ακόμη και για πολύ απότομους ρυθμούς ψύξης.

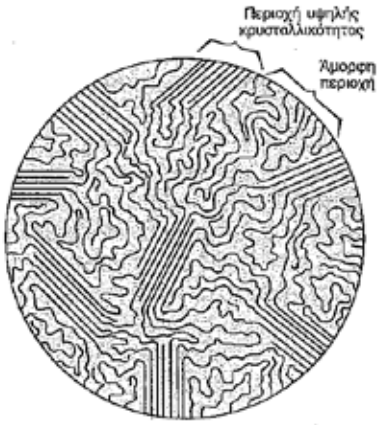
Στα γραμμικά πολυμερή, η κρυσταλλικότητα επιτυγχάνεται εύκολα επειδή ουσιαστικά δεν υπάρχουν περιορισμοί που θα αποτρέψουν την ευθυγράμμιση των αλυσίδων. Κάθε πλευρική αλυσίδα παρεμποδίζει την κρυστάλλωση, έτσι ώστε τα πολυμερή με υψηλό βαθμό διακλάδωσης δεν έχουν ποτέ υψηλό βαθμό κρυσταλλικότητας. Στην πραγματικότητα, υψηλή διακλάδωση μπορεί να μην επιτρέπει καθόλου την κρυστάλλωση. Τα δικτυωμένα πολυμερή είναι σχεδόν πάντα άμορφα, ενώ κάποιοι βαθμοί κρυσταλλικότητας επιτυγχάνονται σε αυτά που είναι διασταυρωμένα. Αναφορικά με τα στερεοϊσομερή, τα ατακτικά πολυμερή είναι δύσκολο να κρυσταλλωθούν. Όμως τα ισοτακτικά και συνδιοτακτικά πολυμερή κρυσταλλώνονται πολύ πιο εύκολα επειδή η κανονικότητα της γεωμετρίας των πλευρικών ομάδων διευκολύνει τη διαδικασία της προσέγγισης μεταξύ των γειτονικών αλυσίδων. Επίσης, όσο ογκωδέστερες ή μεγαλύτερες, είναι οι πλευρικά συνδεδεμένες ομάδες ατόμων, τόσο μικρότερη είναι η τάση για κρυστάλλωση.

Για τα συμπολυμερή, σαν γενικός κανόνας, όσο πιο ακανόνιστη και τυχαία είναι η τοποθέτηση των μονομερών ομάδων, τόσο μεγαλύτερη η τάση για τη μη ανάπτυξη κρυσταλλικότητας. Στα εναλλασσόμενης δομής και μπλοκ συμπολυμερή, υπάρχει κάποια τάση για κρυστάλλωση. Αντίθετα, τα τυχαία και τα του εμβολιασμού συμπολυμερή είναι συνήθως άμορφα.

Σε κάποιο βαθμό, οι φυσικές ιδιότητες των πολυμερικών υλικών επηρεάζονται από το βαθμό κρυσταλλικότητας. Τα κρυσταλλικά πολυμερή είναι συνήθως ισχυρότερα και πιο ανθεκτικά στην διάλυση και στην αποσκλήρυνση με θερμότητα.

1.7. Πολυμερικοί κρύσταλλοι

Θα συζητήσουμε τώρα σύντομα μερικά από τα μοντέλα που έχουν προταθεί για να περιγραφεί η διάταξη στο χώρο των μοριακών αλυσίδων στους πολυμερείς κρυστάλλους. Ένα παλαιό μοντέλο, που είχε γίνει αποδεκτό επί πολλά χρόνια, είναι το μοντέλο **θυσανωτών μικυλλίων** (Σχήμα 1.7.α). Είχε προταθεί, ότι ένα ημι-κρυσταλλικό πολυμερές αποτελείται από μικρές κρυσταλλικές περιοχές (κρυσταλλίτες ή μικκύλια) όπου η κάθε μία έχει την ακριβή ευθυγράμμιση, και η οποία είναι ενσωματωμένη μέσα σε άμορφη μήτρα η οποία αποτελείται από τυχαία προσανατολισμένα μόρια. Με αυτό τον τρόπο, μια μοριακή αλυσίδα μπορεί να διέρχεται από αρκετούς κρυσταλλίτες, όπως και από αρκετές παρεμβαλλόμενες άμορφες περιοχές.

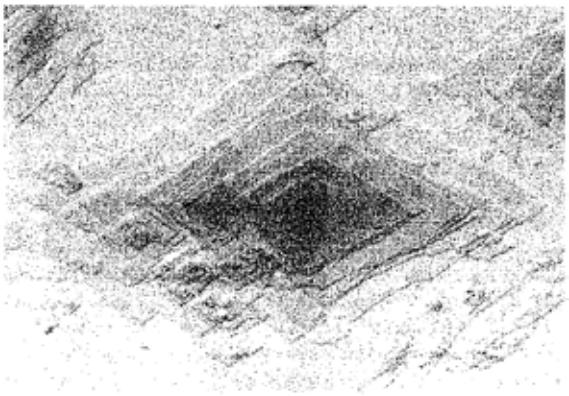


Σχήμα 1.7.α: Μοντέλο μικυλλίων παρυφής ενός ημικρυσταλλικού πολυμερούς, στο οποίο φαίνονται οι κρυσταλλικές και οι άμορφες περιοχές. (Από H. Hayden, W. G. Moffat και J. Wulff, The Structure and Properties of Materials, vol. Ill, Mechanical Behavior. Copyright © 1965 από John Wiley and Sons, New York. Ανατύπωση κατόπιν αδείας της John Wiley and Sons, Inc.)

Πιο πρόσφατα, οι έρευνες επικεντρώθηκαν σε μονοκρυστάλλους πολυμερών που αναπτύχθηκαν σε αραιά διαλύματα. Οι κρύσταλλοι αυτοί, είναι σχηματισμένοι σε κανονική διάταξη λεπτών πλακιδίων (ή φυλλογενών δομών) περίπου 10 έως 20 nm πάχους, και της τάξης των 10 μm μήκους. Συχνά, τα πλακίδια αυτά σχηματίζουν μια πολυστρωματική δομή, όπως αυτή που φαίνεται στην ηλεκτρονική μικρογραφία ενός μονοκρυστάλλου πολυαιθυλενίου, Σχήμα 1.7.β

Θεωρείται ότι η κάθε μοριακή αλυσίδα μέσα σε κάθε πλακίδιο αναδιπλώνεται εμπρός και πίσω, με τις πτυχές να απαντώνται στις όψεις του κρυστάλλου. Η δομή αυτή που ορθά ονομάζεται **μοντέλο αναδιπλωμένης αλυσίδας,** παρίσταται σχηματικά στο Σχήμα 1.7.γ. Κάθε πλακίδιο θα αποτελείται από ένα αριθμό μορίων. Όμως, το μέσο μήκος αλυσίδας θα είναι πολύ μεγαλύτερο από το πάχος του πλακιδίου. Μια εικόνα αναδίπλωσης μιας αλυσίδας

πολυαιθυλενίου που λήφθηκε χρησιμοποιώντας μικροσκόπιο σάρωσης ακίδας, φαίνεται στο Σχήμα 1.7.β.



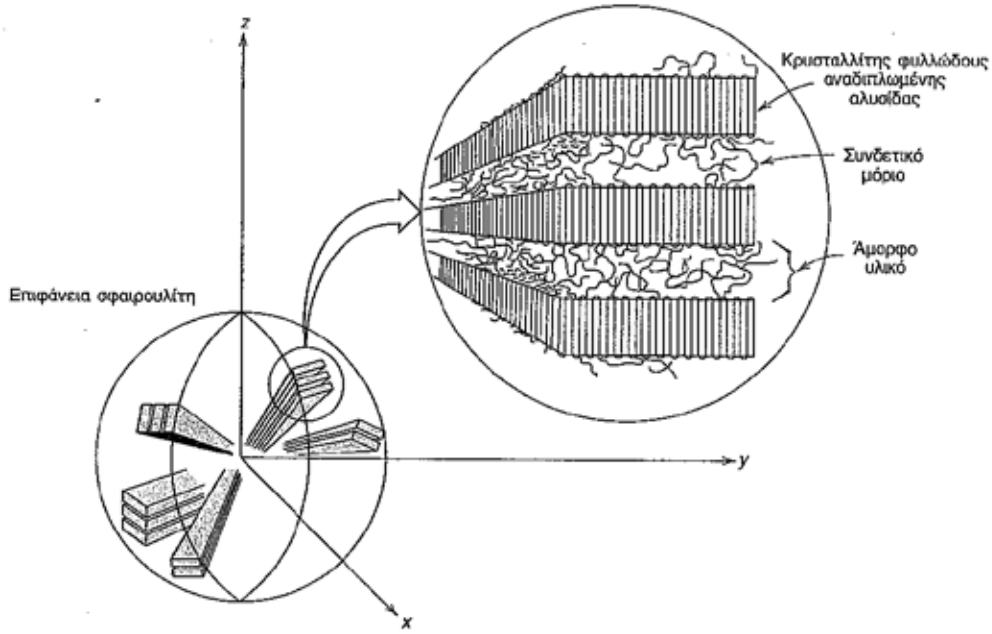
Σχήμα 1.7.β: Ηλεκτρονική μικρογραφία ενός μονοκρύσταλλου πολυαιθυλενίου. Μεγέθυνση 20.000χ. (Από A. Keller, R. H. Doremus, B. W. Roberts, and D. Turnbull, Editors, Growth and Perfection of Crystals. General Electric Company and John Wiley and Sons, Inc., 1958, p. 498)

Σχήμα 1.7.γ: Δομή αναδιπλωμένης αλυσίδας ενός πλακόμορφου πολυμερικού κρυσταλλίτη.

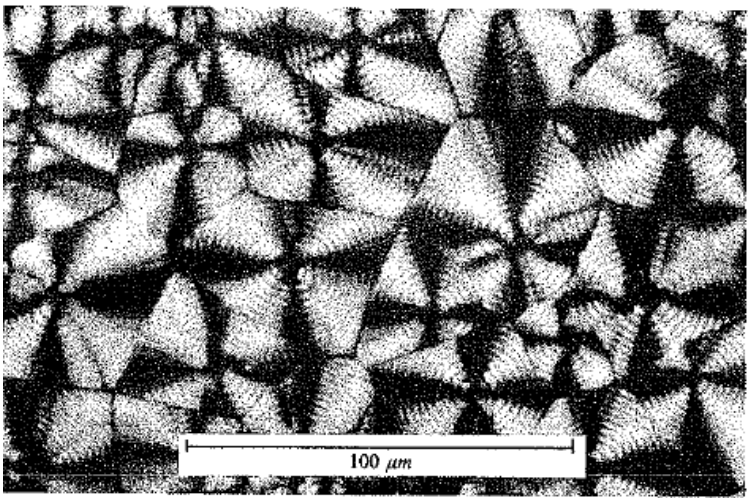
Πολλά ακατέργαστα πολυμερή που κρυσταλλώνονται από τήγμα σχηματίζουν σφαιρουλίτες. Όπως υπονοείται και από το όνομα, κάθε σφαιρουλίτης μπορεί ν' αναπτυχθεί σε σχήμα σφαίρας. Η λεπτομερής δομή ενός σφαιρουλίτη φαίνεται σχηματικά στο Σχήμα 1.7.δ. Εδώ φαίνονται οι κάθε φυλλογενείς κρύσταλλοι από αναδιπλωμένες αλυσίδες που διαχωρίζονται από άμορφο υλικό.

Μοριακές αλυσίδες σύνδεσης που δρουν σαν συνδετικοί κρίκοι μεταξύ των γειτονικών φυλλογενών δομών περνούν ανάμεσα από αυτές τις άμορφες περιοχές.

Καθώς η κρυστάλλωση μιας σφαιρουλιτικής δομής προσεγγίζει το τέλος της, τα άκρα των γειτονικών σφαιρουλιτών αρχίζουν να εισέρχονται το ένα εντός του άλλου, σχηματίζοντας λίγο έως πολύ επίπεδα όρια. Πριν από αυτό το σημείο διατηρούν το σφαιρικό τους σχήμα. Τα όρια αυτά είναι φανερά στο Σχήμα 1.7.ε, το οποίο είναι μια φωτομικρογραφία του πολυαιθυλενίου χρησιμοποιώντας πολωμένο φως κάθετης πόλωσης. Μια χαρακτηριστική μορφή Σταυρού της Μάλτας εμφανίζεται εντός κάθε σφαιρουλίτη.



Σχήμα 1.7.δ: Αναπαράσταση της λεπτομερούς δομής ενός σφαιρουλίτη



Σχήμα 1.7.ε :Φωτομικρογραφία διερχομένου φωτός (με χρήση πολωμένου φωτός κάθετης πόλωσης) που φαίνεται η σφαιρουλιτική δομή του πολυαιθυλενίου. Σχηματίζονται ευθύγραμμα όρια μεταξύ των γειτονικών σφαιρουλιτών, και σε κάθε σφαιρουλίτη εμφανίζεται ο σχηματισμός του Σταυρού της Μάλτας. Μεγέθυνση 525x..

Οι σφαιρουλίτες θεωρείται ότι είναι το πολυμερικό ανάλογο των κόκκων στα πολυ-κρυσταλλικά μέταλλα και κεραμικά.Κάθε σφαιρουλίτης στην πραγματικότητα αποτελείται από πολλούς διαφορετικούς φυλλογενείς κρυστάλλους και, επιπλέον, από λίγο άμορφο υλικό. Το πολυαιθυλένιο, το πολυπροπυλένιο, το πολυβινυλοχλωρίδιο, το πολυτετραφθοροαιθυλένιο, και το naylon σχηματίζουν σφαιρουλιτική δομή όταν κρυσταλλώνονται από το τήγμα τους.

Κεφάλαιο 2

Μηχανική Αστοχία των Πολυμερών

Η ανάλυση αυτή δεν ισχύει για μεγάλες παραμορφώσεις (μη γραμμική ιξωδοελαστικότητα), ούτε μπορεί να περιγράψει ή να προβλέψει τη θραύση ή την αντοχή των πολυμερών στις επιβαλλόμενες τάσεις. Ο Μηχανικός, όμως, των πολυμερών ενδιαφέρεται κατ' εξοχήν για τις τελικές αυτές ιδιότητες (ultimate properties) προκειμένου να σχεδιάσει τις εφαρμογές του. Με τον όρο "τελικές μηχανικές ιδιότητες" εννοούμε μία σειρά από ιδιότητες των πολυμερών και κυρίως: το φαινόμενο της ενδώσεως ή διαρροής (yielding), της λαίμωσης (necking), της ψυχρής έλασης (cold drawing), τη θραύση (fracture) και την κόπωση (fatigue).

Συχνά, ένα μορφοποιημένο πλαστικό αντικείμενο καθίσταται ακατάλληλο για την τελική χρήση για την οποία προορίζεται είτε λόγω υπερβολικής παραμόρφωσης είτε λόγω θραύσης. Το υλικό δηλαδή "αστοχεί" στον προορισμό του και για το λόγο αυτό, η υπερβολική παραμόρφωση και η θραύση αναφέρονται συνολικά ως μηχανική αστοχία (failure) του υλικού. Είναι λοιπόν κρίσιμη η κατανόηση των τελικών ιδιοτήτων των πολυμερών και των παραγόντων που τις επηρεάζουν, για την ασφαλή χρήση των πολυμερών στην πράξη.

Στο παρόν Κεφάλαιο θα εξετάσουμε αυτές τις τελικές ιδιότητες των πολυμερών. Πρέπει από την αρχή να τονίσουμε ότι, παρά τις σημαντικές προόδους τις τελευταίες δεκαετίες, η κατανόηση των τελικών ιδιοτήτων των πολυμερών παραμένει ακόμη σχετικά περιορισμένη. Εκ των πραγμάτων, λοιπόν, η εξέταση στο παρόν Κεφάλαιο θα έχει περισσότερο περιγραφικό χαρακτήρα. Στην επόμενη

παράγραφο συνοψίζονται ορισμένες βασικές έννοιες, οι οποίες είναι απαραίτητες για την ευχερέστερη κατανόηση του Κεφαλαίου.

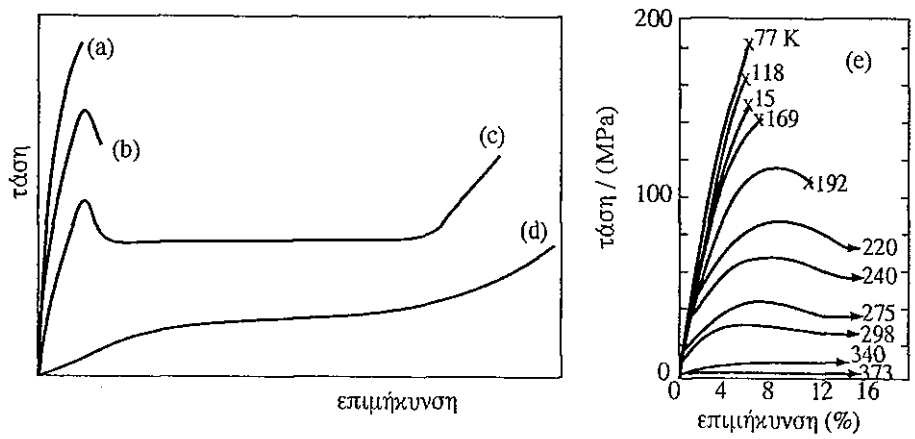
2.1. Το φαινόμενο της ενδώσεως ή διαρροής (yielding) των πολυμερών

Γενικότερα, οι μηχανικές ιδιότητες των πολυμερών επηρεάζονται έντονα από τη θερμοκρασία και το ρυθμό παραμόρφωσης. Έτσι, για παράδειγμα, η μορφή της καμπύλης φορτίου - επιμήκυνσης μεταβάλλεται καθώς μεταβάλλεται η θερμοκρασία με τον τρόπο που φαίνεται σχηματικά στο σχήμα 2.1.α.

Στις χαμηλές θερμοκρασίες, το φορτίο αυξάνει σχεδόν γραμμικά με την επιμήκυνση μέχρι του σημείου θραύσης του δοκιμίου (καμπύλη a στο σχήμα 5.2.α). Η επιμήκυνση στο σημείο θραύσης διατηρείται γενικά σε πολύ χαμηλά επίπεδα (τυπικά κάτω από 10%). Στην περίπτωση αυτή το υλικό εμφανίζει ψαθυρή θραύση (brittle fracture). Σε υψηλότερες θερμοκρασίες, το υλικό εμφανίζει ένα μέγιστο στην καμπύλη φορτίου (καμπύλη b στην εικόνα), γνωστό ως σημείο διαρροής ή σημείο ενδώσεως ή όριο ελαστικότητας (yield point), μετά από το οποίο ακολουθεί η θραύση του υλικού σε σχετικά χαμηλές πάλι επιμηκύνσεις (τυπικά 10 - 20%).

Σε ορισμένες περιπτώσεις, πριν τη θραύση, το υλικό εμφανίζει μία στένωση της διατομής του, γνωστή ως λαίμωση (necking). Η θραύση στην περίπτωση αυτή αναφέρεται ως πλαστική ή ελατή θραύση (ductile failure). Το σημαντικό στη συμπεριφορά αυτή είναι ότι το πολυμερές, πέραν του σημείου διαρροής, υφίσταται μία μη αντιστρεπτή ή πλαστική παραμόρφωση. Σε ακόμη υψηλότερες θερμοκρασίες, υπό ορισμένες συνθήκες, η λαίμωση σταθεροποιείται, το υλικό εμφανίζει μία σκλήρυνση λόγω επιμήκυνσης, οδηγώντας έτσι σε ψυχρή έλαση

(cold-drawing) του υλικού (καμπύλη c στην εικόνα). Στην περίπτωση αυτή οι επιμηκύνσεις είναι σημαντικά υψηλές, της τάξης του 1000%, και το υλικό αναφέρεται και πάλι ως ελατό (ductile). Τέλος, σε ακόμη υψηλότερες θερμοκρασίες, το υλικό εμφανίζει μία ομοιόμορφη παραμόρφωση χωρίς σημεία ενδώσεως ή διαρροής και η θραύση εμφανίζεται σε πολύ υψηλές επιμηκύνσεις (καμπύλη d , σχήμα 2.1.α). Η τελευταία αυτή συμπεριφορά είναι αναμενόμενη στην περίπτωση των άμορφων πολυμερών πάνω από τη θερμοκρασία υαλώδους μεταπτώσεως (περιοχή ελαστοελαστικότητας) ενώ οι ασκούμενες τάσεις διατηρούνται σε σχετικά χαμηλά επίπεδα.



Σχήμα 2.1.α: Τυπικές καμπύλες φορτίου - επιμήκυνσης για ένα πολυμερές σε διαφορετικές θερμοκρασίες. Καμπύλη α: Ψαθυρή θραύση. Καμπύλη b: Σημείο διαρροής ή ενδώσεως και πλαστική ή ελατή θραύση. Καμπύλη c: Λαίμωση και ψυχρή έλαση. Καμπύλη d: Οιονεί ελαστοελαστική συμπεριφορά (ομοιόμορφη παραμόρφωση), e: Πειραματικές καμπύλες τάσης - παραμόρφωσης τον πολν(τετραφθοροαιθνλενίου) σε διάφορες θερμοκρασίες.

Μέχρι πρόσφατα, το φαινόμενο της ενδώσεως ή διαρροής (yielding) στα πολυμερή αντιμετωπιζόταν είτε ως μία συνήθης διεργασία ιξώδους ροής ή ως εκτεταμένη παραμόρφωση ανάλογη της παρατηρούμενης παραμόρφωσης πάνω από

τη θερμοκρασία υαλώδους μετάπτωσης. Η διεργασία ενδώσεως αποδιδόταν συχνά σε μία μαλάκυνση του υλικού λόγω τοπικής αύξησης της θερμοκρασίας του και αναφερόταν ως τοπική "τήξη". Η εικόνα που έχουμε σήμερα είναι σημαντικά διαφορετική.

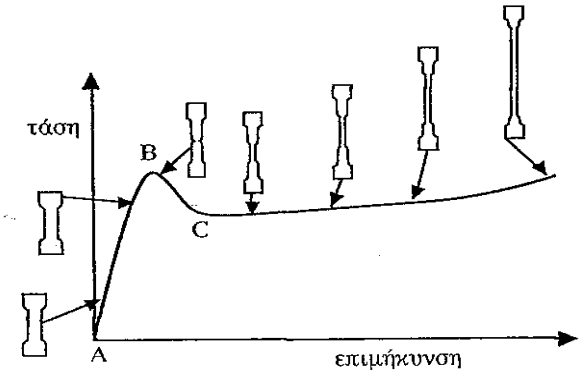
Ως ένα μεγάλο βαθμό, υπάρχει μία ενιαία αντιμετώπιση του φαινομένου της διαρροής τόσο στα πολυμερή όσο και στα μεταλλικά υλικά, ως αποτελέσματος της επιβαλλόμενης διάτμησης (shear yielding). Μία βασική διαφορά στη διαρροή μετάλλων και πολυμερών είναι η επίδραση της υδροστατικής πίεσης: Στα μεν μέταλλα η επίδραση είναι ανεπαίσθητη ενώ στα πολυμερή μπορεί να είναι σημαντική. Πέραν της διαρροής λόγω διάτμησης στα πολυμερή, η οποία είναι μία παραμόρφωση, ουσιαστικά, σταθερού όγκου, εμφανίζεται και ένας άλλος μηχανισμός διαρροής, γνωστός ως μηχανισμός διαρροής λόγω ενδοθραόσης ή τοπικά διαστρεβλωμένων περιοχών ή πορωδών ρωγμών (crazing), που οδηγεί σε διόγκωση κατά την παραμόρφωση.

Από την άλλη μεριά, το φαινόμενο της διαρροής είναι στενά συνδεδεμένο με την έννοια της πλαστικότητας (plasticity) των πολυμερών, μιας έννοιας ιδιαίτερα χρήσιμης τόσο ως προς την κατεργασιμότητα του πολυμερούς όσο και ως προς την καταλληλότητα του για τελικές εφαρμογές. Συχνά, όμως, η διαρροή είναι ανεπιθύμητη για το Μηχανικό των Πολυμερών, ο οποίος την αντιμετωπίζει ως ένα κριτήριο ακαταλληλότητας ή αποτυχίας του πολυμερούς για μία συγκεκριμένη εφαρμογή.

Σε ό,τι ακολουθεί, θα εξετάσουμε πρώτα τα φαινομενολογικά χαρακτηριστικά του φαινομένου της διαρροής και στη συνέχεια θα επιχειρήσουμε μία μαθηματική περιγραφή και μία μοριακή εξήγηση του.

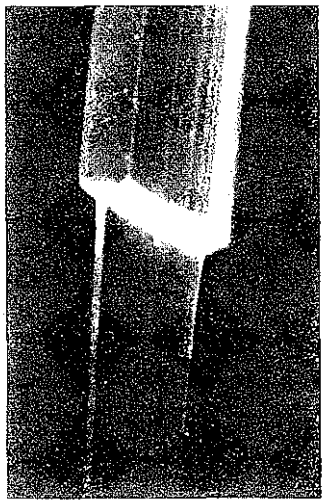
2.1.1. Η φαινομενολογία της διαρροής των πολυμερών

Ας επανέλθουμε στην τυπική καμπύλη φορτίου - επιμήκυνσης ενός πολυμερούς, όπως φαίνεται στο σχήμα 2.1.1.α. Στην ελαστική περιοχή ΑΒ έχουμεομοιόμορφη παραμόρφωση του δοκιμίου καθ' όλη την έκταση του. Στο σημείο Β, η εγκάρσια διατομή (βλέπε παρακάτω για τον προσανατολισμό του επιπέδου διαρροής)



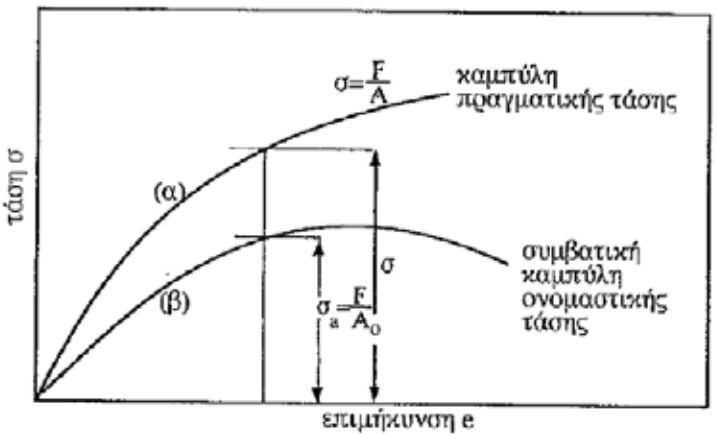
Σχήμα 2.1.1.α: Τυπική καμπύλη φορτίου - επιμήκυνσης ενός πολυμερούς υποκείμενου σε ψυχρή έλαση

σε κάποιο σημείο του δοκιμίου μικραίνει, σχηματίζεται δηλαδή μία λαίμωση. Περαιτέρω επιμήκυνση του δοκιμίου οδηγεί σε μείωση του φορτίου. Υλικό από τις παχύτερες διατομές "μετακινείται" προς την περιοχή της λαίμωσης, η οποία έτσι σταθεροποιείται και επιμηκύνεται (σχήμα 2.1.1.β). Η εμφάνιση όμως διαρροής δεν οδηγεί πάντα σε σταθεροποίηση της λαίμωσης, οπότε ακολουθεί θραύση σε μικρές σχετικά επιμηκύνσεις στη στενότερη διατομή της λαίμωσης



Σχήμα 2.1.1.β: Φωτογραφία της λαίμωσης προσανατολισμένου πολυαιθυλενίου

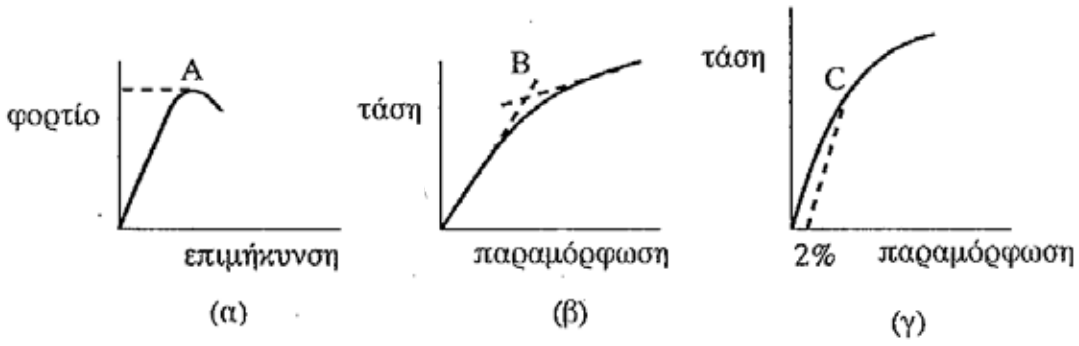
Είναι χρήσιμο στο σημείο αυτό να διακρίνουμε την ονομαστική ή συμβατική τάση από την πραγματική τάση του δοκιμίου, δεδομένου ότι η διατομή του δοκιμίου μικραίνει καθώς το δοκίμιο επιμηκύνεται. Η ονομαστική τάση ισούται με το επιβαλλόμενο φορτίο P ανά,πάσα στιγμή διαιρεμένο με το εμβαδόν της αρχικής διατομής του δοκιμίου, A_0, δηλαδή, ση=P/A_0- Η πραγματική ή αληθινή τάση την κάθε στιγμή ισούται με το επιβαλλόμενο



Σχήμα 2.1.1.γ: Σύγκριση των καμπυλών ονομαστικής (α) και πραγματικής (β) τάσης ως προς την επιμήκυνση

φορτίο διαιρεμένο όμως με το εμβαδόν της διατομής Α τη συγκεκριμένη αυτή στιγμή, δηλαδή, σ=F/A. Έτσι, ενώ η ονομαστική τάση μπορεί να παραμένει σταθερή ή ακόμη και να μειώνεται με την επιμήκυνση, η πραγματική τάση μπορεί να αυξάνει. Τα δύο είδη τάσεων συγκρίνονται στο σχήμα 2.1.1.γ. Παρατηρούμε ότι το συμβατικό μέγιστο στο σημείο διαρροής μπορεί να εμφανίζεται μόνο στην καμπύλη ονομαστικής τάσης - επιμήκυνσης. Στην πράξη, η τάση διαρροής δεν ορίζεται μόνο από το συμβατικό αυτό μέγιστο.Όταν η καμπύλη φορτίου - επιμήκυνσης εμφανίζει μέγιστο (εικόνα α), η τάση διαρροής είναι η τάση που αντιστοιχεί σ' αυτό το μέγιστο. Επειδή κατά κανόνα η επιμήκυνση στο σημείο διαρροής είναι μικρή, η τάση διαρροής ορίζεται στην πράξη ως ο λόγος του μέγιστου φορτίου προς την αρχική διατομή. Όταν η συμβατική καμπύλη φορτίου - επιμήκυνσης δεν εμφανίζει μέγιστο, τότε η τάση διαρροής ορίζεται από το σημείο τομής των εφαπτόμενων στο αρχικό και το τελικό τμήμα της συμβατικής καμπύλης, όπως φαίνεται στην εικόνα β.

Εναλλακτικά, προσδιορίζεται η αρχική κλίση στη συμβατική καμπύλη και από ένα σημείο επιμήκυνσης, συνήθως 2%, άγεται παράλληλη γραμμή με κλίση ίση με την αρχική κλίση (εικόνα γ). Το σημείο τομής Ο της καμπύλης τάσης - επιμήκυνσης ορίζει την πρακτική τάση διαρροής.



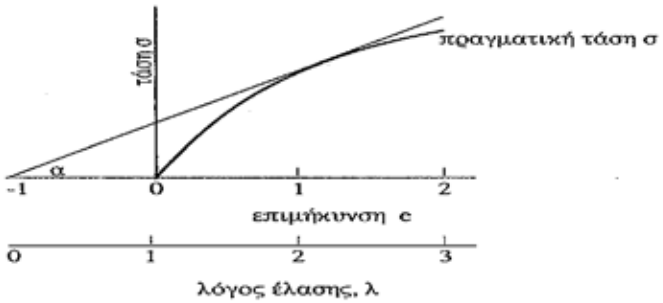
***Εικόνα:** α) Η τάση διαρροής αντιστοιχεί στο μέγιστο - σημείο Α. β) Η τάση διαρροής δίνεται από το σημείο Β. γ) Η τάση διαρροής δίνεται από το σημείο C.*

Στην περίπτωση πολυμερούς υφιστάμενου ψυχρή έλαση, η τυπική καμπύλη πραγματικής τάσης ως προς επιμήκυνση (e ή λ) φαίνεται σχηματικά στο σχήμα 2.1.1.δ. Στο διάγραμμα υπάρχουν τρεις διακριτές περιοχές:

1: Ελαστική περιοχή, όπου η τάση μεταβάλλεται σχεδόν γραμμικά με την επιμήκυνση.

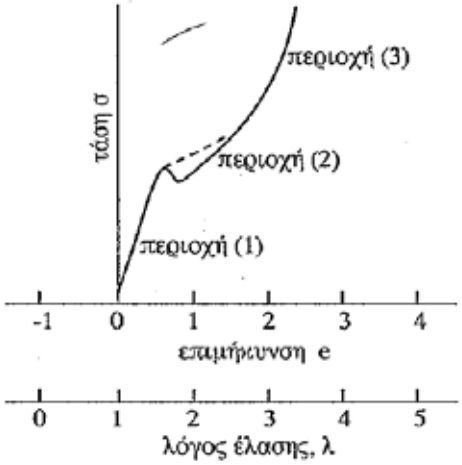
2: Περιοχή λαϊμωσης, όπου η πραγματική τάση είτε αυξάνει με μικρότερο ρυθμό ή ακόμη και μειώνεται εμφανίζοντας ένα τοπικό ελάχιστο.

3: Περιοχή σκλήρυνσης λόγω επιμήκυνσης (strain hardening), όπου η πραγματική τάση αυξάνει και πάλι με την επιμήκυνση.



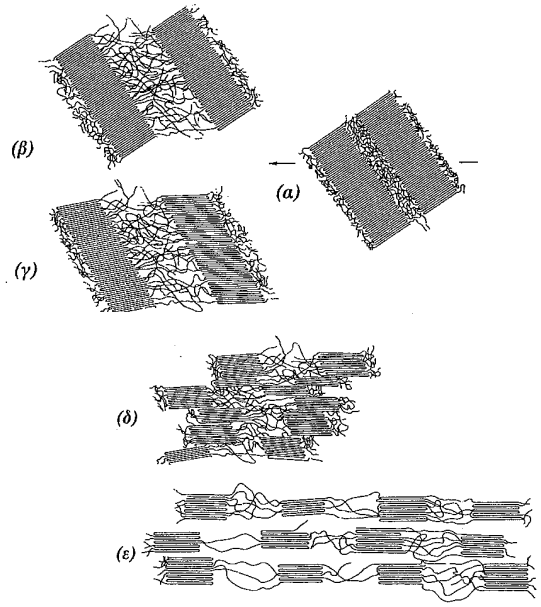
Σχήμα 2.1.1.δ: τυπική καμπύλη πραγματικής τάσης ως προς επιμήκυνση (e ή λ)

Υπάρχουν δύο τρόποι με τους οποίους μπορεί να προκύψει η λαίμωση. Στην πρώτη περίπτωση, αν η διατομή του δοκιμίου δεν είναι ομοιόμορφη καθ' όλο το μήκος του,



Σχήμα 2.1.1.ε: Τυπικό διάγραμμα πραγματικής τάσης – επιμήκυνσης για ψυχρά ελατοπολυμερές

το υλικό στη μικρότερη διατομή υπόκειται στη μεγαλύτερη τάση και θα φτάσει στο σημείο διαρροής πριν από κάθε άλλη διατομή. Στη δεύτερη περίπτωση, μία διακύμανση στις ιδιότητες του υλικού

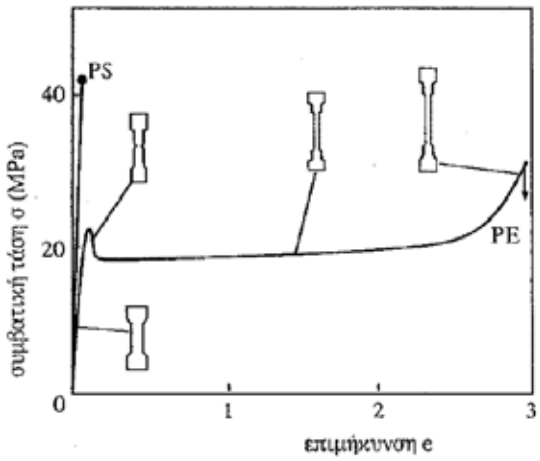


Σχήμα 2.1.1.στ: Τα διάφορα στάδια της παραμόρφωσης κατά τον εφελκυσμό ημικρυσταλλικού πολυμερούς, α) Δυο γειτονικά φυλλίδια σφαιρονλίτη με το

ενδιάμεσο άμορφο πολυμερές, β) Επιμήκυνση των αλύσεων του άμορφου πολυμερούς, γ) Συστροφή των φυλλιδίων κατά την κατεύθυνση της τάσης, δ) . Αποκόλληση συστάδων κρυσταλλικού υλικού από τα φυλλίδια. ε) Προσανατολισμός των κρυσταλλικών συστάδων και των ενδιαμέσων διασυνδετικών μακροαλύσεων κατά την κατεύθυνση της τάσης.

μπορεί να οδηγήσει σε μία τοπική μείωση της τάσης διαρροής, οπότε το υλικό στο σημείο εκείνο θα φτάσει στο σημείο διαρροής σε χαμηλότερο φορτίο. Από τη στιγμή που μία διατομή φτάνει στο σημείο διαρροής, είναι ευκολότερο να συνεχιστεί η παραμόρφωση στο συγκεκριμένο σημείο δεδομένου ότι εμφανίζει τη μικρότερη αντίσταση στη ροή του υλικού σε σχέση με το υλικό στις άλλες διατομές. Έτσι, η παραμόρφωση θα συνεχιστεί στη συγκεκριμένη διατομή με συνέπεια τη μείωση της, δηλαδή, την εμφάνιση λαίμωσης.

Η τοπική αυτή παραμόρφωση θα συνεχιστεί ως ότου αρχίσει να αυξάνεται η αποτελεσματική σκληρότητα ή ενδοτράχυνση του υλικού στην περιοχή 3 του σχήματος 2.1.1.ε. Η λαίμωση στην περιοχή αυτή σταθεροποιείται καθώς και νέο υλικό οδηγείται διαδοχικά στο σημείο διαρροής. Η περαιτέρω επιμήκυνση γίνεται έτσι εφικτή καθώς η περιοχή της λαίμωσης επιμηκύνεται κατά μήκος του δοκιμίου. Σε μεγάλες επιμηκύνσεις το υλικό εμφανίζεται ακόμη σκληρότερο (strain hardening), οπότε η κλίση της καμπύλης της πραγματικής τάσης αυξάνει και πάλι με μεγαλύτερο ρυθμό, καθώς υπάρχει τώρα έντονος προσανατολισμός των μακροαλύσεων του πολυμερούς (σχήμα 2.1.1.στ). Λόγω των διαφορετικών φάσεων στις οποίες βρίσκεται το υλικό στα διάφορα σημεία του δοκιμίου, υπάρχει μία ανομοιομορφία στην τάση και την παραμόρφωση κατά μήκος του δοκιμίου.



Σχήμα 2.1.1.η : Συμβατικές καμπύλες τάσης επιμήκυνσης για πολυστυρένιο (PS) και πολυαιθυλένιο (PE)

Για τη λήψη ενός διαγράμματος συμβατικής τάσης - επιμήκυνσης χρησιμοποιούνται συνήθως πρότυπα δοκίμια (π.χ. κατά τη μέθοδο ASTM D638).Στο σχήμα 2.1.1.η συγκρίνονται τα συμβατικά αυτά διαγράμματα τάσης - επιμήκυνσης για το ψαθυρό πολυστυρένιο (PS) και για το ψυχρά ελατό πολυαιθυλένιο (PE). Παράλληλα, στο σχήμα φαίνεται σχηματικά και η μορφή των δοκιμίων στις διάφορες περιοχές του διαγράμματος. Παρατηρούμε πως η λαίμωση εκτείνεται προοδευτικά καθ' όλο το μήκος του δοκιμίου του ελατού PE μέχρι τη θραύση. Η συμπεριφορά του πολυστυρενίου είναι εντελώς διαφορετική. Πριν από τη θραύση του εμφανίζονται στη μάζα του ρωγμές (crazes) κατά πλάτος των οποίων εκτείνονται ινίδια του πολυμερούς. Όπως θα ιδούμε παρακάτω, υπάρχουν ενδιαφέρουσες ομοιότητες μεταξύ της μακροσκοπικής έλασης του PE και της μικροσκοπικής "εσωτερικής έλασης" των ινιδίων των ρωγμών του ψαθυρού PS.

2.2. Ορισμένα χαρακτηριστικά της διεργασίας διαρροής και ψυχρής έλασης

Το σχήμα 2.1.1.στ υποδεικνύει το μηχανισμό εμφάνισης της διαρροής και ψυχρής έλασης στα ημικρυσταλλικά πολυμερή. Όμως, τα δύο αυτά φαινόμενα εμφανίζονται και σε άμορφα πολυμερή και επομένως απαιτείται μία γενικότερη εξήγηση.

Όπως έχουμε ήδη αναφέρει, για την εξήγηση του φαινομένου της διαρροής είχε παλαιότερα προταθεί η εμφάνιση τοπικής αύξησης της θερμοκρασίας στην περιοχή της λαίμωσης. Σε συνήθεις συνθήκες ψυχρής έλασης με ρυθμούς παραμόρφωσης της τάξης του 10^{-2} s^{-1} ή μεγαλύτερους, είναι πράγματι δυνατό να συμβεί μία σημαντική αύξηση στη θερμοκρασία στην περιοχή της λαίμωσης. Η αύξηση της τοπικής θερμοκρασίας οδηγεί σε μείωση της τάσης ροής και σε τοπική μαλακοποίηση του υλικού λόγω επιμήκυνσης, με αποτέλεσμα την εμφάνιση της λαίμωσης.

Αν και η πρόταση αυτή δε στερείται φυσικής βάσης, θερμιδομετρικές μετρήσεις έχουν δείξει ότι για σχετικά χαμηλούς ρυθμούς παραμόρφωσης η τοπική αύξηση της θερμοκρασίας είναι πολύ μικρή (τυπικά περίπου 10°C) για να εξηγήσει την εμφάνιση της λαίμωσης. Πρόσφατες δοκιμές έχουν επιβεβαιώσει ότι λαίμωση μπορεί να παρατηρείται ακόμη και για πολύ χαμηλούς ρυθμούς παραμόρφωσης.

Η διεργασία διαρροής και η διεργασία ψυχρής έλασης πρέπει να αντι-μετωπίζονται ως δύο διακριτές διεργασίες. Αρχικά και μέχρι το σημείο διαρροής, η παραμόρφωση είναι ουσιαστικά ομοιόμορφη και σχετικά χαμηλού ρυθμού. Μετά την εμφάνιση όμως της λαίμωσης, η παραμόρφωση του δοκιμίου είναι

ανομοιόμορφη και ο ρυθμός παραμόρφωσης είναι σημαντικά υψηλότερος. Λόγω αυτού, το έργο της πλαστικής παραμόρφωσης μπορεί πράγματι να οδηγήσει σε υψηλές τοπικές θερμοκρασίες στην περιοχή της λαίμωσης. Έτσι, ενώ η τάση διαρροής μπορεί να αυξάνει με το ρυθμό παραμόρφωσης, η τάση ψυχρής έλασης μειώνεται καθώς ο ρυθμός παραμόρφωσης αυξάνει.

Πρόσφατες συστηματικές μελέτες της διαρροής πολυμερικών δοκιμίων λόγω τανυσμού, διάτμησης ή συμπίεσης, έδειξαν ότι στο πλείστο των περιπτώσεων υπάρχει ένα μέγιστο στην καμπύλη πραγματικής τάσης - επιμήκυνσης, όπως και στα μέταλλα, το οποίο δεν προκύπτει λόγω της γεωμετρίας του δοκιμίου. Ένα βασικό όμως πρόβλημα στις αναλύσεις αυτές είναι το γεγονός Οτι δεν ακολουθούν όλα τα στοιχεία του υλικού του δοκιμίου την ίδια καμπύλη πραγματικής τάσης επιμήκυνσης, καθώς η τάση για την έναρξη είναι μεγαλύτερη από την τάση για τη συνέχιση της διαρροής.

Η τάση διαρροής των θερμοπλαστικών μεταβάλλεται ευρέως ανάλογα με τη μοριακή τους δομή. Η μεθυλενομάδα –CH2- δίνει μία ευκαμψία στη μακροάλυσο, ενώ η αρωματική παραφαινυλενομάδα είναι μία πολύ δύσκαμπτη ομάδα. Από την άλλη μεριά, ισχυρές διαμοριακές έλξεις δίπολου -δίπολου ή δεσμού υδρογόνου, έχουν την τάση να αυξάνουν την τάση διαρροής. Οι κρυσταλλικές περιοχές στα ημικρυσταλλικά πολυμερή τα καθιστούν περισσότερο δύσκαμπτα και αυξάνουν την τάση διαρροής. Στο εμπορικά διαθέσιμο πολυαιθυλένιο, ο βαθμός κρυσταλλικότητας κυμαίνεται από 50 μέχρι 80% και η αντίστοιχη περιοχή των τάσεων διαρροής είναι από 7 μέχρι 40 MPα.

Η ενδοτράχυνση λόγω επιμήκυνσης των πολυμερών, η οποία είναι μία απαραίτητη προϋπόθεση για να συμβεί ψυχρή έλαση, έχει δύο πιθανές πηγές:

- Η έλαση προκαλεί μοριακό προσανατολισμό των μακροαλύσεων (σχήμα 2.1.1.στ) έτσι ώστε η τάση έλασης (ή τάση ροής) να αυξάνει. Αυτό είναι ένα γενικό φαινόμενο παρατηρούμενο τόσο σε κρυσταλλικά όσο και σε άμορφα πολυμερή.
- Η παραμόρφωση μπορεί να προκαλέσει κρυστάλλωση, όμοια με την κρυστάλλωση που παρατηρείται στα ελαστικά σε υψηλούς βαθμούς έκτασης.

Γενικά, οι μορφολογικές αλλαγές που προκαλούνται μι: την έλαση είναι αρκετά πολύπλοκες και η ενδοτράχυνση λόγω επιμήκυνσης οφείλεται τόσο σε μοριακό προσανατολισμό όσο και σε μορφολογικές μεταβολές.

Η πλαστική παραμόρφωση των κρυσταλλικών πολυμερών, ιδιαίτερα του πολυαιθυλενίου, έχει μελετηθεί από πολλούς ερευνητές, ιδιαίτερα όσον αφορά στις μορφολογικές μεταβολές. Οι μελέτες αυτές έδειξαν ότι κατά την ψυχρή έλαση συμβαίνουν δραστικές αναδιοργανώσεις στο μορφολογικό επίπεδο καθώς η δομή μεταβάλλεται από σφαιρουλιτική σε ινόμορφη με αύξηση του βαθμού πλαστικής παραμόρφωσης.

Σε ορισμένα πολυμερή με υψηλό βαθμό κρυσταλλικότητας είναι δυνατό να πραγματοποιηθούν πολύ υψηλοί λόγοι έλασης, π.χ. 30 ή μεγαλύτεροι, με αριστοποίηση της χημικής σύστασης του συστήματος και των συνθηκών έλασης. Οι υψηλοί αυτοί λόγοι έλασης συνεπάγονται καταστροφή των κρυσταλλικών δομών και τη διαδοχική εκδίπλωση των μακροαλύσεων και οδηγούν σε πολύ υψηλά μέτρα Young (ελαστικότητας).

2.3. Φαινόμενα θραύσης των πολυμερών

2.3.1. Η μικροσκοπική και η μακροσκοπική προσέγγιση της θραύσης των πολυμερών

Από την άποψη της θραύσης τα πολυμερή διακρίνονται συνήθως σε ψαθυρά (brittle) και σε ελατά (ductile). Είδαμε παραπάνω πως διακρίνουμε τις δύο αυτές μορφές θραύσης με βάση το διάγραμμα τάσης - παραμόρφωσης. Αν και κάθε μορφή θραύσης είναι σοβαρή, η ψαθυρή θραύση θεωρείται περισσότερο "επικίνδυνη" επειδή δεν υπάρχει σημαντική ορατή παραμόρφωση - ένα είδος "προειδοποίησης"- πριν ή κατά τη διάρκεια της θραύσης. Αντίθετα, όπως είδαμε παραπάνω, πριν την ελατή θραύση έχουμε εμφανείς μη ανακτήσιμες πλαστικές παραμορφώσεις, οι οποίες βοηθούν να προλάβουμε την τελική θραύση. Στη συνέχεια θα εξετάσουμε και δύο άλλους τρόπους διάκρισης της ψαθυρής από την ελατή θραύση: την ενέργεια που καταναλώνεται κατά τη θραύση και την υφή της επιφάνειας θραύσης. Όπως θα ιδούμε, η εξέταση της ενέργειας θραύσης αποτελεί τη βάση των μεγάλης πρακτικής σημασίας δοκιμών αντοχής των υλικών στην κρούση.

Έχουμε ήδη αναφέρει ότι το ίδιο πολυμερές, ανάλογα με τις συνθήκες θερμοκρασίας, ρυθμού παραμόρφωσης, πεδίου τάσεων, φύσης προσθέτων, περιβάλλοντος, μπορεί να εμφανίζεται ψαθυρό ή ελατό. Η κατανόηση των παραγόντων που επηρεάζουν αυτή την ψαθυρή / ελατή μετάβαση (brittle / ductile transition) είναι πολύ σημαντική για το Μηχανικό των Πολυμερών για την επιλογή των κατάλληλων υλικών και τη συγγραφή των προδιαγραφών τους για συγκεκριμένες χρήσεις.

Υπάρχουν δύο βασικές προσεγγίσεις στη μελέτη της θραύσης των πολυμερών: η μικροσκοπική ή μοριακή και αυτή του συνεχούς μέσου.

Κατά την πρώτη προσέγγιση, η μακροσκοπική θραύση του υλικού είναι το αποτέλεσμα της θραύσης μοριακών δεσμών. Ο υπολογισμός των δυνάμεων που απαιτούνται για τη θραύση των μοριακών δεσμών θα πρέπει, επομένως, να οδηγεί σε μία εκτίμηση της αντοχής του υλικού. Όπως όμως θα ιδούμε στη συνέχεια, η εκτίμηση αυτί] είναι σημαντικά μεγαλύτερη από την πειραματική αντοχή του υλικού λόγω των αναπόφευκτων ατελειών και ρωγμών στη μάζα του.

Κατά τη δεύτερη προσέγγιση το υλικό αντιμετωπίζεται ως συνεχές μέσο χωρίς καμμία αναφορά στη μοριακή του φύση. Η θραύση θεωρείται ότι ξεκινά από μικροσκοπικές ατέλειες ή γεωμετρικές ασυνέχειες και οι προβλέψεις της αντοχής του υλικού γίνονται με βάση το ασκούμενο σύστημα τάσεων και την αποδιδόμενη ενέργεια κατά την περαιτέρω ανάπτυξη των ρωγμών. Η δεύτερη αυτή προσέγγιση

είναι γνωστή ως Μηχανική της Θραύσης (Fracture Mechanics) και είναι στην ουσία η μεθοδολογία χαρακτηρισμού της αντίστασης των υλικών στη διάδοση των ρωγμών.

Υπάρχει σήμερα μία τεράστια προσπάθεια στη γεφύρωση των δύο αυτών προσεγγίσεων. Εφαρμόζοντας τη Μηχανική της Θραύσης στα πολυμερή, δεν πρέπει να μας διαφεύγει ο μακρομοριακός χαρακτήρας τους. Ο Paul Flory το διατύπωσε αυτό ως εξής: "*Η ικανότητα των πολυμερών να υφίστανται μεγάλες παραμορφώσεις χωρίς θραύση ή άλλες μόνιμες αλλοιώσεις, εξηγείται άμεσα με την ποικιλία των διαμορφώσεων που μπορούν να ακολουθήσουν οι μακροαλύσεις τους*". Σε ό,τι ακολουθεί θα χρησιμοποιήσουμε τις δύο αυτές προσεγγίσεις στη μελέτη της

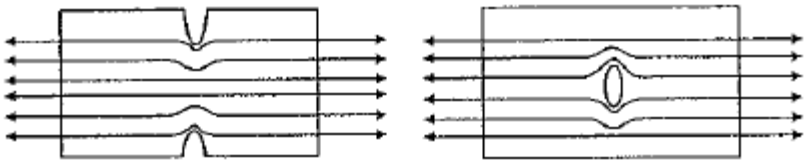
θραύσης των πολυμερών αφού πρώτα διευκρινίσουμε την έννοια των ρωγμών και της συγκέντρωσης τάσης που συνεπάγονται.

2.3.2. Η έννοια της ρωγμής και της συγκέντρωσης τάσης

Μία από τις βασικές έννοιες στη Μηχανική της Θραύσης είναι η ρωγμή (crack). Κάθε υλικό περιέχει έναν αριθμό αταξιών ή δομικών ατελειών στη μάζα του. Παραδείγματα τέτοιων ατελειών αποτελούν τα κενά στα όρια των μικροκόκκων των μετάλλων, μία μικροεγκοπή στην επιφάνεια μιας ίνας ή ένα ξένο σωματίδιο στη μάζα του πολυμερούς. Είναι ακριβώς από αυτές τις ατέλειες όπου μπορούν να αρχίσουν να αναπτύσσονται μικροσχισμές ή μικροεγκοπές στην κύρια μάζα του υλικού μας και εν γένει γεωμετρικές ασυνέχειες. Υλικά χωρίς τέτοιες ατέλειες θραύονται εξαιρετικά δύσκολα. Αντίθετα, όσο περισσότερες ή/και μεγαλύτερες ή/και οξύτερες είναι οι αρχικές ατέλειες τόσο ευκολότερα το υλικό οδηγείται σε θραύση. Παρακάτω υπάρχει σχετική ανάλυση.

Σε κάθε υλικό που περιέχει μία γεωμετρική ασυνέχεια θα υπάρξει μία αύξηση της τάσης στη γειτονική περιοχή της ασυνέχειας. Η αύξηση αυτή της τάσης ονομάζεται συγκέντρωση τάσης (stress concentration) και οφείλεται στην ανακατανομή των δυναμικών γραμμών (γραμμών μετάδοσης της δύναμης μέσω του υλικού) καθώς συναντούν τη γεωμετρική ασυνέχεια. Στο σχήμα 2.3.2.α φαίνεται σχηματικά η συγκέντρωση τάσης για την περίπτωση επιφανειακών εγκοπών (α) και ελλειπτικών οπών (β). Οι γεωμετρικές αυτές ασυνέχειες ονομάζονται συγκεντρωτικά τάσης (stress concentrators). Η μέγιστη τάση

εμφανίζεται στο άκρο της γεωμετρικής ασυνέχειας ή στο σημείο της οξύτερης καμπυλότητας (μέγιστη πυκνότητα δυναμικών γραμμών).



Σχήμα 2.3.2.α : Συγκεντρώσεις τάσεις α) Επιφανειακές εγκοπές βάθους α. β) Ελλειπτικές οπές μήκους κύριου άξονα 2α

Ο λόγος της μέγιστης τάσης στο οξύ άκρο προς τη μέση τάση μακριά από την ασυνέχεια ονομάζεται παράγοντας συγκέντρωσης τάσης, Kt. Η τιμή του στο άκρο του κύριου άξονα μιας ελλειπτικής οπής σε ένα επίπεδο φύλλο πλαστικού, το οποίο υπόκειται σε ελαστικό τανυσμό κατά τη διεύθυνση του δευτερεύοντα άξονα της έλλειψης, δίδεται από την εξίσωση του Inglis:

$$K_t = 1 + 2\sqrt{\frac{a}{r}} \qquad (2.3.1)$$

όπου, 2α είναι το μήκος του κύριου άξονα της έλλειψης και r η ακτίνα καμπυλότητας στο άκρο της. Αν σ είναι η μέση τάση μακράν της οπής (η ονομαστική τάση), η τάση στο άκρο της ελλειπτικής οπής είναι:

$$\sigma_c = \sigma K_t \qquad (2.3.2)$$

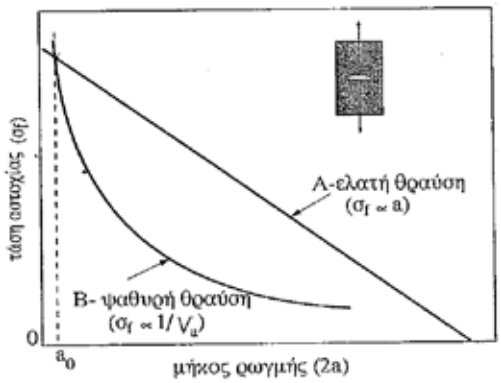
Αν η οπή είναι κυκλική, ακτίνας r, τότε a=r και η εξίσωση 5.16 δίνει Kt=3, η τάση δηλαδή τριπλασιάζεται στην περιφέρεια.

2.3.3. Η συμπεριφορά των πλαστικών στη θραύση

Στην παράγραφο αυτή συνοψίζουμε τη συμπεριφορά στη θραύση πλαστικών που περιέχουν ρωγμές στη μάζα τους. Αν το πλαστικό μας δοκίμιο δεν περιέχει καμία ρωγμή, τότε ισχύουν όσα αναφέραμε στην αρχή του Κεφαλαίου για τη διαρροή και την έλαση των πλαστικών.

Αν η ρωγμή του πλαστικού μας είναι πολύ αμβλεία, θα υπάρχει περιορισμένη εντατικοποίηση της τάσης. Αν και η αποσύνθεση του δοκιμίου θα ξεκινήσει από τη ρωγμή, η τάση θραύσης που υπολογίζεται με βάση την καθαρή εγκάρσια διατομή του δοκιμίου, αντιστοιχεί στην τάση θραύσης που εμφανίζει ένα δοκίμιο του υλικού χωρίς ρωγμή. Βεβαίως, αν η τάση υπολογίζεται με βάση τη μικτή διατομή στο δοκίμιο με τη ρωγμή, τότε θα παρατηρήσουμε μία μείωση της τάσης θραύσης καθώς το μέγεθος της ρωγμής αυξάνει. Αυτό φαίνεται στο σχήμα 2.3.3.α με τη γραμμή Α. Η τομή της γραμμής Α με τον κατακόρυφο άξονα είναι φυσικά η τάση διαρροής σ_Y του υλικού.

Αν όμως η ρωγμή είναι οξεία, τότε η συμπεριφορά του πλαστικού στην θραύση θα είναι σημαντικά διαφορετική. Με εξαίρεση λίγα πολυμερή, όπως το ABS και το μέσης πυκνότητας πολυαιθυλένιο, τα οποία δεν εμφανίζονται ιδιαίτερα



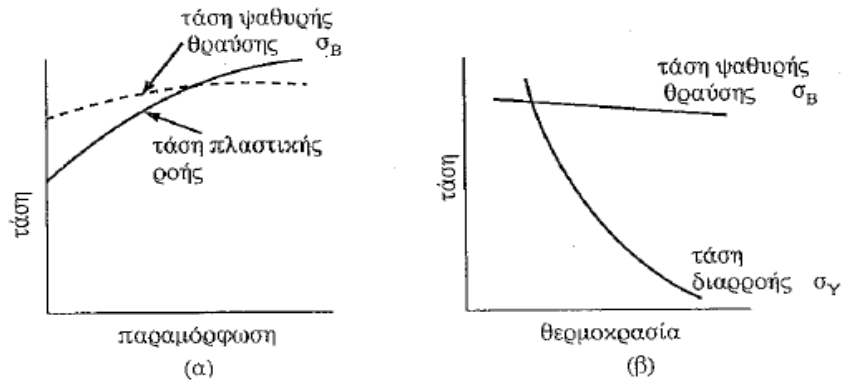
Σχήμα 2.3.3.α: Οι γραμμές ψαθυρής και ελατής θραύσης των πλαστικών.

ευαίσθητα στην κατάσταση των ρωγμών, τα θερμοπλαστικά υφίστανται ψαθυρή θραύση αν περιέχουν οξείες ρωγμές σημαντικού μεγέθους.

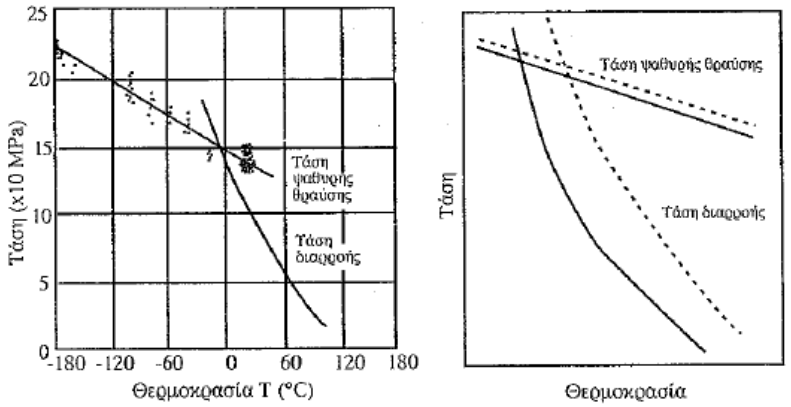
Το πολυανθρακικό είναι το χαρακτηριστικότερο παράδειγμα θερμοπλαστικού που είναι έντονα ευαίσθητο στην παρουσία και το είδος των εγκοπών και των λοιπών ρωγμών. Τα νάυλονς επίσης μπορεί να αλλάζουν τη συμπεριφορά τους στη θραύση από ελατά σε ψαθυρά με την αύξηση της οξύτητας των εγκοπών. Άλλα πολυμερή, όπως τα πολυακρυλικά, το πολυστυρένιο και τα θερμοπλαστικά, είναι πάντοτε ψαθυρά με οποιαδήποτε μορφή ρωγμών.

Εκτός από την επίδραση της εγκοπής, υπάρχουν και άλλοι παράγοντες που επηρεάζουν την ψαθυρή/ελατή μετάβαση ενός υλικού. Τόσο η γραμμή Α όσο και η γραμμή Β του σχήματος 2.3.3.α μπορούν να μετατοπισθούν. Η γραμμή ψαθυρής θραύσης μπορεί να μετατοπισθεί με αλλαγές στη χημική δομή, με τεχνικές κραμματοποίησης, με αλλαγές στις συνθήκες κατεργασίας, κλπ. Η γραμμή διαρροής μπορεί να μετατοπισθεί με τη χρήση προσθέτων, με αλλαγή της θερμοκρασίας ή με αλλαγή του ρυθμού παραμόρφωσης.

Μία χρήσιμη προσέγγιση στην μελέτη της επίδρασης αυτών των παραγόντων στην ψαθυρή/ελατή μετάβαση είναι η υπόθεση LDO (Lydwig-Davidenkov-Orowan), ότι ψαθυρή θραύση συμβαίνει όταν η τάση διαρροής σ_Y ξεπερνά κάποια κρίσιμη τιμή, όπως φαίνεται σχηματικά στο σχήμα 2.3.3.β για την επίδραση της παραμόρφωσης. Θεωρείται ότι η ψαθυρή θραύση και η διαρροή είναι δύο ανεξάρτητες διεργασίες που δίνουν ξεχωριστές γραμμές για την τάση ψαθυρής θραύσης σ_B και για την τάση διαρροής σ_Y σαν συνάρτηση της θερμοκρασίας για σταθερό ρυθμό παραμόρφωσης , όπως φαίνεται στο σχήμα 2.3.3.β. Η μεταβολή στον ρυθμό παραμόρφωσης οδηγεί σε μία μετατόπιση αυτών των γραμμών .



Σχήμα 2.3.3.β: Παραδείγματα ορισμού των μεταβάσεων ψαθύρου/ ελατού κατά τη θεωρία LDO



Σχήμα 2.3.3.γ: α) Επίδραση της θερμοκρασίας στην τάση ψαθυρής θραύσης (δοκιμή λύγισης) και στην τάση διαρροής (δοκιμή τανυσμού) του PMMA . β) Η επίδραση του ρυθμού παραμόρφωσης στην μετάβαση ψαθυρού / ελατού. Οι πλήρεις γραμμές αντιστοιχούν σε χαμηλό ρυθμό ενώ οι διακεκομμένες σε υψηλό ρυθμό παραμόρφωσης.

Κατά την υπόθεση LDO, οποιαδήποτε διεργασία εμφανίζει χαμηλότερη τάση είναι και η παρατηρούμενη διεργασία. Έτσι, στο σχήμα 2.3.3.β, σε χαμηλές θερμοκρασίες παρατηρείται ψαθυρή θραύση ($\sigma_B<\sigma_Y$) ενώ σε υψηλότερες θερμοκρασίες το υλικό συμπεριφέρεται ως ελατό (διαρρέει). Το σημείο τομής λοιπόν των δύο γραμμών ορίζει τη μετάβαση ψαθυρού/ελατού του υλικού.

Η τάση ψαθυρής θραύσης δεν επηρεάζεται σημαντικά από τη θερμοκρασία και τον ρυθμό παραμόρφωσης (τυπικά, διπλασιάζεται στο διάστημα από -180 μέχρι +20 °C). Αντίθετα, η τάση διαρροής επηρεάζεται δραματικά τόσο από τη θερμοκρασία όσο και από τον ρυθμό παραμόρφωσης: Αυξάνει καθώς αυξάνει ο ρυθμός παραμόρφωσης και για την περίπτωση του πολυ(μεθακρυλικού μεθυλεστέρα) (PMMA). Για το PMMA, επομένως, αναμένεται ανύψωση της θερμοκρασίας μετάβασης ψαθυρού /ελατού με αύξηση του ρυθμού παραμόρφωσης (σχήμα 2.3.3.γ).

Ένα άλλο παράδειγμα είναι το naylon, όπου, μεταβάλλοντας τον ρυθμό παραμόρφωσης σε μία δοκιμή εφελκυσμού, μπορούμε να έχουμε είτε ψαθυρή ή ελατή συμπεριφορά: Σε χαμηλούς ρυθμούς παραμόρφωσης το νάυλον συ-μπεριφέρεται ως ελατό και εμφανίζει ψυχρή έλαση ενώ σε υψηλούς ρυθμούς συμπεριφέρεται ως ψαθυρό.

Από τα παραπάνω είναι φανερό ότι η αντίσταση ενός υλικού στη διάδοση των ρωγμών δεν προσδιορίζεται από την εγγενή του δυσθραυστότητα KIC, αλλά από τον λόγο της δυσθραυστότητας προς την τάση διαρροής.

Υλικό	G_{Ic} (kJ/m^2)	K_{Ic} ($MN/m^{3/2}$)	$(K_{Ic}/\sigma_Y)^2$ mm
ABS	5	2-4	17
Πολυακετάλη	1,2-2	4	6
Πολυακρυλικό	0,35-1,6	0,9-1,6	0,2-0,5
LDPE	6,5	1	16
HDPE	3,5-6,5	0,5-5	5-100
Nylon 66	0,25-4	3	3.6
Πολυανθρακικό	0,4-5	1-2,6	0,4-2,7
Πολυστυρένιο	0,3-0,8	0,7-1,1	0,4
uPVC	1,3-1,4	1-4	1,1-18
Εποξειδική ρητίνη	0,1-0,3	0,3-0,5	0,02-0,06
Γυαλί	0,01-0,02	0,75	0,1
Χάλυβας	100	140	250

Πίνακας Ι: Τυπικές παράμετροι δυσθραυστότητας αντιπροσωπευτικών υλικών στους 20 °C.

2.3.4. Πορώδεις ρωγμές

Όταν ασκείται τανυστική τάση σε υαλώδη θερμοπλαστικά, είναι δυνατή η εμφάνιση πορωδών ρωγμών (crazes), οι οποίες είναι στρώματα πολυμερούς, πάχους από λίγα νανόμετρα μέχρι λίγα μικρά, τα οποία εκτείνονται κάθετα προς τη διεύθυνση της μέγιστης τανυστικής τάσης, αντανακλούν το φως και, αν η ασκούμενη τάση είναι αρκετή, υφίστανται θραύση. Σε αντίθεση όμως με τις ρωγμές που εξετάσαμε ως τώρα, οι πορώδεις ρωγμές είναι ικανές να φέρουν φορτίο λόγω

των ινιδίων (microfibrils) του πολυμερούς που εκτείνονται μεταξύ των τοιχωμάτων της ρωγμής, παράλληλα προς την κατεύθυνση της ασκούμενης τάσης. Λόγω αυτής της ικανότητας της να φέρει φορτίο, μία πορώδης ρωγμή μπορεί να περνά δίπλα σε μία άλλη χωρίς να επηρεάζεται από την παρουσία της. Σε αντίθεση με τη συμπεριφορά αυτή, οι ρωγμές που εξετάσαμε ως τώρα επηρεάζονται από την παρουσία γειτονικών ρωγμών και η μία τείνει να τερματίσει κάθετα προς τη γειτονική της. Πορώδεις ρωγμές εμφανίζουν μόνο τα θερμοπλαστικά και καμία άλλη κατηγορία υλικών.

Η σημασία των πορωδών ρωγμών (ΠΡ) είναι μεγάλη για πολλούς λόγους. Κατ' αρχήν αποτελούν τις ατέλειες από τις οποίες αρχίζουν να αναπτύσσονται οι κανονικές ρωγμές. Δεύτερον, καθώς η ρωγμή διαδίδεται, περισσότερες ΠΡ παράγονται στο οξύ άκρο της δημιουργώντας έτσι μία πλαστική ζώνη η οποία αμβλύνει τη ρωγμή. Τρίτον, ο σχηματισμός και η παραμόρφωση των ΠΡ είναι η κύρια αιτία απορρόφησης ενέργειας (η αιτία δηλαδή της δυσθραυστότητας) σε πολλά πλαστικά τροποποιημένα με ελαστικό, όπως το πολυστυρένιο. Τέταρτον, ένα είδος ΠΡ παράγονται στα όρια της λαίμωσης κατά την ψυχρή έλαση ημικρυσταλλικών πολυμερών. Τέλος, ο σχηματισμός και η καταστροφή των ΠΡ διεκολύνονται πολύ από την παρουσία μικρών μορίων και αυτή η ευαισθησία τους καθιστά τα θερμοπλαστικά ιδιαίτερα ευάλωτα σε περιβάλλοντα τέτοιων ουσιών.

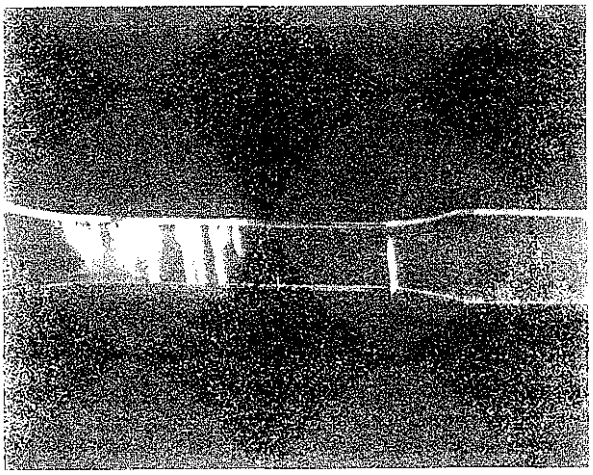
Η δημιουργία ΠΡ αυξάνει τη δυσθραυστότητα των θερμοπλαστικών σε σχέση με τα θερμοσκληρυνόμενα, τυπικά, κατά δύο ή τρεις τάξεις μεγέθους. Ο άλλος όμως μηχανισμός πλαστικής παραμόρφωσης λόγω διαρροής (ροής λόγω διάτμησης), που εξετάσαμε προηγούμενα, είναι ένας αποτελεσματικότερος μηχανισμός απορρόφησης

ενέργειας δεδομένου ότι η ροή λόγω διάτμησης είναι μία συνεχής διεργασία στο χώρο εκτεινόμενη σε μεγαλύτερο κλάσμα όγκου του υλικού καθώς και μία διεργασία που δεν επηρεάζεται από περιβαλλοντικά φαινόμενα. Έτσι, η πλαστική παραμόρφωση λόγω διαρροής είναι "καλλίτερη" από τη δημιουργία ΠΡ, αλλά η δημιουργία ΠΡ είναι πολύ καλλίτερη από καθόλου πλαστική παραμόρφωση.

Σε αντίθεση με τον τανυσμό των ελαστικών ή την ψυχρή έλαση, η δημιουργία ΠΡ γίνεται χωρίς πλευρική συστολή (συνθήκες επίπεδης παραμόρφωσης, ez = 0) με συνέπεια την τοπική μείωση της πυκνότητας του υλικού. Δημιουργείται δηλαδή μία πορώδης δομή όπου το κλάσμα όγκου του πολυμερούς είναι αντιστρόφως ανάλογο του κλάσματος επιμήκυνσης λ. Η μείωση της πυκνότητας γίνεται σε τόσο μικρή κλίμακα ώστε ο δείκτης διάθλασης μειώνεται δραστικά καθιστώντας την περιοχή πολυανακλαστική (σχήμα 2.3.4.α). Από μετρήσεις του δείκτη διάθλασης προκύπτει ότι το πορώδες σε μία ΠΡ ποικίλει ανάλογα με τις συνθήκες, για παράδειγμα, από 90% υπό τανυσμό μέχρι 10% μετά ανόπτηση και χωρίς τάση.

Μεταξύ λοιπόν των δύο μηχανισμών πλαστικής παραμόρφωσης υπάρχει μία βασική διαφορά: Κατά τη διαρροή λόγω διάτμησης, ο όγκος του υλικού παραμένει σταθερός ενώ κατά τη δημιουργία ΠΡ. ο όγκος του υλικού αυξάνει.

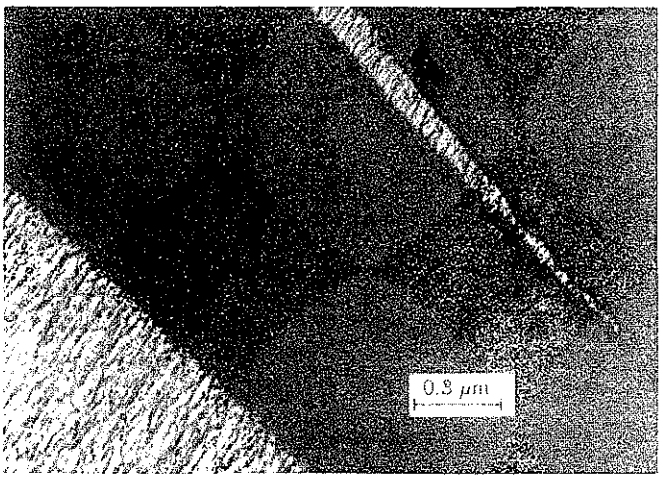
Όταν η ΠΡ ευρίσκεται υπό τάση, τα ινίδια αποτελούνται από πλαστικά προσανατολισμένο άμορφο (υαλώδες) πολυμερές (σχήμα 2.3.4.α) ομοιόμορφης διαμέτρου κυμαινόμενης από περίπου 0,5 μέχρι 30nm.



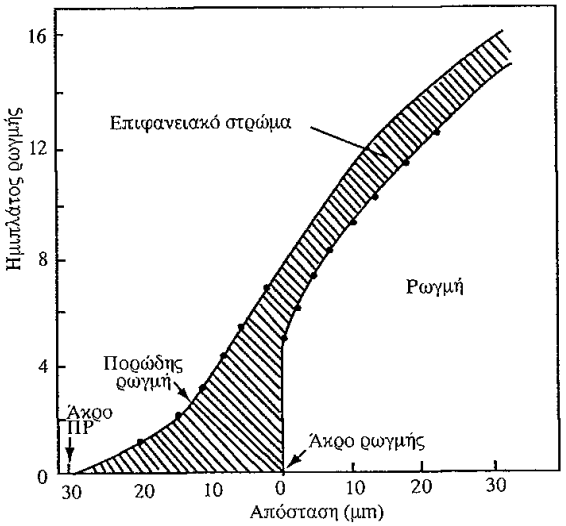
Σχήμα 2.3.4.α: Δοκίμιο πολυανθμακικού υπό τανυσμό, περιέχον διάφορες ασυνήθιστα μεγάλες πορώδεις ρωγμές που εκτείνονται κατά μήκος όλης της διατομής, αποδεικνύοντας ότι οι ΠΡ μπορούν να φέρουν φορτίο.

Όταν η τάση αφαιρείται και το υλικό υφίσταται ανόπτηση πάνω από τη θερμοκρασία υαλώδους (.μετάπτωσης, τα ινίδια συστέλλονται και διογκώνονται ενώ η τοπική πυκνότητα και ο δείκτης διάθλασης επανέρχονται στις κανονικές τιμές του μη παραμορφωμένου πολυμερούς. Η ΠΡ δηλαδή "επουλώνεται" με την ανόπτηση. Η συμπεριφορά αυτή χρησιμοποιείται για τη διάκριση μιας ΠΡ από μία κανονική ρωγμή, η οποία δεν επουλώνεται με ανόπτηση.

Όπως ήδη αναφέραμε, η ΠΡ είναι η πρόδρομη παραμόρφωση που μπορεί να οδηγήσει σε σχηματισμό κανονικής ρωγμής. Επίσης, η πλαστική ζώνη στο άκρο διαδιδόμενης ρωγμής σε θερμοπλαστικά κάτω της T_g μπορεί να συνίσταται από επάλληλες ΠΡ. Στο σχήμα 2.3.6.γ φαίνεται σχηματικά το άκρο μιας ρωγμής ενός υαλώδους θερμοπλαστικού, της οποίας προηγείται η περιοχή ΠΡ. Όπως δείχνει το σχήμα, η κανονική ρωγμή περιβάλλεται από λεπτό στρώμα ΠΡ.



Σχήμα 2.3.4.β: Ηλεκτρονική μικροφωτογραφία υπερλεπτής τομής πολύ(διμέθυλοφαινυλενοξειδίου)όπου φαίνεται το άκρο μιας ΠΡ και τμήμα ανεπτυγμένης ΠΡ.



Σχήμα 2.3.4.γ: Σχηματική παράσταση της περιοχής ΠΡ (διαγραμμισμένη) σε μία κανονική ρωγμή.

2.4. Στατική κόπωση των πλαστικών

Από το προηγούμενο Κεφάλαιο γνωρίζουμε ότι ένα πλαστικό, στο οποίο ασκείται μία σταθερή τάση, αλλάζει τις διαστάσεις του λόγω του φαινομένου του ερπυσμού. Το πλαστικό, βέβαια, δεν μπορεί να συνεχίζει να εκτείνεται επ' άπειρον και κάποια στιγμή θα υποστεί θραύση. Λέμε στην περίπτωση αυτή ότι το υλικό μας έχει υποστεί στατική κόπωση (static fatigue) ή θραύση λόγω ερπυσμού. Ο χρόνος που απαιτείται για τη θραύση εξαρτάται από πολλούς παράγοντες όπως, η ασκούμενη τάση, η θερμοκρασία, η γεωμετρία του δοκιμίου, η μέθοδος επεξεργασίας, το είδος

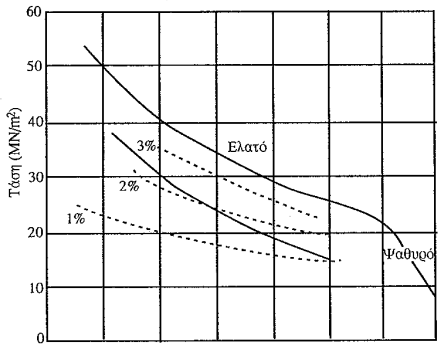
του περιβάλλοντος κλπ. Όταν η τάση είναι πολύ χαμηλή, η αντοχή του υλικού μπορεί να θεωρηθεί πρακτικά άπειρη. Αντίθετα, όταν η τάση είναι πολύ υψηλή, το υλικό μπορεί να υφίσταται θραύση σχεδόν αμέσως με την εφαρμογή της τάσης.

Για τον μηχανισμό της στατικής κόπωσης θεωρείται ότι, καθώς ο ερπυσμός συνεχίζεται, η τάση σε κάποια στιγμή καθίσταται ικανή να προκαλέσει τη δημιουργία μιας ρωγμής αλλά όχι την καταστροφική της διάδοση. Η τάση στην υπόλοιπη καθαρή διατομή αυξάνεται απειροστά οδηγώντας σε περαιτέρω σταθερή αύξηση της ρωγμής. Η διεργασία αυτή συνεχίζεται μέχρις ότου η τοπική τάση αυξηθεί τόσο ώστε η εναπομένουσα καθαρή διατομή να μην μπορεί να την αντέξει, οπότε η ρωγμή διαδίδεται καταστροφικά μέχρι τη θραύση του υλικού.

Στο σχήμα 2.4.α φαίνεται ο τυπικός τρόπος με τον οποίο παρουσιάζονται τα δεδομένα στατικής κόπωσης. Αν της θραύσης προηγείται πορώδης ρηγμάτωση ή λεύκανση λόγω τάσης (stress whitening) ή λαίμωση, καταγράφεται συνήθως στο

διάγραμμα σε ποια έκταση του ερπυσμού παρατηρήθηκε. Όπως δείχνει το διάγραμμα, η εμφάνιση πορώδους ρηγμάτωσης δεν σημαίνει ότι ακολουθεί άμεσα η θραύση. Η θραύση μπορεί να ακολουθήσει μετά από μέρες ή χρόνια. Η εμφάνιση όμως πορώδους ρηγμάτωσης ή λεύκανσης μπορεί να χρησιμοποιηθεί ως μία προειδοποίηση ότι επίκειται θραύση και επομένως το υλικό θα πρέπει να αποσυρθεί. Χρήσιμες από την άποψη αυτή είναι και οι ισομετρικές γραμμές (γραμμές σταθερού ερπυσμού) στο διάγραμμα, οι οποίες είναι σχεδόν παράλληλες προς την ελατή περιοχή της καμπύλης θραύσης.

Το πλείστο των πλαστικών συμπεριφέρονται ως ελατά στην στατική κόπωση. Εξαίρεση αποτελούν το πολυστυρένιο, το πολυακρυλικό και το ενισχυμένο με υαλοϊνες νάυλον. Ακόμη και εκείνα τα πλαστικά που συμπεριφέρονται ως ελατά σε μικρούς χρόνους (μεγάλες τάσεις), τείνουν να γίνουν ψαθυρά σε μακρούς χρόνους (μικρές τάσεις). Κλασικό παράδειγμα αποτελεί η ψαθυρή θραύση των σωλήνων πολυαιθυλενίου μετά από χρόνια, όταν υπόκεινται σε μέτριες πιέσεις.



Σχήμα 2.4.α: Τυπική συμπεριφορά των πλαστικών σε στατική κόπωση. Η συνεχής γραμμή αντιστοιχεί στην θραύση και η ημιδιακεκομμένη σε πορώδη ρηγμάτωση ή λενκανση λόγω τάσης. Οι διακεκομμένες γραμμές είναι οι ισομετρικές καμπύλες.

Μία εύχρηστη εξίσωση για την πρόβλεψη του χρόνου θραύσης, είναι η ακόλουθη:

$$t_f = Ae^{-B\sigma} \tag{5.4.1}$$

όπου A και B σταθερές, χαρακτηριστικές για κάθε υλικό.

Η θεωρία των απολύτων ταχυτήτων του Eyring, μπορεί να χρησιμοποιηθεί για την πρόβλεψη του χρόνου θραύσης για δεδομένη τάση σ σε διάφορες θερμοκρασίες. Η στατική κόπωση αντιμετωπίζεται ως μία ενεργοποιημένη διεργασία και, , η εξίσωση του χρόνου θραύσης είναι:

$$t_f = t_0 \exp\left\{\frac{\Delta H - \beta\sigma}{RT}\right\} \tag{5.4.2}$$

Η σταθερά t_0 είναι περίπου ίση με 10^{-12} s για το πλείστο των πλαστικών. Συνήθως προσδιορίζονται σε κάποια θερμοκρασία οι σταθερές ΔH και β και στη συνέχεια χρησιμοποιούνται για την πρόβλεψη της στατικής κόπωσης σε άλλες θερμοκρασίες,

Η Μηχανική της Θραύσης μπορεί επίσης να χρησιμοποιηθεί για την πρόβλεψη της στατικής κόπωσης. Έχει βρεθεί ότι ο ρυθμός αύξησης των ρωγμών στη στατική κόπωση σχετίζεται με τον εντατικό παράγοντα τάσης K του υλικού με την ακόλουθη σχέση:

$$\frac{da}{dt} = C_1 K^m \tag{5.4.3}$$

2.5. Δυναμική κόπωση των πλαστικών

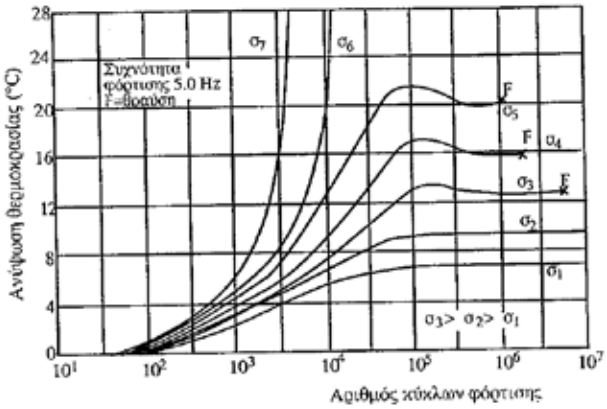
Μία από τις συνηθέστερες αιτίες θραύσης των πλαστικών είναι η κόπωση υπό την επίδραση ενός κυκλικά αυξομειούμενου φορτίου. Για να τη διακρίνουμε από τη στατική κόπωση, την ονομάζουμε δυναμική κόπωση ή, απλά, κόπωση (fatigue). Οι

επιβαλλόμενες τάσεις κατά την κόπωση είναι χαμηλότερες από τις τάσεις διαρροής ή θραύσης των υλικών, όπως προσδιορίζονται στις τυπικές δοκιμές (π.χ. εφελκυσμού) με συνεχή αύξηση της επιβαλλόμενης τάσης. Το αποτέλεσμα αυτών των κυκλικών φορτίσεων είναι η ανάπτυξη ρωγμών σε σημεία συγκέντρωσης τάσης στη μάζα του υλικού ή στην επιφάνεια του από ένα αρχικό μέγεθος κάτω του κρισίμου μέχρι ένα κρίσιμο μέγεθος και η εν συνεχεία καταστροφική διάδοση τους.

Το φαινόμενο της δυναμικής κόπωσης είναι ένα πολύπλοκο φαινόμενο καθώς η κυκλική φόρτιση καθ' εαυτήν συνεπάγεται ότι η τάση, η παραμόρφωση και ο χρόνος μεταβάλλονται, όλα ταυτόχρονα. Λόγω του ιξωδοελαστικού χαρακτήρα των πολυμερών, ο χρόνος (ή συχνότητα της κυκλικής φόρτισης) είναι ένας σημαντικός παράγοντας. Πέραν όμως αυτών υπάρχουν και άλλες ειδικές παράμετροι που υπεισέρχονται στην ανάλυση της κόπωσης, όπως το εάν ελέγχεται το εύρος διακυμάνσεων της τάσης ή της παραμόρφωσης, η μέση τάση (η οποία δεν είναι αναγκαστικά ίση με μηδέν) ή η μέση παραμόρφωση αλλά και η ίδια η μορφή της κυκλικής φόρτισης. Μία άλλη σημαντική παράμετρος είναι η θέρμανση των πλαστικών κατά την καταπόνηση και η γενικά μικρή θερμική τους αγωγιμότητα, ο συνδυασμός των οποίων μπορεί να συνεπάγεται σημαντική αύξηση της θερμοκρασίας του υλικού κατά την κόπωση συνέπεια τον υποβιβασμό των

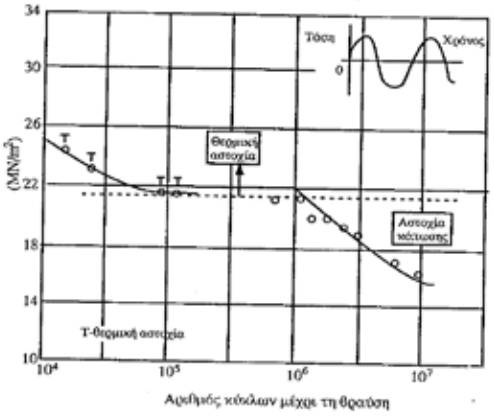
μηχανικών του ιδιοτήτων. Μία επιπλέον παράμετρος είναι ο στατιστικός χαρακτήρας της παρουσίας ρωγμών κατάλληλου μεγέθους ή/και προσανατολισμού. Επειδή υπάρχει μεγαλύτερη πιθανότητα να βρεθεί η κατάλληλη ρωγμή σε ένα μεγαλύτερο δοκίμιο, υπάρχει συνήθως και η παράμετρος του μεγέθους του δοκιμίου.

Ας εξετάσουμε την περίπτωση ενός πλαστικού, το οποίο υπόκειται σε κυκλική φόρτιση καθορισμένου εύρους διακύμανσης ±σ1. Ένα μέρος του παραγόμενου έργου μετατρέπεται σε θερμότητα εντός του υλικού, μέρος της οποίας οδηγεί σε αύξηση της θερμοκρασίας του ενώ η υπόλοιπη αποβάλλεται στο περιβάλλον. Είναι δυνατόν να οδηγηθούμε σε ένα είδος μόνιμης κατάστασης, όπου η καταναλισκόμενη ενέργεια για την αύξηση της θερμοκρασίας ισούται με την αποβαλλόμενη προς το περιβάλλον θερμική ενέργεια. Στην κατάσταση αυτή η θερμοκρασία παραμένει σταθερή μέχρις ότου το υλικό υποστεί ψαθυρή θραύση μετά από έναν αριθμό κύκλων φόρτισης. Στο σχήμα 2.5.α φαίνεται σχηματικά η μεταβολή της θερμοκρασίας κατά την κυκλική φόρτιση. Από την εικόνα αυτή μπορεί να προκύψει ένα εύχρηστο διάγραμμα του εύρους διακύμανσης της ασκούμενης τάσης ως προς τον αριθμό των κύκλων φόρτισης που απαιτούνται μέχρι τη θραύση. Ένα τέτοιο διάγραμμα φαίνεται στο σχήμα 2.5.β για την κόπωση της πολυακετάλης.



Σχήμα 2.5.α: Η αύξηση της θερμοκρασίας κατά την κυκλική φόρτιση

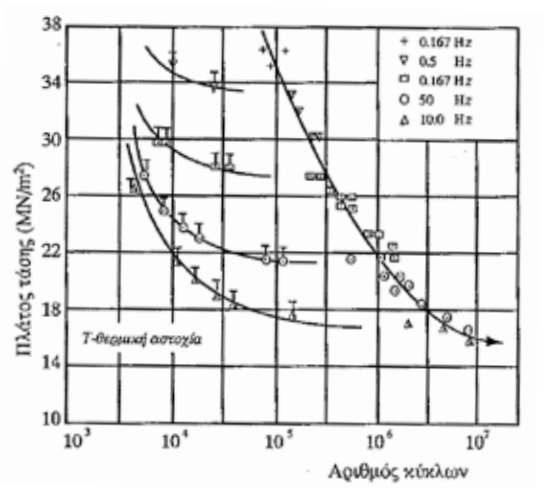
Αν το εύρος διακύμανσης της τάσης αυξηθεί, τότε η θερμοκρασία θα αυξηθεί περισσότερο και θα σταθεροποιηθεί σε μία υψηλότερη τιμή. Αυτό θα συνεχισθεί μέχρι ένα σημείο, πέραν του οποίου η θερμοκρασία δεν σταθεροποιείται με αποτέλεσμα την αχρήστευση του υλικού λόγω θερμικής μαλάκωσης. Σε ακόμη μεγαλύτερες τάσεις, η αχρήστευση του υλικού γίνεται ακόμη γρηγορότερα. Διακρίνουμε, έτσι, δύο περιοχές στο διάγραμμα του σχήματος 2.5.β: μία για χαμηλές τάσεις όπου έχουμε τη συνήθη ψαθυρή θραύση σε μεγάλο αριθμό κύκλων φόρτισης και μία για σχετικά υψηλότερες τάσεις, οπότε έχουμε τη θερμική αχρήστευση του υλικού σε σχετικά σύντομο χρονικό διάστημα.



Σχήμα 2.5.β: Τυπική συμπεριφορά δυναμικής κόπωσης θερμοπλαστικού με συχνότητα φόρτισης 5 Hz.

Όσο αυξάνει η συχνότητα φόρτισης τόσο χαμηλότερη είναι η τάση που απαιτείται για την αχρήστευση του υλικού είτε θερμικά είτε με ψαθυρή θραύση. Ένα τέτοιο πολλαπλό διάγραμμα για διάφορες συχνότητες φόρτισης φαίνεται στο σχήμα 2.5.γ για την πολυακετάλη. Παρατηρούμε ότι τα τμήματα της ψαθυρής θραύσης λόγω κόπωσης κείνται επί μιας κοινής μητρικής γραμμής. Σε ορισμένα πλαστικά η γραμμή αυτή γίνεται οριζόντια για μεγάλο αριθμό κύκλων φόρτισης. Η τάση στην οποία αυτό συμβαίνει ονομάζεται όριο κόπωσης (fatigue limit).

Για τα πλαστικά στα οποία η αχρήστευση λόγω κόπωσης συνεχίζεται ακόμη και για σχετικά μικρές τάσεις, είναι απαραίτητο να ορίσουμε ένα όριο αντοχής στην κόπωση (endurance limit), δηλαδή την τάση που δεν θα προκαλούσε αχρήστευση λόγω κόπωσης μέχρι έναν αποδεκτά μεγάλο αριθμό κύκλων φόρτισης. Τα όρια αυτά είναι χαρακτηριστικά για κάθε πλαστικό και εξαρτώνται, εκτός των άλλων, από τον ιξωδοελαστικό του χαρακτήρα και τη Θερμική του αγωγιμότητα. Τα Θερμοσκληρυνόμενα υλικά είναι θερμικά σταθερά υλικά και εμφανίζουν μόνο ψαθυρή θραύση κατά τη δυναμική κόπωσης



Σχήμα 2.5.γ: Τυπική δυναμική κόπωση θερμοπλαστικού για διάφορες συχνότητες φόρτισης

Κατά την κυκλική φόρτιση, η ενέργεια που μετατρέπεται σε θερμότητα είναι ανάλογη του γινομένου της τάσης με την παραμόρφωση. Αν κατά τη φόρτιση το εύρος διακύμανσης της τάσης διατηρείται σταθερό, τότε κάθε αύξηση της θερμοκρασίας θα συνεπάγεται μεγαλύτερη παραμόρφωση, η οποία με τη σειρά της συνεπάγεται υψηλότερη θερμοκρασία με αποτέλεσμα τη θερμική αχρήστευση του υλικού αν η αποβολή θερμότητας προς το περιβάλλον δεν είναι επαρκής.

Αν, αντίθετα, κατά την κυκλική φόρτιση διατηρείται σταθερό το εύρος διακύμανσης της παραμόρφωσης, τότε αύξηση της θερμοκρασίας συνεπάγεται μείωση του μέτρου ελαστικότητας άρα μείωση του εύρους διακύμανσης της ασκούμενης τάσης. Μείωση της τάσης όμως σημαίνει μείωση της ενέργειας που μετατρέπεται σε θερμότητα, άρα μείωση της θερμοκρασίας. Στην περίπτωση λοιπόν αυτή έχουμε έναν μηχανισμό αυτοσταθεροποίησης της θερμοκρασίας, οπότε εμφανίζεται μόνο ψαθυρή θραύση λόγω κόπωσης.

2.6. Η αντοχή των πλαστικών στην κρούση

Μία από τις σημαντικότερες τελικές ιδιότητες των πολυμερών είναι η αντοχή τους στην ταχεία φόρτιση (επιβολή τάσης με πολύ υψηλό ρυθμό παραμόρφωσης) ή στα απότομα χτυπήματα ή στην πτώση τους από ύψος, δηλαδή, η αντοχή τους στην κρούση (impact strength). Παρά την μεγάλη της σημασία για την επυλογή των κατάλληλων υλικών για συγκεκριμένες εφαρμογές, η ιδιότητα αυτή παραμένει μία από τις ιδιότητες που έχουν λιγότερο κατανοηθεί. Η αντοχή στην κρούση δεν είναι μία ενδογενής ιδιότητα του πλαστικού, αλλά εξαρτάται από ένα πλήθος εξωτερικών παραγόντων όπως, η θερμοκρασία, ο ρυθμός παραμόρφωσης, το σύστημα τάσεων, η ανισοτροπία, η γεωμετρία του δοκιμίου, οι συνθήκες

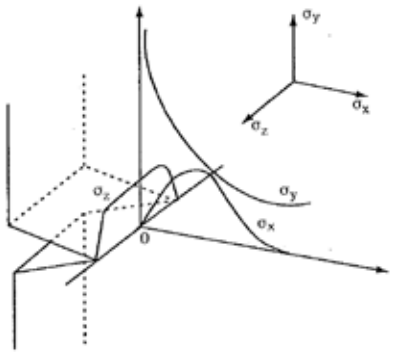
παρασκευής, το περιβάλλον, κλπ. Έτσι, τα αποτελέσματα των διαφόρων δοκιμών κρούσης έχουν έναν μάλλον εμπειρικό χαρακτήρα και χρησιμοποιούνται, κύρια, για τη σύγκριση των πλαστικών. Συχνά όμως δεν υπάρχει καλή συσχέτιση μεταξύ των αποτελεσμάτων εργαστηριακών δοκιμών και επίδοσης του τελικού προϊόντος καθώς και μεταξύ των δοκιμών διαφορετικών εργαστηρίων.

Ευτυχώς η κατάσταση δεν είναι τόσο απογοητευτική στην πράξη. Γενικά, είναι δυνατόν να επιτευχθούν ικανοποιητικοί σχεδιασμοί προϊόντων χρησιμοποιώντας εργαστηριακά δεδομένα κρούσης σε συνθήκες κατά το δυνατόν πλησιέστερα προς τις συνθήκες χρήσης του πλαστικού προϊόντος. Βιβλιογραφικά δεδομένα αντοχής σε κρούση μπορούν να χρησιμοποιηθούν για μία αρχική επιλογή των υλικών με βάση το επιθυμητό επίπεδο δυσθραυστότητας. Στη συνέχεια, όπου αυτό είναι δυνατόν, γίνονται συμπληρωματικές δοκιμές από κομμάτια του μορφοποποιημένου τελικού προϊόντος για να επιβεβαιωθεί αν το υλικό, όπως κατεργάσθηκε, είναι κατάλληλο για την συγκεκριμένη λειτουργία. Εννοείται, βέβαια, ότι αποφεύγουμε κατά την τελική χρήση εκείνους τους παράγοντες που επαυξάνουν την ευθραυστότητα του πλαστικού όπως τα συγκεντρωτικά τάσης (εγκοπές, ξένα σώματα, ρωγμές, κλπ.) και τις πολύ χαμηλές θερμοκρασίες. Τους παράγοντες αυτούς εξετάζουμε στην επόμενη παράγραφο.

2.6.1. Παράγοντες που επηρεάζουν την αντοχή σε κρούση

Γενικά, η συμπεριφορά στην κρούση ενός πλαστικού αντικειμένου κατά τη χρήση του, είναι το συνδυασμένο αποτέλεσμα της επίδρασης του ασκούμενου συστήματος τάσεων και της γεωμετρίας του αντικειμένου. Γεωμετρικές ασυνέχειες

στο αντικείμενου μπορούν να καταστήσουν τοπικά ένα φαινομενικά απλό μονοαξονικό σύστημα τάσεων σε ένα επικίνδυνο τριαξονικό σύστημα.



Σχήμα 2.6.1.α: Κατανομή των τριαξονικών τάσεων στο άκρο μιας εγκοπής

Στο σχήμα 2.6.1.α φαίνεται το τριαξονικό σύστημα τάσεων που υπάρχει στο άκρο μιας εγκοπής. Είναι ακριβώς αυτό το τριαξονικό σύστημα που καθιστά εύθραστο το υλικό. Αυτός είναι ο λόγος που στην πράξη θα πρέπει να αποφεύγονται εγκοπές, οπές, απότομες αλλαγές στις διατομές, κλπ., σε κρίσιμες περιοχές ενός μορφοποιημένου αντικειμένου που υπόκειται σε τάση.

Αν και θα μπορούσαν στο εργαστήριο να δοκιμασθούν δοκίμια με ομαλές επιφάνειες, είναι πολύ πιο χρήσιμο να εξετάζονται δοκίμια στα οποία εμφανίζεται τριαξονικό σύστημα τάσεων. Αυτό επιτυγχάνεται με τη δημιουργία μιας κατάλληλης επιφανειακής εγκοπής στο δοκίμιο. Τόσο το βάθος όσο και η καμπυλότητα στο άκρο της εγκοπής μπορούν να επηρεάσουν σημαντικά την αντοχή στην κρούση.

Στο σχήμα 2.6.1.β φαίνεται η τυπική μεταβολή της αντοχής σε κρούση με την ακτίνα καμπυλότητας του άκρου της εγκοπής διαφόρων θερμοπλαστικών. Παρατηρούμε ότι η σειρά δυσθραυστότητας των υλικών είναι διαφορετική ανάλογα

με την καμπυλότητα της εγκοπής. Αυτό θα μπορούσε να εξηγηθεί αν θεωρήσουμε ότι υπάρχουν δύο συμβολές στην δυσ-θραυστότητα: η ενέργεια δημιουργίας ρωγμών και η ενέργεια διάδοσης τους. Όταν η εγκοπή είναι πολύ οξεία (π.χ. ακτίνα καμπυλότητας 0,25 mm), μπορεί να θεωρηθεί ότι η ενέργεια που απαιτείται για την έναρξη της ρωγμής είναι πολύ μικρή και η κύρια συμβολή στην δυσθραυστότητα είναι η ενέργεια διάδοσης.

Έτσι, σύμφωνα με το σχήμα 2.6.1.β, το HDPE και το ABS έχουν σχετικά υψηλές ενέργειες διάδοσης των ρωγμών το PVC ή το νάιλον έχουν χαμηλές. Η σημαντική βελτίωση της δυσθραυστότητας του PVC και του νάιλον όταν εισάγεται μία αμβλεία εγκοπή υποδεικνύουν ότι οι ενέργειες τους έναρξης των ρωγμών είναι σχετικά υψηλές. Αντίθετα, η μικρή βελτίωση της δυσθραυστότητας του ABS με την ακτίνα καμπυλότητας της εγκοπής δείχνει ότι η ενέργεια έναρξης της ρωγμής είναι σχετικά χαμηλή.

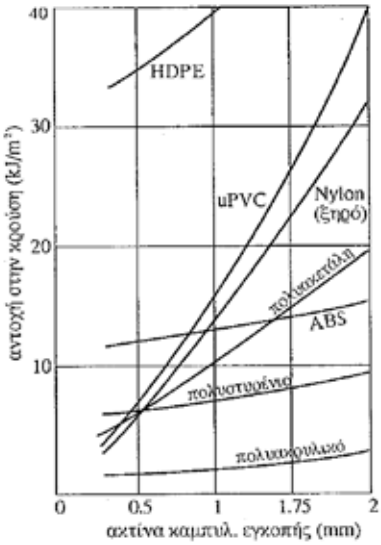
Η αντοχή στην κρούση αυξάνει επίσης καθώς μειώνεται το βάθος της εγκοπής. Η εξάρτηση αυτή μπορεί να περιγραφεί για ορισμένα υλικά από τη γνωστή μας σχέση για τον παράγοντα συγκέντρωσης τάσης Kt:

$$K_t = 1 + 2\sqrt{\frac{a}{r}}$$

που α το βάθος της εγκοπής και r η ακτίνα καμπυλότητας στο άκρο της,

Για ορισμένα υλικά, όπως τα πολυακρυλικά ή το ενισχυμένο με υαλοϊνες νάυλον, υπάρχει πράγματι μία καλή συσχέτιση μεταξύ της αντοχής σε κρούση και του αντίστροφου του K_t. Για άλλα όμως υλικά, όπως το PYO, δεν προκύπτουν σαφείς

συσχετίσεις παρά μόνο αν ληφθούν υπόψη και οι περιορισμένες διαστάσεις του δοκιμίου στον υπολογισμό του K_t.



Σχήμα 2.6.1.β: Η μεταβολή της αντοχής στην κρούση με την ακτίνα καμπυλότητας της εγκοπής για διάφορα θερμοπλαστικά.

2.6.2. Τα ανθεκτικά στην κρούση κράματα πολυμερών

Η σχετικά χαμηλή αντοχή στην κρούση ευρέως χρησιμοποιούμενων πολυμερών, όπως το πολυστυρένιο, το PVC και το PMMA, οδήγησαν στην ανάπτυξη θερμοπλαστικών τροποποιημένων με ελαστικό, τα οποία εμφανίζουν υψηλή αντοχή στην κρούση. Τα κλασικότερα παραδείγματα είναι το δύσθραυστο πολυστυρένιο HIPS (high impact polystyrene) και το συμπολυμερές ABS, όπου η ελαστική φάση (το ελαστικό πολυμερές - πρόσθετο) είναι ομοιογενώς διασπαρμένη στη μάζα του πολυμερούς υπό μορφή μικρών συσσωματωμάτων ή σφαιριδίων. Με τον ίδιο τρόπο έχουν ενισχυθεί και άλλα πολυμερή, όπως το PVC, το πολυπροπυλένιο, το πολυανθρακικό, τα νάυλονς, το PMMA και τα

θερμοσκληρυνόμενα, όπως οι εποξειδικές ρητίνες, οι πολυεστέρες και τα πολυιμίδια.

Είναι γενικά αποδεκτό ότι ο βασικός λόγος της αυξημένης δυσθραυστότητας αυτών των υλικών είναι το ότι η παρουσία των ελαστικών μικροσωματιδίων επαυξάνουν τους μηχανισμούς παραμόρφωσης στη φάση του κύριου πολυμερούς είτε με εκτεταμένη διαρροή λόγω διάτμησης ή με σχηματισμό πορωδών ρωγμών ή με συνδυασμό και των δύο μηχανισμών. Οι τρεις βασικές προϋποθέσεις για την αύξηση της δυσθραυστότητας του πολυμερικού κράματος είναι οι εξής:

- Η θερμοκρασία υαλώδους μετάπτωσης του ελαστικού πολυμερούς πρέπει να είναι σημαντικά κατώτερη της θερμοκρασίας δοκιμής ή χρήσης του κράματος.
- Το ελαστικό δεν πρέπει να είναι αναμείξιμο με το εύθραυστο κύριο πολυμερές (να έχουμε δύο φάσεις).
- Τα δύο πολυμερή πρέπει να έχουν επαρκή ομοιότητα ώστε να υπάρχει καλή πρόσφυση μεταξύ των δύο φάσεων.

Η τρίτη προϋπόθεση προκαλεί τις περισσότερες δυσκολίες στον σχεδιασμό των υλικών. Συχνά χρησιμοποιείται ένα συσταδικό συμπολυμερές στο οποίο η μία συστάδα είναι συμβατή με το κύριο πολυμερές ενώ η άλλη - η ελαστική - είναι πλήρως ασύμβατη. Έτσι εξασφαλίζονται οι δύο τελευταίες από τις παραπάνω προϋποθέσεις. Η πρώτη προϋπόθεση εξασφαλίζεται με την κατάλληλη επιλογή της ελαστικής συστάδας.

Όταν το ελαστικό σωματίδιο είναι καλά προσφυμένο στη μήτρα του κύριου πολυμερούς, αναπτύσσεται ένα σύστημα τριαξονικών τάσεων στην επιφάνεια του σωματιδίου όταν το πολυμερές παραμορφώνεται. Μελέτες με ηλεκτρονικό

μικροσκόπιο έδειξαν ότι στο ABS εμφανίζεται διαρροή λόγω διάτμησης όταν τα σωματίδια του ελαστικού είναι μικρά και πορώδης μικρορηγμάτωση όταν τα σωματίδια είναι σχετικά μεγάλα. Στο HIPS η δυσ-θραυστότητα οφείλεται σε πορώδη μικρορηγμάτωση και σε λεύκανση λόγω τάσης. Η λεύκανση λόγω τάσης (stress whitening) διαφέρει από την πορώδη μικρορηγμάτωση στο μέγεθος και στην συγκέντρωση των ρωγμών, όντας πολύ μικρότερες και πολυπληθέστερες στην περίπτωση της λεύκανσης λόγω τάσης.

Κεφάλαιο 3
Ρηγμάτωση Σωλήνων HDPE

3.1 Εισαγωγή

Η χρήση των σωλήνων υψηλής πυκνότητας πολυαιθυλένιου (HDPE) έχει αυξηθεί σημαντικά τα τελευταία πενήντα χρόνια σε διάφορους τομείς της επιστήμης των πολιτικών και μηχανολόγων μηχανικών λόγο των πολλών εφαρμογών τους . Σε γενικές γραμμές, οι (HDPE) σωλήνες έχουν παρουσιάσει ικανοποιητικές επιδόσεις. Ωστόσο, ρηγματώσεις τύπου SC (SC) αναφέρθηκαν σε διάφορα είδη σωλήνων (HDPE. .Κατά το πρότυπο ASTM D883, ως SC ορίζεται μια εξωτερική ή εσωτερική διάρρήξη του πλαστικού, που προκαλείται από τάσεις εφελκυσμού μικρότερη από τη (βραχυπρόθεσμη) μηχανική αντοχή του. Σύμφωνα με την έκθεση του Hartt και hsuan (2004), τέτοιου είδους παραμορφώσεις παρατηρήθηκαν σε ορισμένους από τους HDPE αγωγούς στις σπονδυλωτές γέφυρες της πολιτείας της Φλόριντα. Μια άλλη έκθεση του Hsuan και McGrath (1999) αποκάλυψε πολλές περιπτώσεις ρηγμάτωσης στους αυλακωτούς σωλήνες αποστράγγισης του (HDPE). Τα αίτια της SC σε αυτούς τους δύο τύπους σωλήνων συνδέονται με τις ιδιότητες του υλικού, τη γεωμετρία, τις διαδικασίες παραγωγής, και τις εντατικές συνθήκες στο πραγματικό πεδίο. Ο στόχος της μελέτης αυτής είναι να εντοπιστούν οι μηχανισμοί μεταβολής τάσεων και παραμορφώσεων που οδήγησαν το υλικό σε αστοχία ,ο μηχανισμός ρηγμάτωσης, η ανάπτυξη αποτελεσματικών πειραματικών μεθόδων για την αποτίμησης της (SCR), καθώς και η αναζήτηση κατάλληλων προσεγγίσεων για την εκτίμηση της διάρκειας ζωής για τα δύο είδη των σωλήνων HDPE.

3.2 Υλικό σωλήνων

Τα συμβατικά υλικά που κατασκευής σωληνώσεων είναι τσιμέντο και μέταλλο. Το παλαιότερο υλικό που χρησιμοποιείται για παρασκευή σωλήνων είναι ο υαλοποιημένος άργιλος ,με την πάροδο του χρόνου χρησιμοποιήθηκαν νεώτερα υλικά όπως πολυμερή υλικά, στα οποία στο HDPE είναι ευρέως διαδεδομένο. Το πολυαιθυλένιο έχει την απλούστερη μοριακή δομή όλων των πολυμερών σωμάτων. Αποτελείται από δύο άτομα άνθρακα και τέσσερα υδρογόνου στη βασική μονάδα δομής. Το πολυαιθυλένιο είναι πολυμερισμένο από το αέριο αιθυλενίου που λαμβάνεται από το φυσικό αέριο ή το ακατέργαστο πετρέλαιο. Οι πολυμερισμός σε χαμηλή θερμοκρασίας, χαμηλή πίεση ,με χρήση κατάλληλων καταλυτών (όπως ο καταλύτης Ziegler-Natta),καθώς και προσθήκη μονομερών οδηγούν σε ένα γραμμικό πολυαιθυλένιο. Η γραμμικότητα δείχνει ότι υπάρχουν περιορισμένοι κλάδοι στις πολυμερείς αλυσίδες, έτσι ώστε τα μόρια να μπορούν να στοιβαχτούν πυκνά. Το πολυαιθυλένιο υψηλής πυκνότητας (HDPE) είναι ένας τύπος γραμμικού πολυαιθυλενίου με ένα ευρος πυκνότητας από 0.941 έως 0.965 g/cc σύμφωνα με το ASTM D883. Το HDPE εκθέτει υψηλή αντοχή και μέτρο ελαστικότητας, και για αυτό τον λόγο προτιμάται για τη χρήση στην κατασκευή των πλαστικών σωλήνων.

Άλλα κοινά πλαστικά υλικά που χρησιμοποιούνται για τις σωληνώσεις περιλαμβάνουν το πολυβινυλοχλωρίδιο (PVC), το πολυπροπυλένιο (PP), το πολυβουτυλένιο (PB) και το ακρυλονιτρίλιο-βουταδιένιο-στυρόλιο (ABS). Μαζί με το HDPE, αυτοί οι θερμοπλαστικοί σωλήνες παρουσιάζουν ανθεκτικότητα, ευελιξία, υψηλή χημική αντίσταση, μικρό βάρος ,εύκολη εγκατάσταση, και χαμηλό συντελεστή επάνδρωσης, με αποτέλεσμα να θεωρούνται κατάλληλοι για τις εφαρμογές μηχανικού.

3.3 Εφαρμογή HDPE σωλήνων

Οι πλαστικοί σωλήνες έχουν χρησιμοποιηθεί στις εφαρμογές σωλήνων πίεσης για πολλά έτη. Οι Sarkes και Smith (1983) επισήμαναν ότι η χρήση των πλαστικών σωλήνων άρχισε στη βιομηχανία φυσικού αερίου από το 1955. Στις αρχές της δεκαετίας του 1970, οι πλαστικοί σωλήνες άρχισαν να χρησιμοποιούνται στην αποστράγγιση εθνικών οδών. Σήμερα , το HDPE χρησιμοποιούνται συχνότερα από όλους τους πλαστικούς σωλήνες. Στα προηγούμενα τριάντα έτη, οι σωλήνες HDPE έχουν χρησιμοποιηθεί επίσης ως επικάλυψη των τενόντων στις σπονδυλωτές γέφυρες,,περιβάλλοντας τουης χαλύβδινους τένοντες και τσιμεντένεμα, για να αποτρέψουν τη διάβρωση. Οι τρεις βασικές εφαρμογές HDPE των σωλήνων περιγράφονται ως εξής.

Σωληνώσεις καυσίμων

Το HDPE είναι πλέον το κυρίαρχο υλικό που χρησιμοποιείται για αγωγούς μεταφοράς καυσίμων αερίων. Οι εν λόγω σωλήνες είναι λείου τοιχώματος , με σχετικά μικρό πρότυπο λόγο διάστασης (SDR), ο οποίος είναι ο λόγος μεταξύ της εξωτερικής διαμέτρου του σωλήνα και το ελάχιστο πάχος του τοιχώματος του σωλήνα. Ο SDR σχετίζεται με την μέγιστη αποδεκτή εσωτερική πίεση, όπως φαίνεται στην εξίσωση (3.1):

$$S = P\frac{D - t}{2t} = P\frac{SDR - 1}{2} \qquad (3.1)$$

Όπου, S = περιφερειακή τάση στο τοίχωμα του σωλήνα

P = πίεση αερίου, D = μέσος όρος εξωτερικής διαμέτρου,

t = ελάχιστο πάχος τοιχώματος σωλήνα.

Ο σχεδιασμός προνοεί να διατηρεί την ασκούμενη πίεση στο σωλήνα σε χαμηλότερης τάξης πίεσης από την πίεση αντοχής του σωλήνα, η οποία ορίζεται από το ASTM 2837 ως «η υπολογιζόμενη μέγιστη πίεση στο φορέα του σωλήνα που μπορεί να ασκείται συνεχώς με υψηλό βαθμό ασφάλειας ώστε να εξασφαλιστεί ότι δεν θα έχουμε αστοχία του σωλήνα». Λόγω της ευρείας εφαρμογής του σε αγωγούς φυσικού αερίου, η ποιότητα του σωλήνα έχει αξιολογηθεί προσεκτικά. Σημαντικά ποσά για έρευνα , χρηματοδότησε το Gas Research Institute, στη δεκαετία του 1980. Τα αποτελέσματα της έρευνας έχουν ωφελήσει σε μεγάλο βαθμό την εφαρμογή του HDPE σωλήνων σε διάφορους τομείς.

Σωλήνες αποστράγγισης

Οι αυλακωτοί σωλήνες HDPE είναι οι πιο ευρέως χρησιμοποιούμενοι πλαστικοί σωλήνες για συστήματα βαρύτητας ροής ύδατος, οι οποίες βρίσκουν εφαρμογές σε αποχετεύσεις ομβρίων, διάτρητη υπό-αποχέτευση, δίκτυο αποχέτευσης οβριών, σε κλίση αποχετεύσεις ,σε σταυρό αποχετεύσεις,σε υπόγειους οχετούς. Η διάμετρος των σωλήνων αυτών είναι 4 με 60 ίντσες. Στην πλειονότητα των εφαρμογών, οι σωλήνες αυτοί ειναι εγκαταστημένοι υπόγεια. Ως εκ τούτου, έχουν σχεδιαστεί για να υποστηρίξουν το φορτίο του εδάφους και το φορτίο που φέρει το έδαφος. Η ευκαμψία του σωλήνα HDPE επιτρέπει την περιορισμένη παραμόρφωση, το οποίο θα μεταφέρει ένα μέρος των επιπλέον φορτίων που θα

δεκτεί στο περιβάλλον έδαφος. Επιπλέον, επειδή η απομείωση των τάσεων είναι εντονότερη στους σωλήνες HDPE από ότι στο έδαφος, με την πάροδο του χρόνου το έδαφος αναλαμβάνει περισσότερο φορτίο . Ωστόσο, η υπερβολική παραμόρφωση μπορεί να οδηγήσει σε λυγισμό των σωλήνων ή και να θέσει σε κίνδυνο τη σταθερότητα του δομικού συστήματος σωλήνα / εδάφους. Ως εκ τούτου, οι HDPE σωλήνες απαιτούν επαρκή δυσκαμψία, ώστε να επιτυγχάνονται ικανοποιητικές επιδόσεις. Για να αυξηθεί η δυσκαμψία του σωλήνα και να μειωθεί το κόστος υλικών, ενσωματώνονται αυλακώσεις στο προφίλ του σωλήνα. Σύμφωνα με το AASHTO M294, υπάρχουν τρία είδη HDPE προφίλ σωλήνα:

- Type C: Αυτός ο σωλήνας πρέπει να έχει πλήρη κυκλική διατομή, με δακτυλιοειδή κυματοειδή επιφάνεια, τόσο εσωτερικά, όσο και εξωτερικά
- Type S: Αυτή η σωλήνα έχει ένα πλήρη κυκλικού διπλού τοιχώματος τμήμα, με εξωτερικό τοίχο κυματοειδή σωλήνα και μια ομαλή εσωτερική επένδυση.
- Type D: σωλήνας κυκλικής διατομής που αποτελείται από ένα στην ουσία ομαλό εσωτερικό τοίχωμα που εντάσσεται σε ένα κατ 'ουσία ομαλό εξωτερικό τοίχο με δακτυλιοειδή ή σπιράλ σύνδεσης στοιχείο.

Αγωγοί προστασίας

Σε αυτή την εφαρμογή, οι σωλήνες HDPE, έχουν χρήση «οχετών» και λειτουργούν ως φράγμα υγρασίας. Ένα χαρακτηριστικό παράδειγμα αυτής της εφαρμογής είναι η επικάλυψη των καλωδίων των σπονδυλωτών γεφυρών. Ο αγωγός HDPE περιβάλλει το τσιμεντένεμα και τους χαλύβδινους τένοντες, για να τους

απομονώσει από το εξωτερικό περιβάλλον. Ο αγωγός και τα ενέματα, στη συνέχεια δημιουργούν ένα διπλό σύστημα προστασίας διάβρωσης για τους χαλύβδινους τένοντες. Οι αγωγοί είναι λεία τοιχώματα σωλήνων με διάμετρο συνήθως περίπου 4 ίντσες.

3.4 Ρωγμές προϊόντων HDPE

Οι HDPE σωλήνες έχουν χρησιμοποιηθεί με επιτυχία σε πολλές εφαρμογές. Ωστόσο, η ρηγμάτωση τύπου SC, διαπιστώθηκε ότι ήταν η κύρια αιτία της πρόωρης αστοχίας και στους τρεις τύπους αγωγών που περιγράφηκαν παραπάνω. Το Gas Research Institute δημοσίευσε μια έκθεση που συνοψίζει πολλές περιπτώσεις τέτοι είδους αστοχίας σε αγωγούς φυσικού αερίου και την ανάλυση τους (Gas Research Institute, 1984). Οι Hsuan και McGrath (1998) εξέτασαν 19 περιπτώσεις αστοχίας αγωγών λόγω ρηγμάτωσης SC σε αυλακωτούς σωλήνες HDPE σε δίκτυα αποστράγγισης εθνικών οδών. Πρόσφατα, οι Hsuan και Hartt (2004) ολοκλήρωσαν μια έκθεση σχετικά με την ρηγμάτωση (SC) στους αγωγούς HDPE σε επτά γέφυρες στην Πολιτεία της Φλόριντα. Οι ρωγμές ως φαινόμενο εγείρουν ανησυχίες, όσον αφορά τη μακροπρόθεσμη διατήρηση υψηλής αξιοπιστίας σε ορισμένους από τους HDPE αγωγούς.

Αναγνωρίζοντας ως καίριο το ζήτημα της ρηγμάτωσης SC σε σωλήνες HDPE, οι ερευνητές έχουν πραγματοποιήσει εκτεταμένες έρευνες. Οι προσπάθειες και τα πορίσματά τους συνέβαλαν στην κατανόηση των μηχανισμών ρωγμής του υλικού HDPE. Σύμφωνα με του Lustiger (1985), η ρηγμάτωση ενός HDPE σωλήνα μπορούν να οφείλεται σε : 1) βλάβες λόγω εξωτερικών παραγόντων, 2) αστοχία αρθρώσεων/συνδέσεων, και 3) αστοχία υλικού. Οι βλάβες λόγω εξωτερικών

παραγόντων οφείλονται σε κατασκευαστικά λάθην ή ατέλειες.. Η αστοχία αρθρώσεων/συνδέσεων προκαλείται είναι είτε από λανθασμένη σύνδεση, είτε από ανεπάρκεια υλικού που εμποδίζει την σωστή σύντηξη .Η αστοχία υλικού σχετίζεται με τις ιδιότητες του πολυμερούς, τη κακή σχεδίαση του σωλήνα και εσφαλμένη διαδικασία κατασκευής.

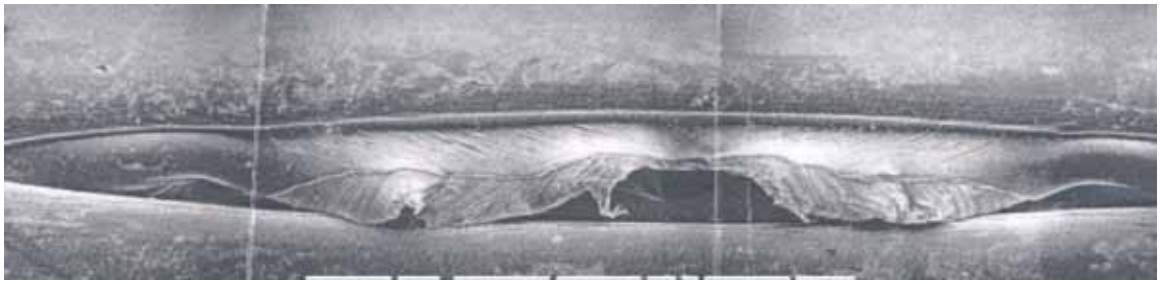
Πλαστική και Ψαθυρή Αστοχία

Η ρηγμάτωση των σωλήνων πολυαιθυλενίου παρουσιάζεται με δύο μορφές: Με πλάστικη ή με ψαθυρή μορφή. Σύμφωνα με την Lu και Brown (1990), πλαστική αστοχία σχετίζεται με μακροσκοπική διαρροή. Ο χρόνος , στον οποίο επέρχεται η πλαστική αστοχία καθορίζεται από τον ρυθμό ερπυσμού. Αντίθετα, η ψαθυρή αστοχία σχετίζεται με την διάδοση της ρωγμής .Η Lu και Brown παρατήρησε ότι οι και οι δύο διαδικασίες γίνονται ταυτόχρονα και η τελική αστοχία εξαρτάται από το ποια διαδικασία είναι ταχύτερη υπό δεδομένη πίεση, θερμοκρασία και βάθος ρωγμής.

Πλάστικη αστοχία

Κατα την πλαστική μορφή αστοχίας παρουσιάζεται διαρροή σε ολη την περιοχή εγγύς του σημείου αστοχίας. Ακραίο παράδειγμα αποτελεί η δοκιμή εφελκυσμού των πλαστικών δειγμάτων: σε αυτή την περίπτωση η αστοχία επέρχεται σε υψηλές εφαρμοζόμενες τάσεις και σε σύντομο σχετικά χρονικό διάστημα. Ο μηχανισμός έχει σχέση με την βισκοελαστική συμπεριφορά των υλικών HDPE, και την αστοχία λόγω ερπυσμού. Η προκύπτουσα αστοχία

χαρακτηρίζεται από συγκέντρωση μεγάλων παραμορφώσεων. Στο Σχήμα 3.1 παρουσιάζεται μία πλαστική αστοχία σε αγωγό φυσικού αερίου.



Σχήμα 3.1 Πλαστική αστοχία σε αγωγό φυσικού αερίου

Ψαθυρή αστοχία

Η πλειοψηφία των ρωγμών που λαμβάνουν χώρα στο πεδίο δεν συνοδεύονται από μεγάλες παραμορφώσεις. Δεν υπάρχει pull-out ή λέπτυνση στο υλικό που γειτνιάζει με τη ρωγμή. Στο σχήμα 3.2 δείχνει ένα σωλήνα που παρουσίασε ψαθυρή αστοχία. Αυτό το είδος της παραμόρφωσης ορίζεται ως ψαθυρή αστοχία. Ψαθυρή αστοχία στους σωλήνες HDPE εμφανίζεται συνήθως σε χαμηλές πιέσεις , και παίρνει ένα μεγάλο χρονικό διάστημα για να διαδοθεί μέσα από το πάχος και την πυκνότητα του υλικού μέσω της διαδικασίας της αργής διάδοσης ρωγμής (SCG).O Lustiger (1987) ανέφερε ότι η διαδικασία SCG μπορεί να ποικίλλει σε διάρκεια από ώρες μέχρι και χρόνια με ρυθμούς μικρότερους του 0,1 m / s. Το SCR είναι ο λιγότερο επιθυμητός τρόπος αστοχίας για τα HDPE προϊόντα, διότι δεν παρουσιάζει κανένα σημάδι πριν από την αστοχία. Ως αποτέλεσμα, τεράστια προσοχή στρέφεται προς τη μελέτη του SCG. Το SCG

μπορεί να είναι αποτέλεσμα ερπυσμού και κόπωσης.

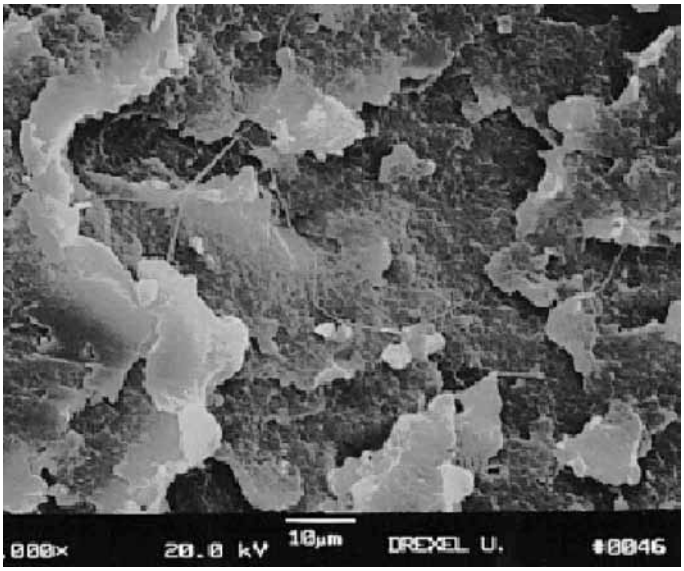
Διαγραμμα3.2 Ψαθυρές αστοχίες σε ένα αγωγό HDPE (Hsuan, 1998)

Τέτοιου είδους αστοχία μπορεί επίσης να προκληθεί σε σωλήνες HDPE από κρούσεις. Τα φαινόμενα της αργής ανάπτυξης ρωγμής SCG και της θραύσης λόγω κρούσεων τείνουν να έχουν παρόμοια μορφή αστοχίας. Ωστόσο, διαθέτουν ριζικά διαφορετικούς μηχανισμούς αστοχίας. Ο Lustiger (1985) σύγκρινε τις διαφορές, οι οποίες απαριθμούνται ως εξής:

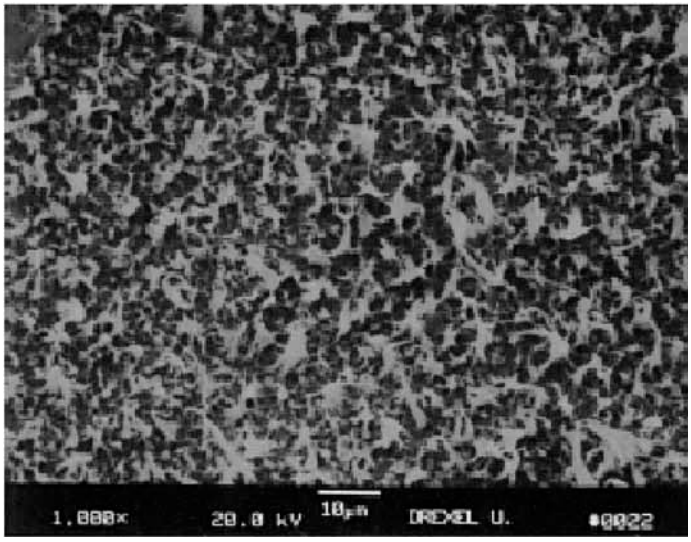
α. Η αστοχία λόγω κρούσης συμβαίνει γρήγορα, με το ρυθμό διάδοσης της ρωγμής κοντά στην ταχύτητα του ήχου (300m / s) και καλείται γρήγορη διάδοση ρωγμής (RCP)Η αργή ανάπτυξη ρωγμής διαρκεί συνήθως για σχετικά μεγάλο χρονικό διάστημα, που κυμαίνεται από λεπτά έως και για δεκαετίες (με ταχύτητα μικρότερη των 0,1 m / s).

β. Η αστοχία λόγω κρούσης τείνει να συμβεί σε χαμηλότερες θερμοκρασίες και σε υψηλά φορτία, ενώ με την αύξηση της θερμοκρασίας και σε φορτία κάτω από το όριο διαρροής, η τάση για SCG είναι αυξημένη.

γ. Οι επιφάνειες θραύσης λόγω κρούσης στους αγωγούς πολυαιθυλένιου PE εμφανίζουν φολιδωτή μορφή (σχήμα 3.3),ενώ η αργή ανάπτυξη SCG χαρακτηρίζεται από ινώδη υφή (Σχήμα 3.4).



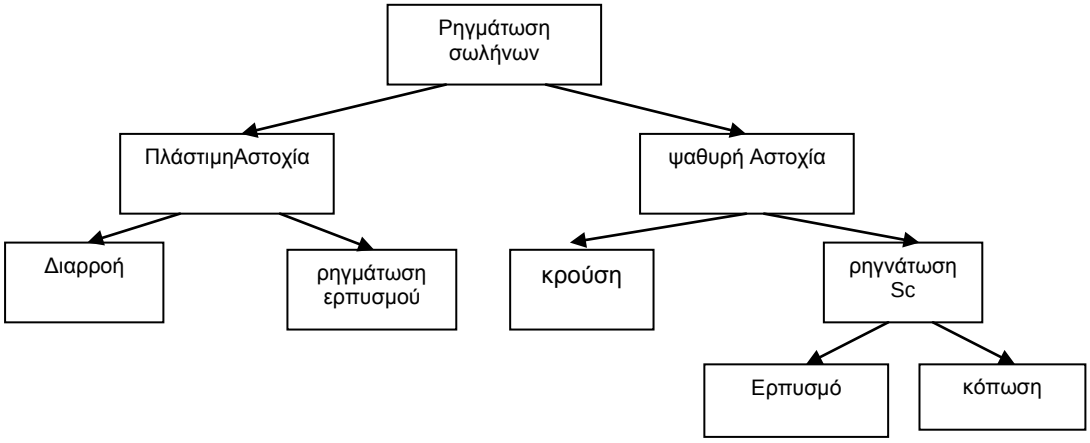
Σχήμα 3.3 Επιφάνεια θραύσης από κρούση σε μεγένθηση 1000x
(Hsuan and McGrath, 1999)



Σχήμα 3.4 Επιφάνεια θραύσης από πίεση ρωγμών SC σε μεγέθυνση 1000x (Hsuan and McGrath, 1999)

Στο σχήμα 3.5 συνοψίζει οι αστοχίες που θα μπορούσαν να προκύψουν σε σωλήνες HDPE. Σε αυτή τη μελέτη, έμφαση δίνεται στην αργή ανάπτυξη ρωγμών SCG, η οποία έχει βρεθεί να είναι υπεύθυνη για πολλές ρηγνατώσεις τύπου SC των HDPE σωλήνων.

Σχήμα 3.5 Αστοχίες που μπορεί να εμφανιστούν σε αγωγούς HDPE



3.5 Μηχανισμοί ρωγμών

Η κατανόηση του μηχανισμού αστοχίας είναι ένα βασικό στοιχείο για τη βελτίωση της SCR των HDPE σωλήνων. Αυτή η ενότητα περιγράφει τη διαδικασία ρηγμάτωσης τύπου Sc βασίζεται σε μακροσκοπικές και μικροσκοπικές θεωρήσεις.

3.5.1 Μικροσκοπικό μοντέλο κατά Lustiger

Η μικροσκοπική θεώρησητου μηχανισμού ρωγμών δεν είναι ακόμη πλήρως κατανοητή. Το 1985, ο Lustiger πρότεινε ένα απλό μοντέλο για να εξηγήσει τη μικροσκοπική παραμόρφωση στην πλαστική και ψαθυρή αστοχία.

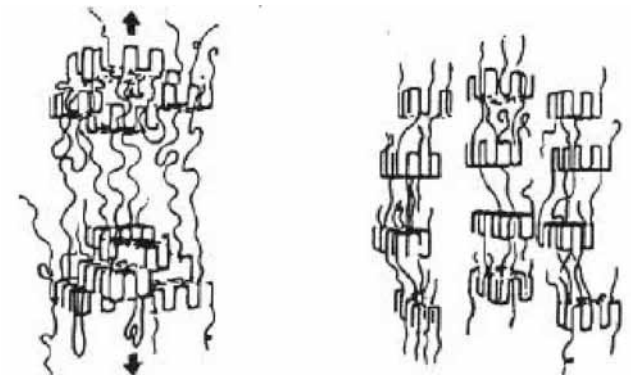
Το υλικό HDPE περιλαμβάνει μια διατεταγμένη κρυσταλλική περιοχή και μία τυχαία άμορφη περιοχή. Η κρυσταλλική περιοχή αποτελείται από συσσωρευμένα διπλωμένα μόρια που ονομάζονται ελάσματα, οι οποίες χωρίζονται από την άμορφη περιοχή. Οι μεσοκρυσταλλικές αλυσίδες πολυμερών διαδραματίζουν σημαντικό ρόλο στην παραμόρφωση. Υπάρχουν τρεις τύποι μεσοκρυσταλλικών αλυσίδων:

Cilia – chains αλυσίδες που κρέμονται από το τέλος της κρυσταλλικής αλυσίδας

Loose Loops –chains αλυσίδα χαλαρών βρόγχων που αρχίζει και τελειώνει στο ίδιο έλασμα

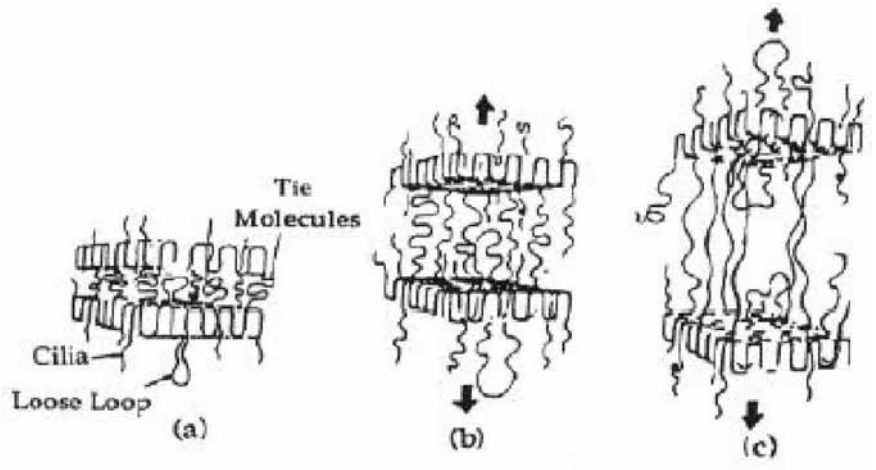
Tie molecules - chains αλυσίδες δεσμών μορίων που ξεκινούν και καταλήγουν σε παρακείμενα ελάσματα.

Όταν εφαρμόζεται εφελκυστικό φορτίο κάθετα στο πρόσωπο του ελάσματος, οι αλυσίδες είναι Tie εφελκύονται και παραμορφώνονται, δεδομένου ότι τα μόρια Tie είναι μπερδεμένα και περίπλοκα, μπορούν να θεωρηθούν ως στοιχεία ενίσχυσης. Το μοντέλο αυτό ονομάζεται μερικές φορές ως "κονίαμα και τούβλου" μοντέλο, στο οποίο μπορεί το έλασμα να θεωρηθεί ως τούβλο και τα μόρια Tie ως κονίαμα .Το κονίαμα συγκρατεί τα τούβλα μεταξύ τους. Σε υψηλές πιέσεις τα μόρια Tie έλκονται μέχρι να μην μπορούν να αντέξουν τις εφαρμοζόμενες πιέσεις . Στη συνέχεια, τα ελάσματα διασπώνται σε μικρότερες μονάδες, όπως φαίνεται στο σχήμα 3.6. Σε αυτή την περίπτωση συμβαίνει ψαθυρή αστοχία .



Γραφική απεικόνιση σχήματος 3.6 της πλαστική αστοχίας στο μοριακό επίπεδο (από Lustiger, 1985)

Όταν επιβάλλονται χαμηλές πιέσεις, τα μόρια Tie μπορούν βαθμιαία να (ξεμπερδευτούν) και να χαλαρώσουν με το χρόνο. Κατά συνέπεια είναι πιθανό να εμφανιστεί μεσοελασμική αστοχία. Η διαδικασία παρουσιάζεται στο σχήμα 3.7. Αυτή η αστοχία χαρακτηρίζεται από μια ψαθυρή επιφάνεια θραύσης.



Γραφική απεικόνιση σχήματος 3.7 ψαθυρής αστοχία στο μοριακό επίπεδο (από Lustiger, 1985)

Σε αυτό το μοντέλο σημαντικός είναι ο ρόλος των μορίων και το μέγεθος δεσμών κατά τη θραύση. Επειδή τα μόρια δεσμών γεφυρώνουν παρακείμενα ελάσματα, η πυκνότητα, η ακεραιότητα και η δυνατότητά τους να παραμείνουν μπλεγμένες είναι κρίσιμες. Υποθέτοντας ότι τα χαρακτηριστικά όλων των μορίων των δεσμών είναι ίδιες, για το μοντέλο ισχύει ότι τα υλικά με λιγότερα μόρια δεσμών είναι πιο ευαίσθητα στην ψαθυρή αστοχία από εκείνα με το μεγαλύτερο αριθμό μορίων δεσμών. Εντούτοις, εάν η πυκνότητα των μορίων δεσμών είναι πάρα πολύ υψηλή, είναι συνήθως εις βάρος της δυσκαμψίας. Μερικές από τις παραμέτρους που επηρεάζουν τον αριθμό μορίων δεσμών HDPE ακολουθούν:

- Μοριακό βάρος: Μεγαλύτερο μοριακό βάρος υποδηλώνει μακρύτερες πολυμερείς αλυσίδες, οι οποίες μπορούν να οδηγήσουν στα περισσότερα μόρια δεσμών Tie και σε αποτελεσματικότερες εμπλοκές των μορίων των δεσμών.
- Σύνθεση πολυμερούς: Το πολυαιθυλένιο είναι ένα προϊόν πολυμερισμού του

αιθυλενίου και άλλων συστατικού πολυμερούς. Τα συστατικά πολυμερούς διαμορφώνουν τους κοντούς κλάδους κατά μήκος των γραμμικών μορίων πολυαιθυλενίου που τείνουν να εμποδίσουν την κρυστάλλωση. Μια υψηλότερη συγκέντρωση συστατικών πολυμερούς οδηγεί σε περισσότερα μόρια δεσμών. Επιπλέον, οι κλάδοι που περιλαμβάνονται στις αλυσίδες εμποδίζουν τη δυνατότητα των μορίων δεσμών να γλιστρήσουν από το ένα σε σχέση με το άλλο.

3.5.2 Crazing (ράγισμα)

Το Crazing μπορεί να θεωρηθεί ως μακροσκοπική εκδοχή της ρηγμάτωσης τύπου Sc. Το crazing, ή η ζώνη βλαβών, είναι η περιοχή μπροστά από την άκρη ρωγμών που αποτελείται από κενά και παραμορφωμένες ίνες. Η δομή του crazing είναι διευκρινισμένη στο σχήμα 3.8. Οι Brown et al . (1985) παρατήρησαν ότι η ψαθυρή αστοχία χαρακτηρίζεται από μια σταθερά αλληλουχία γεγονότων . Κατ' αρχάς, ένα crazing διαμορφώνεται αμέσως μετά από την εφαρμογή της φόρτισης. Σε αυτή την περιοχή του crazing, παράγεται μια πλαστική ζώνη, εξαιτίας της συσσωρευμένης διαρροής του υλικού.

Άκρη ρώγμης

μικροίνες

Σχήμα 3.8 Crazing στην άκρη των ρωγμών

Μεχρι αυτή τη στιγμή οι μικροίνες μπορούν και αναλαμβάνουν τις επιβαλλόμενες τάσεις. Με το πέρασμα του χρόνου, οι μικροίνες εφελκύονται και παραμορφώνονται , με συνέπεια τηη αργή επέκταση του crazinng. Η ρήξη των μικροίνων κοντά στη βάση του crazing οδηγεί σε μια αναπτυσσόμενη ρωγμή. Όταν ο υπόλοιπος σύνδεσμος φθάσει στο κρίσιμο σημείο , τότε επέρχεται και η αστοχίας. Κατά τους Chudnovisky et al (2003) η διάδοση ρωγμής μπορεί να θεωρηθεί ως μια βηματική διαδικασία. Ονόμασαν το crazing ως ζώνη διαδικασίας (PZ), και το crazing μαζί με τη ρωγμή ονομάζεται , στρώμα ρωγμών (CL). Κάτω από τις εφελκυστικές τάσεις , οι ίνες μέσα στη ζώνη διαδικασίας PZ υφίσταται ερπυσμό. Μετά από μια χρονική περίοδο, οι ίνες εξασθενούν, και η ρωγμή επεκτείνεται στη ζώνη διαδικασίας PZ. Ο χρόνος έως ότου εξασθενήσει η ζώνη διαδικασίας PZ αντιστοιχεί στην έναρξη της εμφάνισης και διάδοσης ρωγμών. Μετά από αυτόν, μία νέα ζώνη διαδικασίας PZ εξελίσσεται από το άθικτο υλικό μπροστά από τη ρωγμή. Η πρόσφατα δημιουργημένη ζώνη διαδικασίας PZ σταματά τη διαδικασία ρηγμάτωσης ενώ οι μικροίνες υφίστανται παραμόρφωση ερπυσμού. Η διαδικασία αυτή επαναλαμβάνεται. Ο χρόνος για σχηματισμό μιας νέας ζώνης διαδικασίας PZ είναι σημαντικά πιο σύντομος από το χρόνο έναρξης διάδοσης της ρωγμής. Αυτή η διαδικασία θα τελειώσει όταν η ρωγμή γίνεται ασταθής.

Στην περισσότερη βιβλιογραφία η διαδικασία ρηγμάτωσης τύπου Sc διαιρείται στη φάση έναρξη της ρηγμάτωσης και στη φάση διάδοσης ρωγμών. Η περίοδος έναρξης είναι το στάδιο προτού να διαμορφωθεί το crazing. Μόλις διαμορφωθεί αυτό, η διάδοση ρωγμών αρχίζει. Οι ρηγματώσεις αρχίζουν από τις ατέλειες στο υλικό όπως οι ρωγμές, οι εγκοπές που δημιουργούνται από την εγκατάσταση και την επιβολή κρουστικών , και καμπτικών φορτίων. Στα εργαστηριακά τεστ, δείγματα με εγκοπές χρησιμοποιήθηκαν για να παραγάγουν το συνεπή χρόνο αστοχίας. Ο χρόνος αστοχίας απεικονίζει το χρόνο για την έναρξη και για τη διάδοση ρωγμών (Cassady και Uralil, 1985). Ο Bragaw (1980) έδειξε ότι για τους HDPE σωλήνες, το ένα τρίτο του χρόνου της αστοχίας καταναλώνεται για την έναρξη ρωγμών. Άλλοι πρότειναν ότι η έναρξη ρηγμάτωσης μπορεί να αντιπροσωπεύσει τουλάχιστον 90% της συνολικής διαδικασίας ραγίσματος. Ο Bragaw (1983) δήλωσε ότι ο χρόνος έναρξης γίνεται άπειρος όταν η πίεση είναι κάτω από ένα ορισμένο όριο.

3.5.3 Ρηγμάτωση λόγω περιβαλοντογικόν συνθηκών

Η Ρηγμάτωση λόγω περιβαλοντογικόν συνθηκών (ESC) εμφανίζεται όταν οι σωλήνες πολυαιθυλενίου PE επιβάλλονται σε πιέσεις υπό την παρουσία διάφορων περιβαλλοντικών παραγόντων. Ο θεμελιώδης μοριακός μηχανισμός της ρηγμάτωσης λόγω περιβαλοντογικόν συνθηκών ESC στους σωλήνες πολυαιθυλενίου PE συζητείται ακόμα. Εντούτοις, η Ρηγμάτωση λόγω περιβαλοντογικόν συνθηκώνESC και η αργή ανάπτυξη ρωγμών SCG μοιράζονται

πολλές ομοιότητες, όπως η εξάρτηση του χρόνου αστοχίας από το επιβαλλόμενο φορτίο και τη θερμοκρασία ,καθώς και την ψαθυρή επιφάνεια θραύσης. Επομένως, θεωρείται ότι έχουν πιθανώς έναν κοινό μοριακό μηχανισμό παραμόρφωσης. Σε αυτή την περίπτωση, θα ήταν χρήσιμο να χρησιμοποιήσει ρηγμάτωση λόγω περιβαλοντογικόν συνθηκώνESC ως εργαλείο αξιολόγησης της μακροπρόθεσμης συμπεριφοράς του υλικού, δεδομένου ότι η διαδικασία ESC ολοκληρώνεται πολύ πιο σύντομα από τις συμβατικές δοκιμές ρηγμάτωσης SC.

Η επιτάχυνση της ρηγμάτωσης τύπου SC λόγω περιβαντολογικων επιδράσεων έχει μελετηθεί από πολλούς ερευνητές. Κατά Hopkins et al(1950) η εξωρερική επιφάνεια ασκεί πίεση στις εγγενείς ρωγμές και τις ρωγμές στην πολυμερή επιφάνεια. Αυτή η πίεση σε συνδυασμό με την ήδη εφαρμοσμένη πίεση οδηγεί στην έναρη ρηγμάτωσης. Οι Isaksen et al (1963) θεωρούν ότι η ESC σημβαίνει γιατί δημιουργούνται συγκεντώρσεις τάσεων, λόγω διαφορετικής συμπεριφοράς των κρυστάλλων του πολυμερούς από τα άλλα συστατικά. Μερικοί ερευνητές θεωρούν ότι οι περιβαλλοντικές συνθήκες προκαλούν την πλαστικοποίηση των μοριακών δεσμών και εντείνουν την αποδιοργάνωση τους τους, επιταχύνοντας στη συνέχεια τη διαδικασία ρηγμάτωσης SC.

3.5.4 Ρηγμάτωση λόγω κόπωσης

Ενώ στις προηγούμενες παραγράφους θίγεται η ρηγμάτωση υπό στατικά φορτία (ερπυσμός), η δυναμική φόρτιση (κόπωση) μπορεί επίσης να προκαλέσει ρηγμάτωση Έχει παρατηρηθεί ότι η δυναμική φόρτιση μπορεί να αυξήσει σημαντικά τη διάδοση ρωγμών. Οι Nishimura και Shishich (1985) διαπίστωσαν ότι

η δοκιμή κόπωσης μπορεί να συντομεύσει περισσότερο από δύο τάξεις μεγέθους το χρόνο αστοχίας λόγω ερπυσμού, ενώ οι Sha et al (1998) διαπίστωσαν επιτάχυνση του χρόνου αστοχίας μέχρι τρεις φορές στη δοκιμή κόπωσης. Ο Zhou (1993) διαπίστωσε ότι πιο γρήγορη αστοχία λόγω κόπωσης εμφανίζεται όταν η φόρτιση είναι στη μορφή εφελκισμός–θλίψη, και οφείλονται πιθανώς στο λυγισμό των ινών κάτω από θλιπτικό φορτίο. Parsons et al (1999) διαπίστωσαν ότι το μέγεθος του crazing ελέγχεται μόνο από τη μέση πίεση, και το ποσοστό αύξησης ρωγμών συσχετίζεται και με τα δύο, τη μέγιστη και μέση πίεση μέσα από μια δυναμική σχέση .

Δεδομένου ότι η κόπωση μπορεί να επιταχύνει σημαντικά το ρυθμό ρηγμάτωσης, η δοκιμή μπορεί να διεξαχθεί σε θερμοκρασία δωματίου, επιτυγχάνοντας ένα λογικά μικρό χρονικό διάστημα. Ωστόσο, ερωτήματα ανακύπτουν σχετικά με τις ομοιότητες μεταξύ κόπωσης και SCR. Μερικές από τις ομοιότητες είναι: 1) οι επιφάνειές ρωγμών έχουν παρόμοια εμφάνιση 2) η ανάπτυξη ρωγμής κόπωσης παρουσιάζει βηματική διάδοση , για παράδειγμα ένα crazing σχηματίζεται στο άκρο της ρωγμής, το οποίο ανακουφίζει τη πίεση, η ανάπτυξη ρωγμής έχει διακοπεί για όσο διάστημα το crazing παραμένει σταθεροποιημένο 3) έχει παρατηρηθεί συσχέτιση μεταξύ ερπυσμού και κόπωσης. Ο Zhou et al. (1989) πραγματοποίησε μια σειρά από δοκιμές κόπωσης και ερπυσμού .Διαπίστωσε ότι υπάρχει μια γραμμική σχέση μεταξύ των κύκλων αστοχίας στο πλαίσιο ενός τεστ κοπώσεως και του χρόνου αστοχίας σε σταθερό φορτίο. Το πόρισμά του πρότεινε, ότι η δοκιμή κόπωσης μπορεί να χρησιμοποιηθεί για την πρόβλεψη της θραύσης πολυαιθυλενίου υπό ερπυσμό. Ωστόσο, η τρέχουσα πρακτική της δοκιμής κόπωσης περιορίζεται μόνο για την αξιολόγηση του υλικού

3.6 Δοκιμές ρηγμάτωσης τύπου SC

Οι ρωγμές των σωλήνων HDPE μπορεί να λάβουν χώρα το συντομότερο λίγους μήνες μετά την εγκατάσταση, αλλά η πλειοψηφία της αστοχίας ρωγμών παρουσιάζεται μετά από χρόνια. Αυτό καθιστά αδύνατη τη μελέτη της ρηγμάτωσης τύπου SC προσομοιώνοντας τις συνθήκες λειτουργίας στο εργαστήριο. Έτσι, μια ποικιλία μεθόδων επιτάχυνσης του φαινομένου έχουν αναπτυχθεί, με στόχο ένα ευλόγως σύντομο χρονικό διάστημα για τη δοκιμή (ή χρόνου αστοχίας). Οι κοινές προσεγγίσεις για την επίτευξη του στόχου αυτού περιλαμβάνουν την καθιέρωση συγκέντρωσης τάσεων (π.χ. δημιουργία εγκοπών στο δοκίμιο), και χρησιμοποιώντας υψηλές θερμοκρασίες, ή περιβαλλοντικές λύσεις, επιβολη υψηλών τάσεων, ή εναλλασσόμενη φόρτιση . Μια σύντομη εισαγωγή των διαφόρων μεθόδων δοκιμής που χρησιμοποιούνται για την αποτίμησης της ρηγμάτωσης SC των HDPE υλικών παρουσιάζεται σε ακόλουθες παραγράφους .

Δοκιμή κυρτωμένης ταινίας Bent strip test (ASTM D1693)

Η δοκιμή αυτή ήταν η κυρίαρχη των QA / QC δοκιμών για υλικά πολυαιθυλενίου στη δεκαετία του '60 και του '70. Περιλαμβάνει κοπή δέκα ορθογώνιων δειγμάτων με εγκοπές στην κατά μήκος επιφάνεια. Τα δείγματα υπόκεινται στη συνέχεια σε μια κύρτωση τόξου 180ο και τα δεσμεύει σε ένα μικρό μεταλλικό κανάλι . Στη συνέχεια το δείγμα με τις εγκοπές βυθίζεται, κατά 10% ή 100% σε IGEPAL διάλυμα υπό θερμοκρασία 50 ° C ή 100 ° C. Υπάρχουν τρεις

συνθήκες δοκιμών, που ορίζεται από το μέγεθος του δείγματος, το βάθος εγκοπής, και τη θερμοκρασία του πειράματος. Τα δείγματα εξετάζονται μετά από ορισμένο χρονικό διάστημα και το ποσοστό των δειγμάτων που έχουν αστοχίσει καταγράφεται. Η διάρκεια της δοκιμής κυμαίνεται από 24 ώρες σε 1000 ώρες, ανάλογα με τις προδιαγραφές που καθορίζονται από διάφορες βιομηχανίες HDPE. Η δοκιμή κυρτωμένης ταινίας είναι απλή και εύκολη να γίνει. Ωστόσο, χαλάρωση τάσεων εμφανίζεται κατά τη διάρκεια της δοκιμής, και ο ρυθμός της χαλάρωσης είναι δύσκολο να προσδιοριστεί ποσοτικά. Η δοκιμή αυτή έχει αποδειχθεί ότι είναι ανεπαρκής για να διακρίνουν την SCR των σημερινών υλικών HDPE. Επιπλέον, τα αποτελέσματα των δοκιμών περιέχουν μια μεγάλη τυπική απόκλιση.

Δοκιμή εγκοπής Pennsylvania notched test(ASTM D1473)

Η δοκιμή εγκοπής Pennsylvania (PENT) αναπτύχθηκε από τον Δρ Norman Brown στο Πανεπιστήμιο της Πενσυλβάνια, (Brown et al., 1989). Τα δοκίμια μπορούν να ληφθούν από την συμπίεση αποσυντιθέμενων πλακών ή μεταποιημένων αγωγών. Η συμπίεση των αποσυντιθέμενων πλακών γίνεται σύμφωνα με το ASTM D4703, με ορισμένες τροποποιήσεις. Μετά τη θέρμανση της ρητίνης σε ορισμένη θερμοκρασία, ασκείται επαναλαμβανόμενη πίεση για εξάλειψη των κενών. Η πλάκα στη συνέχεια ψύχεται αργά σε θερμοκρασία δωματίου για την επίτευξη υψηλής κρυσταλλικότητας και για να ελαχιστοποιηθούν οι παραμένουσες τάσεις. Τα δείγματα 10x25x50mm (0.4x1x2 ίντσες) λαμβάνονται σε λωρίδες από την πλάκα, με δύο πλάγιες εγκοπές βάθους1 mm, εγκοπή και μιας εγκοπή στην κύρια πλευρά βάθους των 3,5 χιλιοστών (0,14 ίντσες) στο ίδιο επίπεδο. Οι πλάγιες

εγκοπές αναφέρονται ως "αυλάκια πλευράς», τα οποία χρησιμοποιούνται για να δημιουργήσουν συνθήκες επίπεδης παραμόρφωσης. Η κύρια εγκοπή γίνεται στο σημείο, όπου αναμένεται να ξεκινήσει η ρωγμή. Τα δείγματα που κατασκευάζονται από σωλήνες παρασκευάζονται με βάση τη διάμετρο του σωλήνα. Για σωλήνες διαμέτρου μεγαλύτερης από 25mm (1inch), τα στοιχεία κόβονται σε ορθογώνια μορφή από τα τοιχώματα του σωλήνα . Για αγωγούς διαμέτρου μικρότερης των 25 mm, χρησιμοποιείται ο ίδιος ο αγωγός ως δοκίμιο. .Οι εγκοπές των δειγμάτων γίνονται ανάλογα με το πάχος του τοιχώματος του σωλήνα. Τα δείγματα υποβάλλονται σε δοκιμή υπό 80 ° C σε αέρα στο πλαίσιο μιας ενιαίας πίεσης 2,4 MPa (348 psi)

Η δοκιμή πλήρης εγκοπής ερπυσμού (ISO16770)

Η πλήρης δοκιμή εγκοπής ερπυσμού (FNCT) αναπτύχθηκε από τον Nishio et al. (1982), και είναι η προτιμώμενη μέθοδος δοκιμής στην Ευρώπη, που οφείλεται στο μικρότερο χρονικό διάστημα αστοχίας σε σύγκριση με την PENT δοκιμή. Στη πλήρης δοκιμή εγκοπής ερπυσμού FNCT το δείγμα είναι ένα τετράγωνο τμήμα μπάρας 10x10mm (0.4x0.4 in) (περίπου 3,5 ίντσες μήκος) με τέσσερις ομοεπίπεδες εγκοπές των 1,5 χιλιοστών (0,06 ίντσες) βάθους σχηματισμένες από ένα ξυράφι. Η δοκιμή εκτελείται σε ένα υγρό περιβάλλον σε -80 ° C σε ένα ενιαίο επίπεδο πίεσης. Μια συνηθισμένη επιλογή για το υγρό είναι η μίξη 2% IGEPAL CO-630 μικτό σε 98% απιονισμένο νερό. Η δοκιμή είναι κατάλληλη για να αξιολογήσει τις τελευταίες ρητίνες του σωλήνα, όπως PE100, διότι λαμβάνει μερικές εκατοντάδες

ώρες για να αστοχήσουν τα δείγματα, σε σύγκριση με μερικές χιλιάδες ώρες για την PENT δοκιμή.

Δοκιμή Notched constant ligament stress (NCLS) ASTM F2136

Η δοκιμή NCLS αναπτύχθηκε βάσει της δοκιμής NCTL και εφαρμόζεται σε αυλακωτούς σωλήνες HDPE και σωλήνες ρητίνης. Η δοκιμή χρησιμοποιεί δείγματα κωδωνοειδούς σχήματος με εγκοπή στη μία πλευρά . Το βάθος των εγκοπών είναι 20% του πάχους του δείγματος .Η σημαντική διαφορά μεταξύ αυτού και των άλλων δοκιμών είναι ότι τα δείγματα λαμβάνονται σε μορφή αποσυντιθόμενων πλακών στη δοκιμή πίεσης σταθεράς εγκοπής συνδέσμου NCLS, αντί των τελικών προϊόντων στη δοκιμή εγκοπών σταθερού εφελκυσμού NCTL. Επίσης, στη δοκιμή NCLS εφαρμόζεται σταθερή τάση 600 psi Η δοκιμή εκτελείται υπό βύθιση σε 10% IGEPAL διάλυμα σε 50oC. Το Σχήμα 3.9 δείχνει τον εξοπλισμό δοκιμών.

Σχήμα 3.9 εξοπλισμός δοκιμής για τη δοκιμή NCLS

Δοκιμή υπό υδροστατική πίεση (ASTM D1598)

Αυτό είναι μια δοκιμή για την αξιολόγηση επιδόσεων σωληνών πίεσης. Ένα τμήμα του σωλήνα με πώματα και στις δύο άκρες υπόκειται σε μια συνεχή υδροστατική πίεση υπό καθορισμένη θερμοκρασία δοκιμής. Η δοκιμή συνεχίζεται μέχρι την αστοχία του σωλήνα. Ακόμη και σε υψηλές θερμοκρασίες δοκιμής και υψηλές τάσεις, η δοκιμή αυτή απαιτεί πολύ χρόνο για να ολοκληρωθεί. Η έναρξη ρηγμάτωσης λόγω ελαττωμάτων υλικού καλύπτει ένα σημαντικό μέρος των δοκιμών. Το κριτήριο αυτό αντανακλά πραγματικά την συμπεριφορά του σωλήνα υπό την πίεση σχεδιασμού. Παρ' ΄λοα αυτά υπάρχει μεγάλη διασπορά αποτελεσμάτων.

Δοκιμή σωλήνα με εγκοπή (ISO 13479)

Η πιθανή διασπορά αποτελεσμάτων κατά την δοκιμή υπό υδροστατική πίεση μπορεί να αποφευχθεί με την εισαγωγή εγκοπών στις σωληνώσεις. Στο Ηνωμένο Βασίλειο, η βιομηχανία τόσο του φυσικού αερίου όσο και του ύδατος έχουν υιοθετήσει τη δοκιμή σωλήνα με εγκοπή (NPT) για την αξιολόγηση της ποιότητας των σωλήνων. Στη δοκιμή αυτή ελέγχεται η θραύση του σωλήνα υπό υψηλή θερμοκρασία. Στο σωλήνα έχουν διαμορφωθεί αξονικές "εγκοπές V". Τέσσερις εγκοπές είναι ισοκατανεμημένες στην περιφέρεια του σωλήνα και κατά μήκος του, με μήκος ίσο με την εξωτερική διάμετρο του σωλήνα και τέτοι βάθος, ώστε να απομένει σύνδεσμος ίσος με το 80+-2% τυ ελάχιστου πάχους τουτοιχώματος του σωλήνα. Ο σωλήνας δοκιμάζεται σε επίπεδο τάσεων των 4 MPa (580 psi) για PE80

και 4,6 MPa (667 psi) για PE100 υλικά. Συνιστάται να είναι τρεις τουλάχιστον δοκιμές που δεν θα παρουσιάσουν αστοχία πριν από τις 165 ώρες για τα PE80 και PE100 υλικά. Περιβάλλον δοκιμής στους 80oC.

Δοκιμή κόπωσης

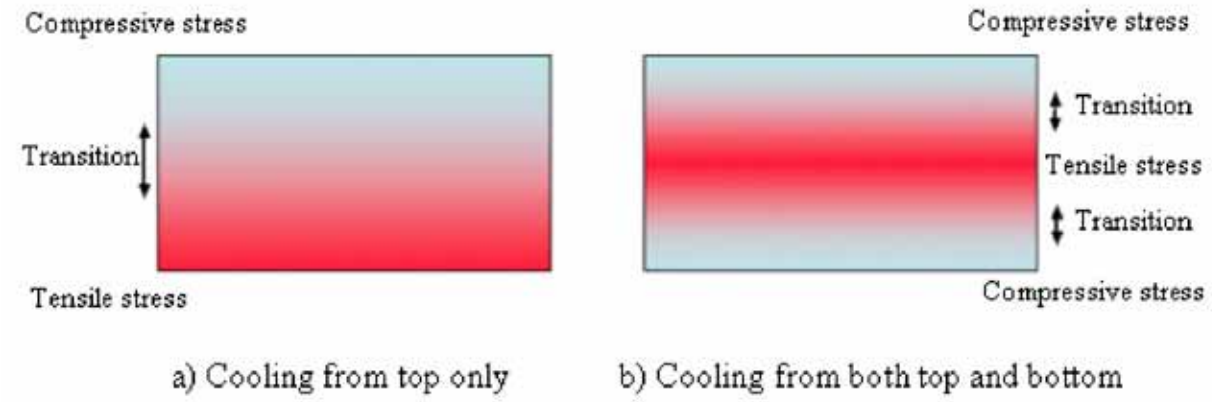
Όλοι οι παραπάνω μέθοδοι δοκιμής σχετίζονται με τον ερπυσμό. Όπως συζητήθηκε νωρίτερα, η δοκιμή κόπωσης είναι μια εναλλακτική μέθοδος που επιταχύνει την ανάπτυξη ρωγμών με την εφαρμογή ανακυκλιζόμενης πίεσης. Η δοκιμή εκτελείται καλύτερα σε υψηλή συχνότητα, προκειμένου να μειωθεί ο χρόνος δοκιμής. Ωστόσο, η αύξηση της συχνότητας ευνοεί φαινόμενα λόγω ανάπτυξης θερμότηταςστο δείγμα. Οι περισσότερες δοκιμές κόπωσης για πολυμερή χρησιμοποιούν συχνότητες περίπου στο 1 Herz. Η γεωμετρίας του σχήματος του δείγματος ποικίλλει ανάλογα με το υλικό δοκιμής. Ωστόσο, εγκοπές στα δείγματα έχουν χρησιμοποιηθεί ευρέως για να επιταχύνεται ο χρόνος έναρξης της ρωγμής. Οι κύκλοι κόπωσης μπορούν να ελεγχθούν είτε από την επιβολή φορτίου είτε από την επιβολή παραμόρφωσης.

Πίνακας 3.1 Συνοψη δοκιμών ρηγμάτωσης τύπου SC

Table 3.1 Comparison of tesl					t methods		
Test method	Standard	Test type	Specimen source	Specimen shape	Notch	Test condition	Note
Bent strip	ASTM D1693	Index	Molded plaque	Rectangular bar	yes	10%Igepal solution, 50 C	Simple, but inaccurate
Stress rupture test	ASTM D1598	Performance	Pipe	Pipe	no	water, various temperatures and pressures	Most representative of working condition but extremely time-consuming
Notched pipe test	ISO 13479	Product performance	Pipe	Pipe	yes	water, SO C, single stress level	Representative of working pipe but very time-cor^uming
PENT on pipe specimens	ASTM D1473	Pioduct performance	Pipe	Pipe section for D<25mm, and rectangular bar forthe other	yes	air, SO C, single stress level	Less representative, less time-consuming
PENT on plaque specimens	ASTM D1473	Index	Molded plaque	Rectangular bar	yes	air, 80 C, single stress	Not representative, less t ime- c onsuming
FNCT	ISO 16770	Index	Molded plaque	Square bar	yes	liquid, S0^{u}C, single stress	Not representative, less time-consuming
NCLS	ASTM F2136	Index	Pipe	Dumbbell shaped	yes	10%Igepal solution, 50 C, single stress	Not representative, not t ime- c onsuming
Fatigue test	—	both	Pipe and molded plaque	—	yes	Usually ambient air	Depends on particular test

3.7 Παραμένουσα τάση

Εκτός από τις εξωτερικές εφαρμοζόμενες τάσεις, η παραμένουσα τάση μπορεί επίσης να είναι ένας παράγοντας που προκαλεί ρηγμάτωση τύπου SC. Είναι γνωστό ότι σε όλους τους πλαστικούς σωλήνες υπάρχει παραμένουσα τάση, που εισάγεται κατά τη διαδικασία κατασκευής τους. Το μέγεθος και η κατανομή της παραμένουσας τάσης ποικίλλει σημαντικά ανάλογα με την διαδικασία κατασκευής. Ένας από τους κύριους παράγοντες που προκαλούν παραμένουσες τάσεις είναι η διαφορετική συστολή του τοιχώματος του σωλήνα κατά τη διαδικασία ψύξης. Το Σχήμα 3.10 παρουσιάζει την παραμένουσα τάση που αναπτύσσεται σύμφωνα με δύο διαφορετικές ψυκτικές προσεγγίσεις.



Σχήμα 3.10 Κατανομή παραμένουσας τάσης λόγω ψύξης

Κατά Maxwell (2001), αν πραγματοποιείται ψύξη μόνο από τη μία πλευρά του τείχους, η ψυχθείσα πλευρά θα συσταλλεί γρήγορα. Το ακινητοποιημένο τμήμα περιορίζει την ελεύθερη συστολή της εγγύς περιοχής. Ως αποτέλεσμα, θλιπτική

παραμένουσα τάση δημιουργείται στη δροσερή πλευρά και εφελκυστική παραμένουσα τάση εφελκυσμού στην αντίθετη πλευρά (Σχήμα 3.10 (α)). Ωστόσο, εάν οι δύο πλευρές ψύχονται ταυτοχρόνως, θλιπτικές τάσεις θα αναπτυχθούν στην περιοχή των δύο επιφανειών και εφελκυστική τάση στο κέντρο (Σχήμα 3.10 (β)).

Παραμένουσες τάσεις μπορούν επίσης να εισαχθούν κατά τον εφελκυσμό των πολυμερών αλυσίδων κατά την παρασκευή του σωλήνα. Ο Wong (1983) διαπίστωσε ότι οι διαξονικές εφελκυστικές τάσεις παρουσιάζονται στο εσωτερικό τοίχωμα και η διαξονικές θλιπτικές τάσεις στο εξωτερικό τοίχωμα για ορισμένους τύπους λείου σωλήνα. Ο Williams (1993) μετρώντας τις παραμένουσες τάσεις ,στις διαμήκεις και στις περιφερειακές κατευθύνσεις, των ισότροπων λείων σωλήνων, και διαπίστωσε ότι οι εφελκυστικές παραμένουσες τάσεις κυμαίνονται από 2,12 έως 4,07 MPa (307 με 590 psi). Για ανισότροπα εφελκυόμενους σωλήνες, οι παραμένουσες τάσεις στις εσωτερικές επιφάνειες διαφοροποιούνταν σημαντικά, από εφελκυστικές τάσεις 0,25 MPa (36 psi) μέχρι θλιπτικές τάσεις 2,91 MPa (422 psi). Οι Chaoui και Moet (1987) μελέτησαν την κατανομή των παραμενουσών τάσεων μέσα στο πάχος του τοιχώματος του λείου σωλήνα και διαπίστωσε ότι το 24% του εσωτερικού τοιχώματος δέχεται παραμένουσες εφελκυστικές πιέσεις ενώ το υπόλοιπο πάχος δεχόταν θλιπτικές παραμένουσες τάσεις, με τη μέγιστη τιμή στην εξωτερική επιφάνεια του τοιχώματος του σωλήνα. Ο Kanninen et al. (1993) διαπίστωσε ότι η κατανομή της παραμένουσας περιμετρικής πίεσης είχε παραβολική μορφή, με ανάπτυξη εφελκυστικών τάσεων στο εσωτερικό τοίχωμα. Υψηλή παραμένουσα πίεση εντός του σωλήνα θα μπορούσε να έχει σημαντικές επιπτώσεις στις ρηγμάτωση τύπου SC του σωλήνα. Ως εκ τούτου, για την ποσοτικοποίηση των παραμένουσων τάσεων στο εσωτερικό του σωλήνα είναι απαραίτητη η πρόβλεψη της μακροπρόθεσμης συμπεριφοράς των σωλήνων. Στη

μελέτη αυτή, αξιολογούνται οι παραμένουσες τάσεις στον λείο αγωγό HDPE και στον αυλακωτό σωλήνα HDPE.

Έχουν καταβληθεί τεράστιες προσπάθειες για να κατανοηθούν οι παραμένουσες τάσεις σε μεταλλικούς σωλήνες. Αντίθετα, η διερεύνηση των παραμενουσών τάσεων σε πλαστικούς σωλήνες είναι πολύ περιορισμένη. Πολλές από τις μεθόδους που χρησιμοποιούνται για την αξιολόγηση της παραμένουσας πίεσης σε πλαστικούς σωλήνες υιοθετήθηκαν από εκείνες που χρησιμοποιούνται για μεταλλικούς σωλήνες. Ορισμένες από αυτές τις μεθόδους παρουσιάζονται εδώ.

Μέθοδος slitting and parting out (τεμαχισμού και τμηματοποίησης)

Για να μετρηθεί η παραμένουσα πίεση στην περιφέρεια του σωλήνα, δείγμα σε σχήμα δακτυλίου με πλάτος μιας ίντσας αφαιρείται από το σωλήνα. Ο δακτύλιος στη συνέχεια ανοίγεται. Εάν στο σωλήνα έχουν αναπτυχθεί εφελκυστικές τάσεις στο εσωτερικό τοίχωμα, το δαχτυλίδι θα τείνει να κλείσει και να μειώσει τη διάμετρο. Με τη μέτρηση της αλλαγής διαμέτρου στην πάροδο του χρόνου, μπορεί να υπολογιστεί η μέγιστη παραμένουσα τάση. Για τη μέτρηση της διαμήκους παραμένουσας τάσης, ένα τμήμα ορθογωνικού σχήματος και μικρών διαστάσεων κόβεται στο άκρο του σωλήνα και παρακολουθείται με το χρόνο. η μετατόπιση στο τέλος του αφαιρούμενου τμήματος

Μέθοδος απομάκρυνσης στρώσης (Layer removal method)

Η μέθοδος απομάκρυνσης στρώματος είναι η πιο ευρέως χρησιμοποιούμενη τεχνική για τη μέτρηση των παραμένουσων τάσεων. Ένα ορθογωνικό δείγμα λαμβάνεται από την περιοχή ενδιαφέροντος του σωλήνα, και στη συνέχεια απομακρύνονται στρώσεις από τη μία πλευρά των επιφανειών. Το δείγμα υποβάλλεται σε αλλαγή διαστάσεων μετά την απομάκρυνση κάθε στρώσης. Η μέση τάση σε κάθε στρώμα υπολογίζεται με βάση την αλλαγή διαστάσεων. Με αυτό τον τρόπο μπορεί να καταρτιστεί διάγραμμα παραμενουσών τάσεων συναρτήσει του πάχους του σωλήνα.. Ωστόσο, η μηχανή αφαίρεσης στρώσεων μπορεί να προκαλέσει ανεπιθύμητες τάσεις στο δείγμα ελέγχου που μπορεί να είναι είτε επιφανειακά παραμένουσες τάσεις ή μεγάλες τάσεις διαρροής, μειώνοντας την ακρίβεια της μέτρησης.

Μέθοδος τρύπας διάτρησης (ASTM E837)

Αυτή η μέθοδος περιλαμβάνει τη διάνοιξη οπής στο υλικό και τη μέτρηση των επιφανειακών παραμορφώσεων στην περιοχή εγγύς της οπής κατά τη διάρκεια της διάτρησης. Ηλεκτρικομηκυνσιόμετρα χρησιμοποιούνται συνήθως για να προσδιοριστεί ποσοτικά οι παραμορφώσεις κοντά στην οπή. Οι παραμορφώσεις κοντά στην οπή χρησιμοποιούνται για τον υπολογισμό των διαξονικών τάσεων και της κατανομής τους πάνω και κοντά στην επιφάνεια του δοκιμίου.. Υπάρχουν ορισμένοι περιορισμοί σε αυτήν τη μέθοδο: το δείγμα πρέπει να είναι μεγάλο σε σύγκριση με τη διάμετρο της διανοιγόμενης οπής. Οι παραμένουσες τάσεις πρέπει να είναι σταθερές στην περιοχή διάτρησης. Ανελαστική ροή δεν πρέπει να συμβεί

κατά τη διάρκεια και μετά την διάτρηση. Αυτή η μέθοδος μπορεί να μετρήσει μόνον τις παραμένουσες τάσεις στην επιφάνεια ή σε πολύ περιορισμένο βάθος.

Μέθοδος ανόπτησης

Η μέθοδος αυτή βασίζεται στην παραδοχή ότι η αύξηση της θερμοκρασίας δεν αλλάζει την μοριακή δομή του υλικού σημαντικά. Η διαδικασία περιλαμβάνει τη λήψη των δειγμάτων από τον σωλήνα και θέρμανσή τους σε κατάλληλη θερμοκρασία. Μετά από ένα ορισμένο ποσό ανόπτησης, η απομένουσα τάση είναι πιθανό να ανακουφισθεί πλήρως. Οι παραμένουσες τάσεις μετρούνται στη συνέχεια ανάλογα με τη μεταβολή των διαστάσεων του δείγματος πριν και μετά την ανόπτηση.

Υπάρχουν και άλλες μέθοδοι δοκιμών, όπως η περίθλαση ακτινών Χ, μέθοδος με υπερήχους, εσοχές, και η stress corrosion. Οι μέθοδοι αυτοί είτε είναι ακόμα υπό ανάπτυξη ή χρησιμοποιούνται λιγότερο συχνά.

3.8 Μέθοδοι πρόβλεψης χρόνου ζωής των σωλήνων

Όλες οι δοκιμές ελέγχου της ρηγμάτωσης τύπου SC που περιγράφονται εδώ εφαρμόζουν υψηλής θερμοκρασία, για να επιταχυνθεί η αστοχία .Κατά συνέπεια, απαιτούνται επιπλέον μέθοδοι για την προσαρμογή των πειραματικών αποτελεσμάτων στην πραγματική θερμοκρασία λειτουργίας του αγωγού. Αυτές οι

μέθοδοι μπορούν να ταξινομηθούν σε τρεις ομάδες: η μέθοδος μηχανικής θραύσης, η μέθοδος μετατόπισης, και η μέθοδος ποσοστιαίας διαδικασίας (RPM).

3.8.1 Μέθοδος Μηχανικής Θραύσης

Οι Θεωρίες της Μηχανικής Θραύσης μπορούν να χρησιμοποιηθούν για την προσομοίωση του χρόνου αστοχίας λόγω ρηγμάτωσης τύπου SC. Η Γραμμική Ελαστική Μηχανική Θραύσης (LEFM), συχνά χρησιμοποιείται για να αναλύσει την ρηγμάτωση των σωλήνων. Έχουν διεξαχθεί πολυάριθμες μελέτες σε μια προσπάθεια να διερευνηθεί η σχέση μεταξύ του συντελεστή έντασης τάσεων (K) και του ρυθμού ανάπτυξης ρωγμών. Ορισμένα ημι-εμπειρικά μοντέλα έχουν αναπτυχθεί. Ωστόσο, η αξιοπιστία των μοντέλων αυτών δεν είναι βέβαιη. Κατά τους Chan και Williams (1983) διαπιστώθηκε ότι η σταθερή κατάσταση του ρυθμού ανάπτυξης ρωγμής που υιοθετείται στα περισσότερα μοντέλα μηχανικής θραύσης υφίσταται μόνο όταν ο ρυθμός ανάπτυξης είναι πάνω από 10^{-9} m / sec. Ωστόσο, ο πραγματικός ρυθμός ανάπτυξης ρωγμών είναι πολύ χαμηλότερος από την τιμή αυτή. Οι Popelar και Staab (1983) αναφέρουν ότι η LEFM συχνά αδυνατεί να προβλέψει την ρηγμάτωση σωλήνων πολυαιθυλενίου, διότι δεν είναι δυνατό να εκτιμήσει σωστά την επίδραση του ερπυσμού. Λόγω της φύσης των ημικρυσταλλικών HDPE, το κύρος της Γραμμικής Ελαστικής Μηχανικής Θραύσης (LEFM) εξακολουθεί να είναι αμφιλεγόμενο. Απαιτούνται καταλληλότερες τεχνικές Μηχανικής θραύσης για την ανάλυση ρωγμών σε πλαστικές σωληνώσεις. Η J-integral μέθοδος έχει μελετηθεί εκτενώς. Ωστόσο, η πολυπλοκότητα της μεθόδου κρατά το μοντέλο μακριά από την πρακτική εφαρμογή.

3.8.2 Μέθοδος μετατόπισης

Ο Boltzmann (1872) ανέπτυξε τη θεμελιώδη εξίσωση γραμμικής βισκοελαστικότητας, και μία από τις εφαρμογές είναι η αρχή της υπέρθεσης θερμοκρασίας και χρόνου (TTS). Με τη μέτρηση μηχανικής ιδιότητας σε διαφορετικές θερμοκρασίες, μια καμπύλη σε μια στοχευμένη θερμοκρασία, μπορεί να επιτευχθεί μέσα από τη μετατόπιση της καμπύλης σε κάθε θερμοκρασιακή δοκιμή. Η καμπύλη μπορεί να καλύψει χρονικά διαστήματα δεκαετιών, και με αυτό τον τρόπο μπορεί να προβλεφθεί η διάρκεια ζωής του υλικού στη συγκεκριμένη θερμοκρασία.

Κάθε επιμέρους θερμοκρασία δοκιμής, T, καθώς και στοχοθετημένη θερμοκρασία Tr, έχουν την ακόλουθη σχέση:

$$D(t,T) = D(t / a_T, T_r) \tag{3.2}$$

Όπου α_T η μεταβολή του συντελεστή χρόνου-θερμοκρασίας, η οποία δίνεται από την Williams-Landel-Ferry (WLF) εξίσωση

$$\log a_T = \frac{C_1(T - T_1)}{C_2 + (T + T_r)} \tag{3.3}$$

C_1 και C_2 είναι σταθερές.

Η υπόθεση της αρχή υπέρθεσης θερμοκρασίας - χρόνουTTS είναι ότι η δομή υλικού δεν αλλάζει κατά τη διάρκεια της δοκιμής. Ο Faucher (1959) έδειξε ότι η αρχή υπέρθεσης θερμοκρασίας - χρόνου TTS ισχύει μόνο κατα την γραμμική παραμόρφωση του υλικού και κάτω από τη θερμοκρασία τήξης του . Πίστευε ότι,

όταν η θερμοκρασία είναι πάνω από το σημείο τήξης, η κρυσταλλικότητα στους σωλήνες πολυαιθυλενίου PE αλλάζει. Ο Onogi et al. (1967) υποστήριξε ότι η θερμοκρασία επηρεάζει την κινητικότητα των κρυσταλλιτών. Άλλοι ερευνητές (Popelar et al. 1990, Thomas, 1997) πρότειναν ότι η υψηλή θερμοκρασία οδηγεί σε επανακρυσταλλοποίηση, οπότε οι μικροί κρυσταλλίτες θα εξελιχθούν σε μεγάλους κρυσταλλίτες. Οι Popelar et al. (1990) διαπίστωσαν ότι η οριζόντια μετατόπιση της καμπύλης (θερμοκρασίας) από μόνη της δεν μπορεί να επιτύχει μια κύρια λογική καμπύλη, λόγω της επίδρασης της θερμοκρασίας στην κρυσταλλικότητα. Ωστόσο, με τη βοήθεια της κάθετης μετατόπισης, μπορεί να επιτευχθεί μια νέα κύρια καμπύλη. Δεδομένου ότι η μέθοδος περιλαμβάνει τόσο την οριζόντια όσο και την κάθετη μετατόπιση των καμπυλών, που ονομάζεται δι-διάστατη μετατόπιση .Οι Popelar et al. (1990) ανέλυσαν ένα μεγάλο αριθμό των δεδομένων των εργαστηριακών δεδομένων αναφερομένων στην χαλάρωση, ρηγμάτωση υπό χαμηλές εφλκυστικές τάσεις, και αργή ανάπτυξη ρωγμών, και διαπίστωσε ότι ο οριζόντιες και κάθετες λειτουργίες μετατόπισης είναι καθολικές για MDPE και HDPE, που χρησιμοποιούνται για αγωγούς φυσικού αερίου. Οι εκφράσεις για τους παράγοντες είναι

$$\boldsymbol{\alpha_\tau} = \exp[-0.109(T-T_\Gamma)] \tag{3.4}$$

$$b_T = \exp[0.0116(T-T_\Gamma)] \tag{3.5}$$

όπου a_T = οριζόντιος συντελεστής μεταβολής

b_T = κάθετος συντελεστής μεταβολής

T = θερμοκρασία εργαστηρίου

T_r = αυθαίρετη θερμοκρασία αναφοράς (ή στοχοθετημένη θερμοκρασία).

Οι Lu και Brown (1991) πρότειναν επίσης μια άλλη εξίσωση μετατόπισης. Αυτές οι εξισώσεις με βάση την εξίσωση Arrhenius θα συζητηθούν στο επόμενο κεφάλαιο.

$$\Delta_h = 0{,}43\frac{Q}{R}\left[\frac{1}{T} - \frac{1}{T_r}\right]$$

$$\Delta_n = C\left[\frac{1}{T} - \frac{1}{T_r}\right]$$

όπου Δ_h = οριζόντιος συντελεστής μεταβολής

Δ_v= κάθετος συντελεστής μεταβολής

Q = ενέργεια ενεργοποίησης

R = σταθερά αερίου

C = συντελεστής.

3.8.3 Μέθοδος διαδικασίας ρυθμού (RPM)

Ο σουηδός χημικός Arrhenius βρήκε εμπειρικά ότι ο λογάριθμος του βαθμού χημικής αντίδρασης μεταβάλλεται ανάλογα με την απόλυτη θερμοκρασία, υπό την

προϋπόθεση ότι το φάσμα της θερμοκρασίας δεν επιφέρει μεγάλες αλλαγές στη δομή της ύλης. Εκφράζεται στις Εξισώσεις 3.8 και 3.9.

$$k = k_0 e^{-E/RT} \quad (3.8)$$

$$\ln k = \ln k_0 - E/RT \quad (3.9)$$

όπου

k =βαθμός κινητικής σταθεράς

k_0 = προ εκθετικός βαθμός κινητικής σταθεράς

E = εμφανής ενέργεια ενεργοποίησης

R = σταθερά αερίου, που είναι 8.314J/mole;

T = απόλυτη θερμοκρασία.

Η εξίσωση 3.9 μπορεί να απλοποιηθεί και να χρησιμοποιηθεί για την περιγραφή της σχέσης ανάμεσα στον χρόνο αστοχίας και στη θερμοκρασία T:

$$\log t = A + \frac{B}{T} \quad (3.10)$$

Η στιγμή αστοχίας σε μια ορισμένη θερμοκρασία μπορεί να επιτευχθεί με τροποποίηση της εξίσωσης Arrhenius:

$$\log \frac{t}{t_r} = \frac{E}{R}\left[\frac{1}{T} - \frac{1}{T_r}\right] \quad (3.11)$$

όπου t= χρόνος αστοχίας

t_r = χρόνος αστοχίας σε συγκεκριμένη θερμοκρασία

T= θερμοκρασία διεξαγωγής τεστ

T_r = αρχική θερμοκρασία

A, B = σταθερές

Η εξίσωση Arrhenius παρέχει τη θεωρητική βάση για τη σύνδεση του χρόνου αστοχίας με διάφορες θερμοκρασίες. Η βασική θεωρία για τη μέθοδο διαδικασίας συντελεστή (RPM) είναι η εξίσωση Arrhenius. Η ανάπτυξη των RPM στοιχειοθετειται ως εξής:

Έχει διαπιστωθεί ότι ο χρόνος αστοχίας και η εφαρμοζόμενη τάση συνδέονται με μια γραμμική σχέση σε άξονα λογαριθμητικής κλίμακας .

$$logt = A + B\text{-}log\varsigma \qquad (3.12)$$

σ= εφαρμοσμένη πίεση

t= αντίστοιχο χρόνος αστοχίας

Συνδιάζοντας τις Εξισώσεις 3.10 και 3.12, φτάνουμε στο μοντέλο RPM που εισήγαγε ο Bragaw (1983)

$$\log t = A + \frac{B}{T} + C\log s \qquad (3.13)$$

Παρόμοια προσέγγιση έχει χρησιμοποιηθεί για την ανάπτυξη άλλων RPM μαθηματικών μοντέλων, ως εξής. Μοντέλο τριών σταθερών καταλήγει στις ακόλουθες σχέσεις:

$$\log t = A + \frac{B}{T} + \frac{C\log s}{T} \qquad (3.14)$$

$$\log t = A + \frac{B}{T} + \frac{C\sigma}{T} \qquad (3.15)$$

Μοντελο τεσσάρων σταθερών σε :

$$\log t = A + \frac{B}{T} + \frac{C\log\sigma}{T} + DT \qquad (3.16)$$

$$\log t = A + \frac{B}{T} + \frac{C\log\sigma}{T} + DT\log\sigma \qquad (3.17)$$

$$\log t = A + \frac{B}{T} + \frac{C\log\sigma}{T} + D\log\sigma \qquad (3.18)$$

Μοντέλο εξι σταθερών σε:

$$\log t = \frac{1}{2}\left[A + D + \frac{B+E}{T} + \frac{(C+F)\log\sigma}{T}\right] - \frac{1}{2}\left[A - D + \frac{B-E}{T} + \frac{(C-F)\log\sigma}{T}\right] \qquad (3.19)$$

όπου A, B, C, D, E, F είναι σταθερές

Οι Eugene et al. (1985) παρουσίασαν τα υπέρ και τα κατά αυτών των μοντέλων. Διαπιστώθηκε ότι τα μοντέλα τεσσάρων σταθερών οδηγούν σε πιο αξιόπιστες τιμές Ωστόσο, το μοντέλο τριών σταθερών μπορεί να προσφέρει καλύτερη προσαρμογή επίσης, χωρίς την πολυπλοκότητα ενός τέταρτου όρου. Επιπλέον, η προσθήκη

περισσότερων όρων μπορεί να βελτιώσει τις ικανότητες προσαρμογής, αυξάνει όμως επίσης την αβεβαιότητα των προβλέψεων. Ως εκ τούτου, η εξίσωση (3.14) είναι το μοντέλο που αναγνωρίζεται ως το πιο κατάλληλο στην πρόβλεψη του χρόνου αστοχίας, και έχει εγκριθεί από τα ASTM και ISO.

Κεφάλαιο 4

Ρηγμάτωση αγωγών HDPE σε Σπονδυλωτές Γέφυρες

4.1. Εισαγωγή

Το κεφάλαιο αυτό επικεντρώνεται στο SCR (ρηγμάτωση) αγωγών HDPE, που χρησιμεύουν ως «οχετοί» καλωδιώσεων/τενόντων στις σπονδυλωτές γέφυρες. Οι προεντεταμένοι τένοντες αποτελούν βασικό διαρθρωτικό στοιχείο των σπονδυλωτών γεφυρών, καθώς κρατούν ενωμένους τους σπονδύλους και συμβάλλουν στη συμπεριφορά της γέφυρας ως ολόσωμου φορέα. Ουσιαστικά, το προαναφερόμενο σύστημα τάνυσης αποτελείται από: (α) χαλύβδινους τένοντες υψηλής αντοχής , (β) τσιμεντένεμα, (γ) αγωγούς HDPE. Τα ενέματα τσιμέντου και ο αγωγός HDPE χρησιμεύουν ως διπλά στρώματα για την προστασία των χαλύβδινων τενόντων. Ωστόσο, η ρηγμάτωση του HDPE αγωγού μπορεί να οδηγήσει σε διάβρωση των χαλύβδινων τενόντων, καθώς επιτρέπει στην υγρασία να διαπεράσει τα διπλά στρώματα προστασίας. Κατά συνέπεια, η ρηγμάτωση των HDPE αγωγών πρέπει να αποφευχθεί. Μια πρόσφατη έρευνα για τους προεντεταμένους τένοντες (Hartt και Hsuan, 2004) ανέφερε ότι ρωγμές εμφανίστηκαν στους HDPE αγωγούς αρκετών γεφυρών στην Πολιτεία της Φλόριντα. Ως εκ τούτου, η πολιτεία της Φλόριντα, σε συνεργασία με το Drexel University και το Florida Atlantic University (FAU), προχώρησε στην υλοποίηση ενός προγράμματος, με στόχο τη διερεύνηση των αιτιών ρηγμάτωσης των αγωγών αυτών. Στο πρώτο μέρος του κεφαλαίου αυτού παρουσιάζονται τα αποτελέσματα της έρευνας του Drexel University: αναγνώριση των μηχανισμών ρηγμάτωσης των αγωγών, επιλέγοντας κατάλληλες πειραματικές μεθόδους αποτίμησης της αντοχής των αγωγών, και προτάσεις βελτίωσης της

ποιότητας των αγωγών. Στο δεύτερο μέρος του κεφαλαίου παρουσιάζονται τα αποτελέσματα της έρευνας και των δύο πανεπιστημίων σχετικά με την εκτίμηση του εντατικού πεδίου των αγωγών, λαμβάνοντας υπόψη την εξέλιξη του επιπέδου λειτουργικότητας των αγωγών κατά τον χρόνο ζωής του έργου μέσω πειραμάτων κόπωσης.

4.2 Υπόβαθρο

4.2.1 Σπονδυλωτές Γέφυρες

Η κατασκευή γεφυρών με χρήση προκατασκευασμένων σπονδύλων είναι μια σχετικά νέα τεχνολογία. Η τεχνολογία αυτή αναπτύχθηκε στη Γαλλία στις αρχές της δεκαετίας του '60, και εφαρμόστηκε ευρέως στην Ευρώπη κατά τα τέλη της δεκαετίας του '60 και του '70. Η πρώτη σπονδυλωτή γέφυρα που κατασκευάστηκε στις Ηνωμένες Πολιτείες (ΗΠΑ) ήταν η John F. Kennedy Memorial Causeway κοντά στο Corpus Christi του Τέξας, το 1971. Στη δεκαετία του '80, σπονδυλωτές γέφυρες κατασκευάζονταν σε πολλά κράτη. Μια προκατασκευασμένη σπονδυλωτή γέφυρα αποτελείται από πολλούς σπονδύλους προκατασκευασμένου σκυροδέματος, οι οποίοι παρασκευάζονται σε εγκαταστάσεις παρασκευής σκυροδέματος , συχνά κοντά στο εργοτάξιο. Αρχικά, τα βάθρα κατασκευάζονται τοποθετώντας τους σπονδύλους τον έναν πάνω στον άλλο και στη συνέχεια, πάνω στα βάθρα τοποθετούνται οι σπόνδυλοι του καταστρώματος (**Σχήμα 4.1**) . Στο **Σχήμα 4.2** παρουσιάζεται μία σπονδυλωτή γέφυρα υπό κατασκευή ,ενώ στο **Σχήμα 4.3** παρουσιάζονται οι τένοντες στο εσωτερικό του κλωβού.

Οι χαλύβδινοι τένοντες συνδέουν τις κιβωτιοειδείς διατομές του καταστρώματος και προσδίδουν αντοχή στην κατασκευή. Υπάρχουν δύο τύποι τενόντων: εσωτερικοί και εξωτερικοί. Οι εσωτερικοί τένοντες τοποθετούνται στο εσωτερικό της κιβωτιοειδούς διατομής και η επιθεώρηση τους καθίσταται αδύνατη. Οι εξωτερικοί τένοντες τοποθετούνται εξωτερικά του σκυροδέματος, όπως φαίνεται στο **Σχήμα 4.3**. Οι εξωτερικοί τένοντες τοποθετούνται στο εσωτερικό του αγωγού, τανύονται και αγκυρώνονται στα δύο άκρα. Στη συνέχεια, το κενό ανάμεσα στους τένοντες γεμίζεται με τσιμεντένεμα.

Σε σύγκριση με τις συμβατικές γέφυρες, οι σπονδυλωτές γέφυρες είναι πιο συμφέρουσες από άποψης κόστους (ειδικά όταν καλύπτουν μεγάλα ανοίγματα), χρόνου κατασκευής ,συντήρησης, ανθεκτικότητας και αισθητικής. Το 1999, το αμερικανικό Ινστιτούτο Σπονδυλωτών Γεφυρών (American Segmental Bridge Institute , ASBI) πραγματοποίησε μια εμπεριστατωμένη έρευνα, και διαπίστωσε ικανοποιητικές επιδόσεις στις σπονδυλωτές γέφυρες.

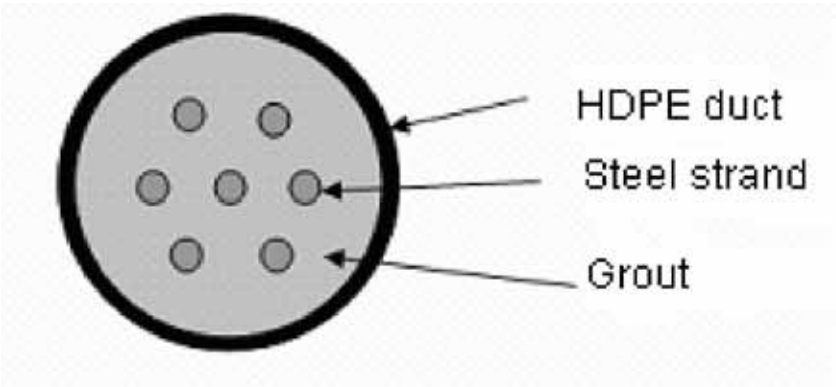
Διάγραμμα 4.1 Προκατασκευασμένος "κλωβός" σκυροδέματος

Σχήμα 4.2 Κατασκευή σπονδυλωτής γέφυρας

Σχήμα 4.3 Εσωτερικό κατασκευής σπονδυλωτής γέφυρας

4.2.2 Αστοχίες τενόντων σπονδυλωτών γεφυρών

Η ασφάλεια των σπονδυλωτών γεφυρών είναι άρρηκτα συνδεδεμένη με την συμπεριφορά και αξιοπιστία των τενόντων, καθώς οι τένοντες συγκρατούν ενωμένους τους σπονδύλους της γέφυρας προσδίδοντας στον φορέα αντοχή. Ως εκ τούτου, η διάβρωση των χαλύβδινων τενόντων πρέπει να αποφεύγεται. Ο αγωγός HDPE και το τσιμεντένεμα λειτουργούν ως διπλό στρώμα για την προστασία των τενόντων. Στο **Σχήμα 4.4** παρουσιάζεται η διατομή ενός τυπικού τένοντα.

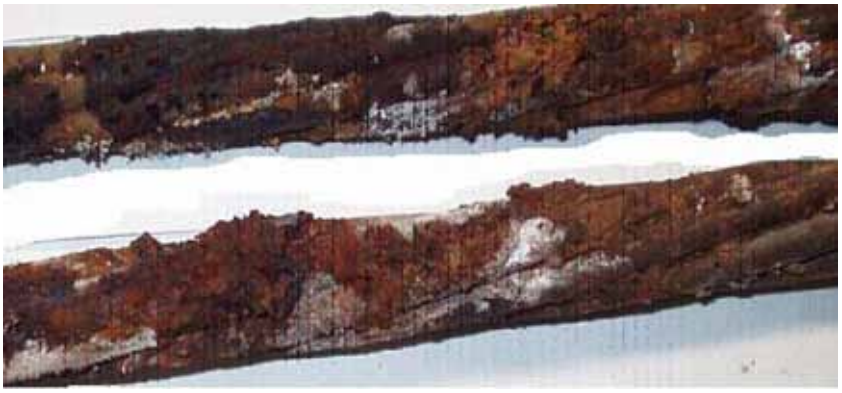


Σχήμα 4.4 Τυπική διατομή τένοντα σπονδυλωτής γέφυρας

Στην Αγγλία έχουν καταγραφεί δύο αστοχίες σπονδυλωτών γεφυρών εξαιτιας διάβρωσης των τενόντων: η Bickton Meadows πεζογέφυρα (1967) και η Ynys-Y-Gwas γέφυρα (1985). Οι αστοχίες αυτές είχαν ως αποτέλεσμα την απαγόρευση της χρήσης των τεντωμένων γεφυρών στο Ηνωμένο Βασίλειο από το 1992 έως 1996. Στις ΗΠΑ (1999), αστοχία λόγω διάβρωσης εξωτερικού τένοντα παρουσιάστηκε στη Niles Channel Bridge, στη Φλόριντα, μετά από 16 χρόνια λειτουργίας της γέφυρας (Powers, 1999). Πρόκειται για μια σπονδυλωτή γέφυρα, η οποία εκτείνεται πάνω και κοντά στο επίπεδο της θάλασσας στην περιοχή του Keys, και αποτελεί τμήμα ολόκληρης σειράς

παρόμοιων γεφυρών. Περαιτέρω επιθεώρηση αποκάλυψε ότι δύο χαλύβδινοι τένοντες είχαν διαβρωθεί στην περιοχή αγκύρωσής τους. Το 2000, λόγω προβλημάτων διάβρωσης, έντεκα τένοντες σε σύνολο846 αντικαταστάθηκαν στηγέφυρα του Mid Bay μετά από επτά χρόνια λειτουργίας. Επίσης, κατά το ίδιο έτος, παρατηρήθηκε διάβρωση σε πολλούς χαλύβδινους τένοντες στα σπονδυλωτά βάθρα της Γέφυρας του Sunshine Skyway, η οποία είχε κατασκευαστεί το 1986. Η διάβρωση ήταν αποτέλεσμα της διείσδυσης θαλασσινού νερού διάμεσο των ρηγματώσεων των αγωγών. Οι διαβρωμένοι τένοντες παρουσιάζονται στα **Σχήματα 4.5** και **4.6**.

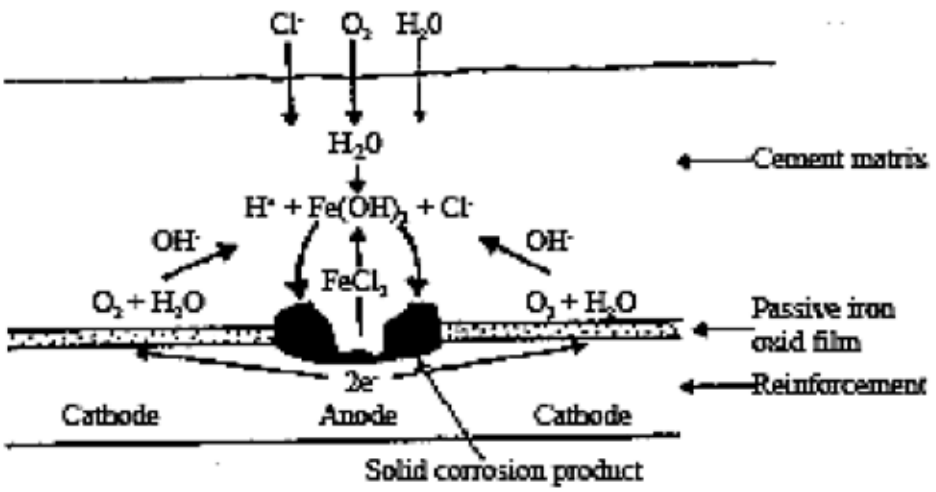
Σχήμα 4.5 Διάβρωση τένοντων χάλυβα σε σπονδυλωτή γέφυρα (Mid Bay Bridge)



Σχήμα 4.6 Κοντινή άποψη του διαβρωμένου τένοντα

4.2.3 Μηχανισμός διάβρωσης

Σε ενέματα καλής ποιότητας, το αλκαλικό στρώμα του τσιμέντου (τιμές pH από 12 έως 14) που περικλείει τον χάλυβα, προστατεύει τον τένοντα από τη διάβρωση. Προϋπόθεση για την έναρξη της διάβρωσης του χάλυβα αποτελεί η καταστροφή του παθητικού αλκαλικού στρώματος, είτε μέσω διάχυσης χλωριόντων στο τσιμέντο είτε μέσω της ενανθράκωσης του. Ως αποτέλεσμα, το pH του τσιμέντου μειώνεται σταδιακά. Όταν η τιμή του pH του τσιμέντου πέφτει κάτω από 9,5 (σε περιβάλλον ελεύθερο χλωριόντων), ξεκινά η διάβρωση του χάλυβα. Ο μηχανισμός διάβρωσης του χάλυβα παρουσιάζεται σχηματικά στο **Σχήμα 4.7.**



Σχήμα 4.7 Μηχανισμός διάβρωσης των τενόντων χάλυβα (από Hamilton et al., 1995)

Οι τένοντες γεφυρών, που εκτείνονται πάνω ή κοντά σε θαλασσινό νερό, διατρέχουν μεγαλύτερο κίνδυνο διάβρωσης, λόγω της υψηλής περιεκτικότητας του θαλασσινού νερού σε χλωριόντα. Ο κίνδυνος διάβρωσης εντείνεται περισσότερο στις περιοχές, όπου παρατηρούνται ρηγματώσεις του HDPE αγωγού. Κατά συνέπεια, η ακεραιότητα των αγωγών HDPE πρέπει να διατηρηθεί καθ 'όλο τον χρόνο ζωής της γέφυρας.

4.3 HDPE αγωγοί της παρούσας μελέτης

Σε αυτή τη μελέτη, αξιολογήθηκαν οι HDPE αγωγοί επτά γεφυρών στην Πολιτεία της Φλόριντα. Τα δείγματα που χρησιμοποιήθηκαν προήλθαν τόσο από περιοχές αρηγμάτωτων αγωγών, όσο και από περιοχές όπου ο αγωγός HDPE είχε ρηγματωθεί. Πληροφορίες σχετικά με τις γέφυρες και τον αριθμό των δειγμάτων

παρουσιάζονται στον **Πίνακα 4.1**. Οι αγωγοί στις MB και SSK χαρακτηρίζονται από έντονη ρηγμάτωση.

Πίνακας 4.1 Οι πληροφορίες σχετικά με δείγματα που ανακτώνται από τις γέφυρες

Γέφυρα	Τοποθεσία	Κατάσταση ρωγμής	Ηλικία δείγματος	Αριθμός δειγμάτων	Αριθμός Ρηγματωμένων δειγμάτων
Mid Bay (MB)	Okaloosa	Εκτεταμένη Ρηγμάτωση	10	3	3
Garcon Point	Santa Rosa	Όχι ρηγμάτωσ	4	1	0
Seven Mile	Monroe	Όχι ρηγμάτωσ	21	1	0
Skyway (SSK)	Pinellas	Εκτεταμένη Ρηγμάτωση	17	32 column	4
				34 span	3
Channel Five	Monroe	Όχι ρηγμάτωσ	21	1	0
Long Key	Monroe	Όχι ρηγμάτωσ	22	3	0
Niles Channel	Monroe	Όχι ρηγμάτωσ	20	2	0

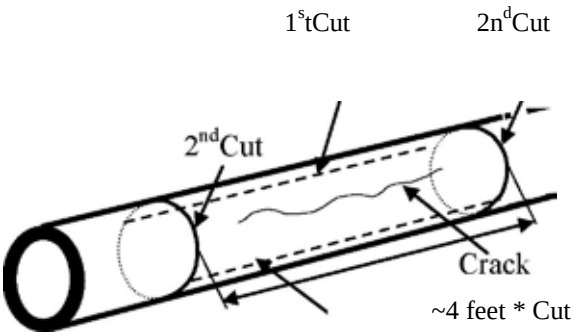
Οι επτά γέφυρες βρίσκονται σε διάφορες περιοχές της πολιτείας. Η MB Bridge βρίσκεται στο βόρειο τμήμα της Φλόριντα, όπου το εύρος θερμοκρασίας περιβάλλοντος κυμαίνεται από -10° C έως 40° C. Οι Seven Mile, Channel Five, Long Key, και Niles γέφυρες βρίσκονται στο Keys, με εύρος θερμοκρασίας από 2° έως 38° C. Οι Garcon Point, Skyway γέφυρες βρίσκονται στο κεντρικό τμήμα της πολιτείας, με θερμοκρασίες που κυμαίνονται από -5° έως 40° C.

4.4. Αποτίμηση του μηχανισμού ρηγμάτωσης

4.4.1. Εισαγωγή

Στο **Σχήμα 4.8** παρουσιάζεται ένας ρηγματωμένος αγωγός, ενώ στο **Σχήμα 4.9** παρουσιάζεται η διαδικασία δειγματοληψίας και ο τρόπος διαχωρισμού του ρηγματωμένου αγωγού από τον τένοντα, έτσι ώστε να μην αλλοιωθεί η επιφάνεια της ρωγμής.

Σχήμα 4.8.Ρηγμάτωση HDPE αγωγών



Σχήμα 4.9 Τμήμα αγωγού με ρωγμή

Η αποτίμηση των μηχανισμών ρηγμάτωσης πραγματοποιήθηκε μέσω μικροσκοπικών και μακροσκοπικών μεθόδων. Στη συνέχεια, αποτιμάται το εντατικό πεδίο στην περιοχή της ρηγμάτωσης και αναγνωρίζεται η αιτία έναρξης της ρηγμάτωσης μέσω μικροσκοπικών μεθόδων.

4.4.2 Μακροσκοπική και Μικροσκοπική Αξιολόγηση

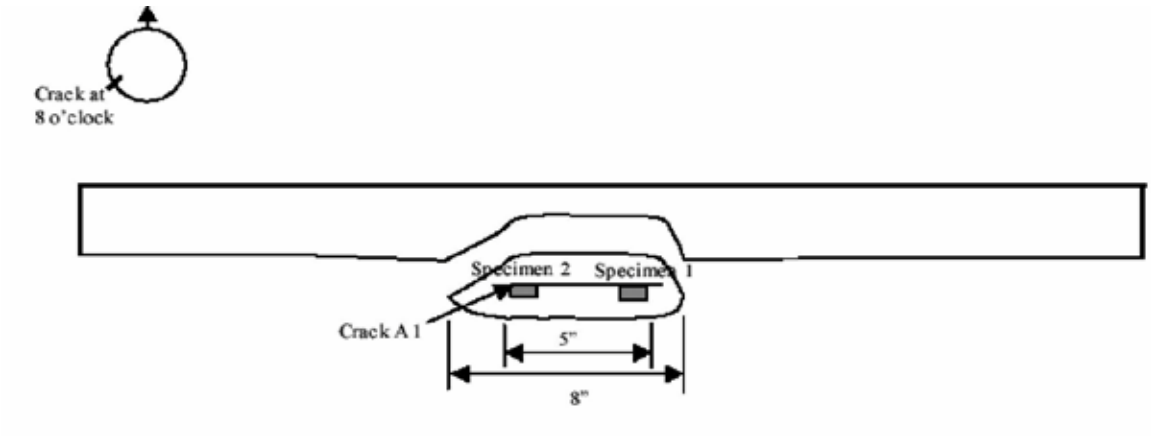
Κάθε ρηγματωμένος αγωγός φωτογραφήθηκε και στη συνέχεια σχεδιάστηκαν σκαριφήματα των ρηγματώσεων. Δείγματα για μικροσκοπική εξέταση ελήφθησαν από διάφορα σημεία κατά μήκος των ρηγματώσεων. Οι επιφάνειες ρηγμάτωσης των δειγμάτων εξετάστηκαν με ηλεκτρονικό μικροσκόπιο (scanning electron microscope SEM). Τρία ρηγματωμένα δείγματα από την ΜΒ Γέφυρα και ένα από τηνSSK Γέφυρα επελέγησαν για παρουσίαση.

4.4.2.1 Ρηγματωμένα δείγματα από την ΜΒ Γέφυρα

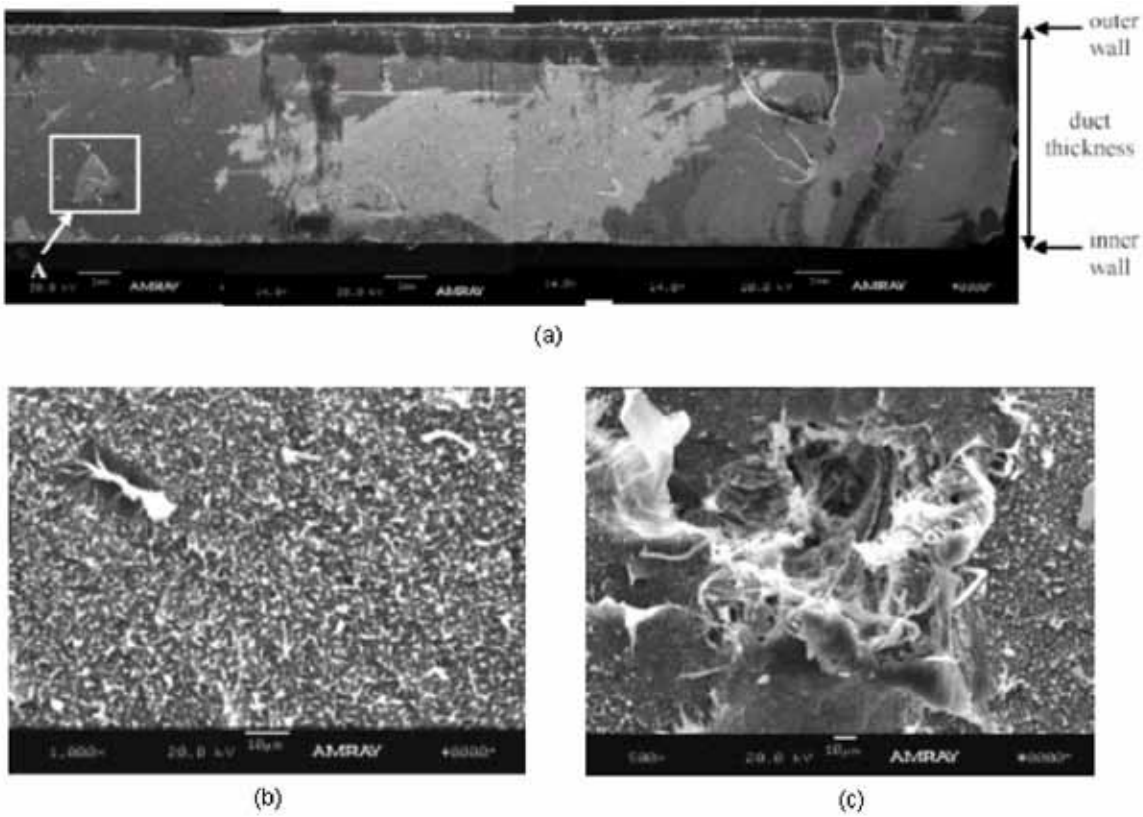
Η ΜΒ Γέφυρα παρουσίασε το πιο σοβαρό πρόβλημα ρηγμάτωσης HDPE αγωγών. Τρία δείγματα από τη ΜΒ γέφυρα επελέγησαν για εξέταση:τα 67-5-Α, 38-4-Α, και 126-4-Α.

Τα δείγματα ΜΒ 67-5-Α

- Το ΜΒ 67-5-Α (**Σχήμα 4.11**) διαθέτει μια μικρή ρωγμή κατά μήκος του αγωγού.. Το μήκος της ρωγμής στην εσωτερική επιφάνεια του σωλήνα είναι περίπου 5 ίντσες, και το μήκος ρωγμής στην εξωτερική επιφάνεια του σωλήνα περίπου 4,5 ίντσες. Τα δείγματα 1 και 2 βρίσκονται κοντά στις άκρες της ρωγμής .Το **Σχήμα 4.12 (a)** δείχνει τη γενική άποψη της επιφάνειας της ρωγμής του Δείγματος 1. Η ινώδης δομή του αγωγού στην περιοχή ρηγμάτωσης αποτυπώνεται ευκρινέστερα στο **Σχήμα 4.12 (b).** Αυτό είναι ένας δείκτης του μηχανισμού ρηγμάτωσης (SCG). Το μικρό μέγεθος των ινών αυτών δείχνει ότι η εφαρμοζόμενη πίεση είναι σχετικά χαμηλή κατά τη διάδοσή του ρωγμής. Όπως φαίνεται στο **Σχήμα 4.12 (c)** στην επιφάνεια ρηγμάτωσης παρατηρούνται πολλοί «ρύποι» , οι οποίοι ίσως να υποδηλώνουν το σημείο έναρξης της ρωγμής.

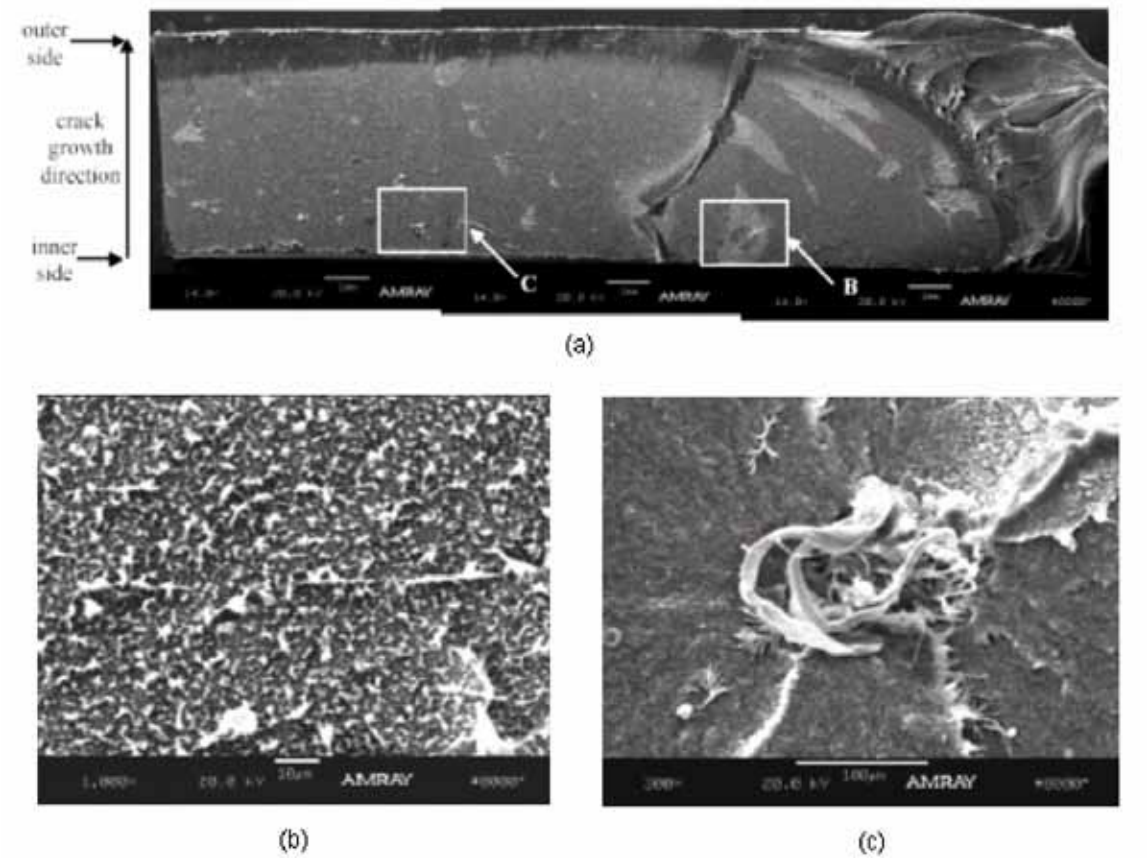


Σχήμα 4.11 Σχεδιάγραμμα δείγματος MB 67-5-A



Σχήμα 4.12 Υπόδειγμα 1 δείγματος MB 67-5-A: (a)γενική όψη της επιφάνειας ρωγμής(b) ίνα ρωγμής στην μορφολογία της περιοχή ¨a¨ (c) λεπτομερής άποψη «ρύπων» στην περιοχή "b" και "c".

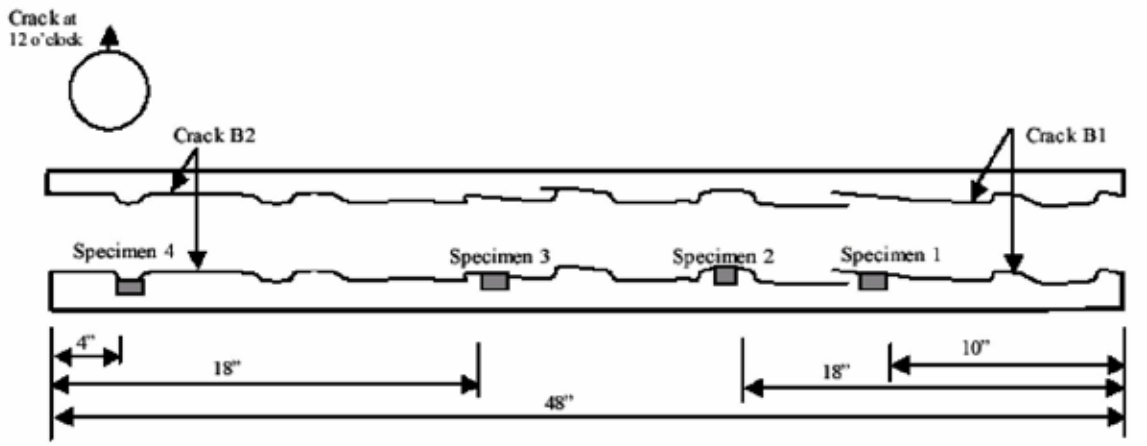
Το **Σχήμα 4.13** δείχνει την μορφολογία της ρωγμής του δείγματος, που είναι πολύ παρόμοια με αυτά στο **Σχήμα 4.12**. Μικρές ίνες στην επιφάνεια ρωγμής στο **Σχήμα 4.13(β)** καταδεικνύουν την αργή ανάπτυξη μηχανισμού ρωγμής. Και πάλι, οι «ρύποι» (Σχήμα 4.13 (γ)) εντοπίζονται στις περιοχές "B" και "C", οι οποίοι θα μπορούσαν να σηματοδοτούν την εκκίνηση της ρωγμής.



Σχήμα 4.13 Υπόδειγμα 2 από δείγμα MB 67-5-A: (a) γενική άποψη της επιφάνειας της ρωγμής(b) λεπτή ίνα μορφολογίας ρωγμής (c) μια λεπτομερή εικόνα των «ρύπων» στην περιοχή "B" και "C".

Δείγμα MB 38-4-A

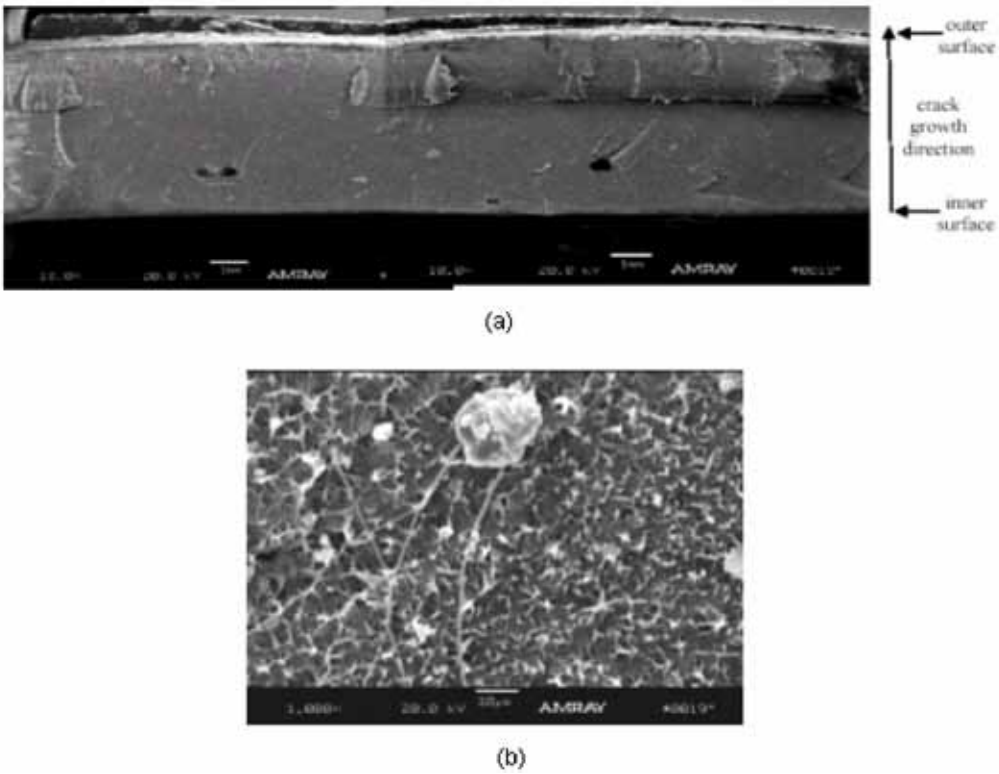
Στο δείγμα MB 38-4-A (**Σχήμα 4.14**), παρατηρούνται δύο ρωγμές, η ρωγμή B1 και η ρωγμή B2. Η θέση εμφάνισής τους παρουσιάζεται στο **Σχήμα 4.14**. Η διάδοσή τους είναι ακανόνιστη και επικαλύπτουν η μία την άλλη σε μήκος 1 ίντσας προς το τέλος, χωρίς να συνδέονται μεταξύ τους. Η ρωγμή B1 έχει μήκος περίπου 13 ίντσες τόσο στην εσωτερική όσο και στην εξωτερική επιφάνεια, και η B2 έχει μήκος περίπου 34 ίντσες και στις δύο επιφάνειες.



Σχήμα 4.14 Σχεδιάγραμμα δείγματος MB 38-4-A

Στο δείγμα MB 38-4-A ελήφθησαν τέσσερα δείγματα σε διαφορετικές θέσεις σχετικά με τη ρωγμή . Το δείγμα 1 ελήφθη κοντά στο τέλος της ρωγμής B1, όπου η ρωγμή B1 και B2 ενώθηκαν. Τα Δείγματα 2, 3, 4 ελήφθησαν από την ρωγμή B2 στο δεξιό, μεσαίο και αριστερό τμήμα της ρωγμής αντίστοιχα. Η μορφολογία της θραύσης

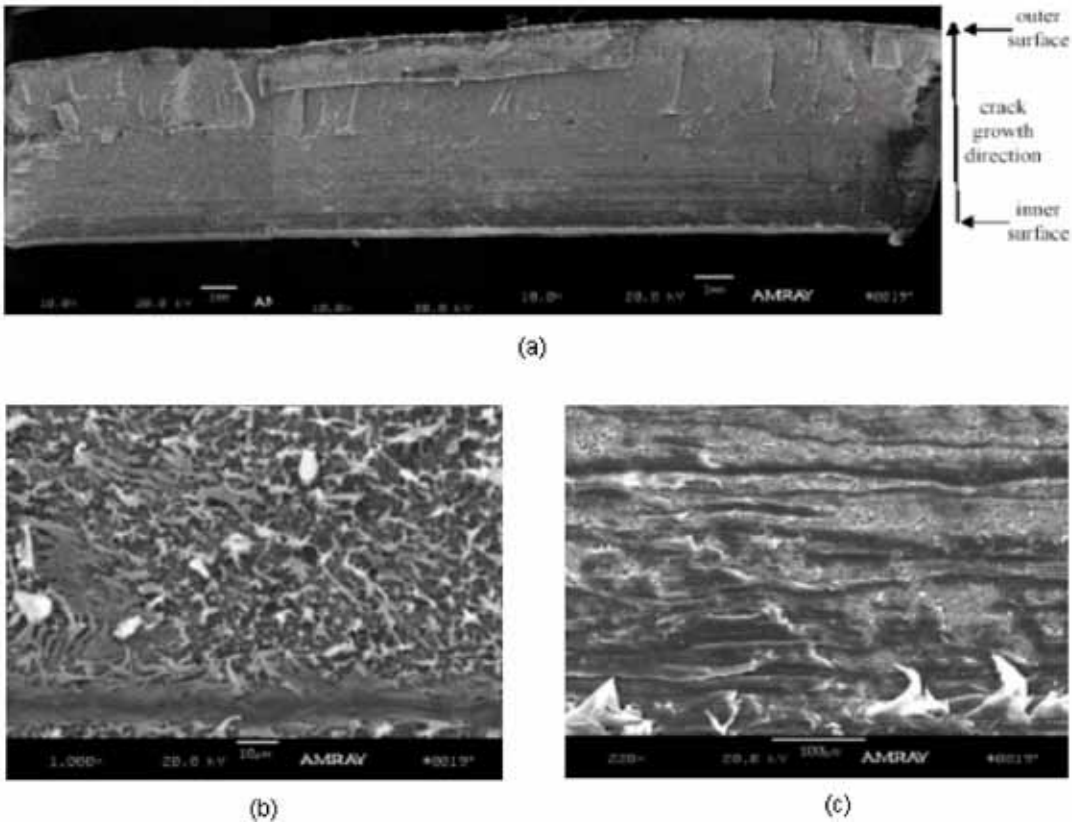
στο δείγμα 1 φαίνεται στο **Σχήμα 4.15**. Η επιφάνεια θραύσης παρουσιάζει ινώδη δομή, όπως φαίνεται στο **Σχήμα 4.15 (b)**. Σε αυτόν τον αγωγό παρατηρήθηκαν φυσαλίδες αέρα, ενώ το σημείο έναρξης ρωγμής δεν μπορεί να προσδιοριστεί. Στο άνω ήμισυ της θραύσης διακρίνεται μια οριζόντια γραμμή, η οποία θα μπορούσε να θεωρηθεί ως ένδειξη αστοχίας εξαιτίας κόπωσης.



Σχήμα 4.15 Δειγμα 1 από δείγμα ΜΒ 38-4-Α(α) γενική άποψη της επιφάνειας της ρωγμής (b) ινώδης δομή στην περιοχή θραύσης.

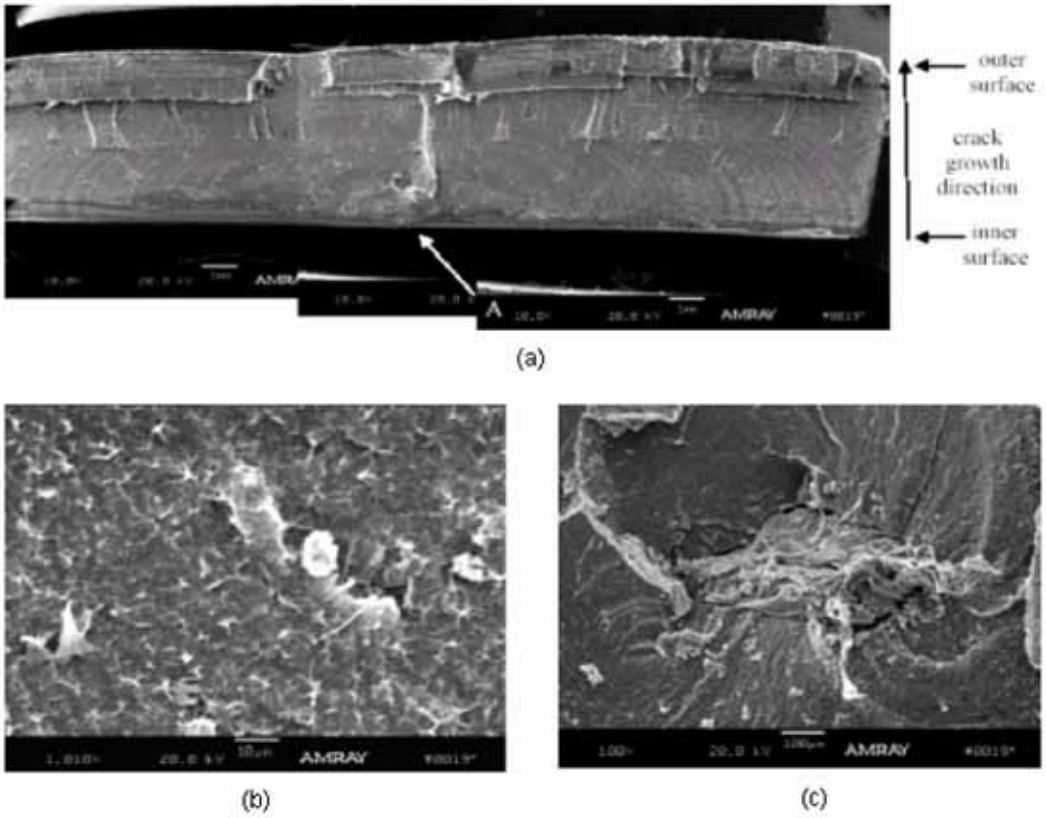
Η μορφολογία της θραύσης στο δείγμα 2 φαίνεται στο **Σχήμα 4.16**. Και σε αυτή την περίπτωση η δομή είναι ινώδης. Το σημείο έναρξης της ρωγμής δεν εντοπίζεται σε αυτό το τμήμα της. Στην επιφάνεια κοντά στο εσωτερικό τοίχωμα του αγωγού,

παρατηρούνται γραμμές κόπωσης **(Σχήμα 4.16 (c))**, οι οποίες υποδηλώνουν την επιβολή επαναλαμβανόμενης ή ανακυκλιζόμενης καταπόνησης στην περιοχή.



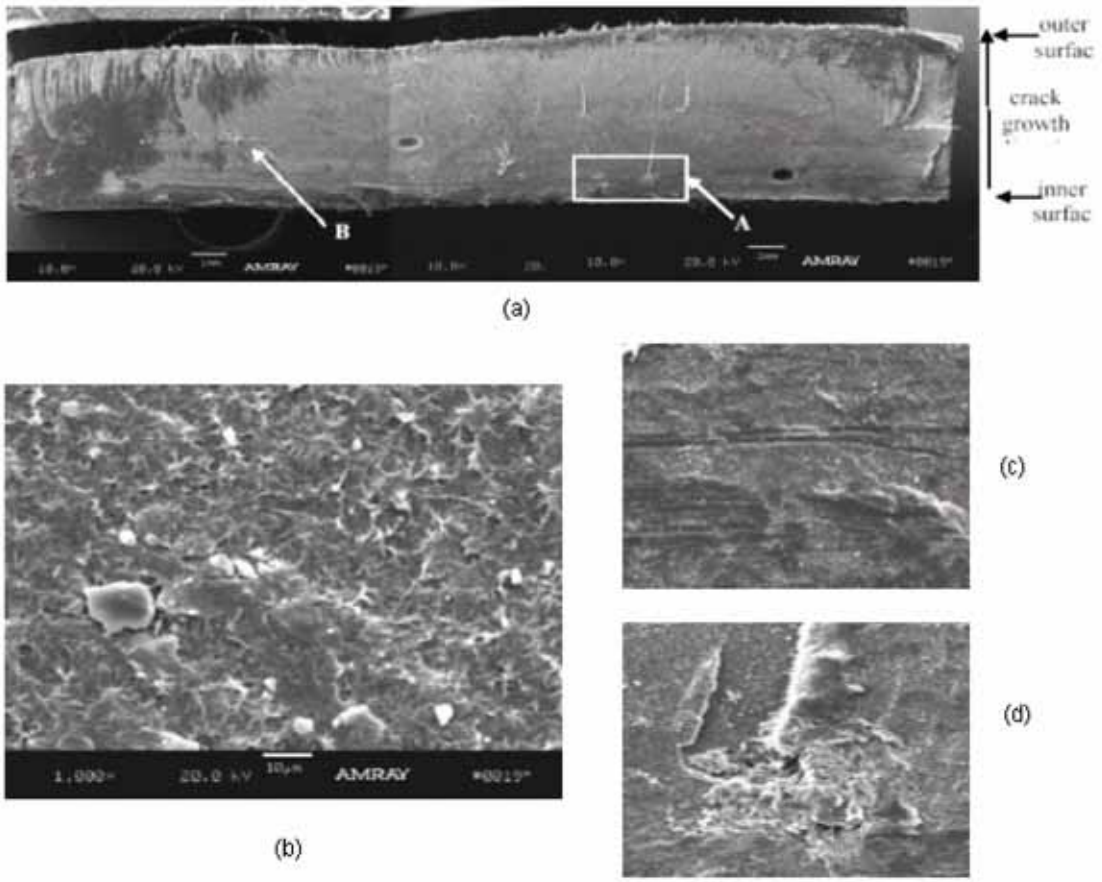
Σχήμα 4.16 δειγμα 2 από δείγμα MB 38-4-A: (a) γενική άποψη της επιφάνειας της ρωγμής (b) ινώδης μορφολογία θραύσης (c) μορφολογία γραμμών κόπωσης

Η μορφολογία θραύσης του δείγματος 3 παρουσιάζεται στο **Σχήμα 4.17**. Η επιφάνεια θραύσης αποκαλύπτει επίσης την ινώδη δομή (**Σχήμα 4.17 (b)).** Υπάρχει ένα ημισφαιρικό σχήμα στην επιφάνεια θραύσης. Το κέντρο των κύκλων είναι περίπου στο σημείο "A" κοντά στην εσωτερική επιφάνεια του τοίχου του αγωγού, και αυτό πιστεύεται ότι είναι το σημείο έναρξης της ρωγμής. Λεπτομερή εικόνα της περιοχής "A" μαρτυρά την ύπαρξη «ρύπων» (**Σχήμα 4.17 (c)**).



Σχήμα 4.17 Υπόδειγμα 3 από δείγμα MB 38-4-A: (α) γενική άποψη της επιφάνειας του ρήγματος(b) ινώδης μορφολογία θραύσης (c) μια λεπτομερή εικόνα της περιοχής "A".

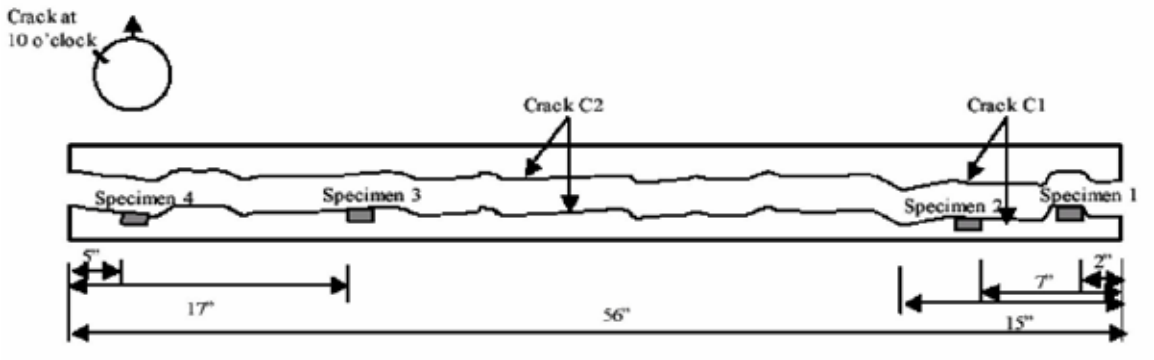
Η επιφάνεια θραύσης του Δείγματος 4 φαίνεται στο **Σχήμα 4.18**, ενώ και εδώ χαρακτηρίζεται από ινώδη δομή (**Σχήμα 4.18 (b)**). Ορισμένες γραμμές κόπωσης παρατηρήθηκαν στην επιφάνεια του εσωτερικού αγωγού κοντά στην περιοχή "B". Αυτές απεικονίζονται στο **Σχήμα 4.18 (c)**. «Ρύποι» παρουσιάζονται σε δύο περιοχές, την"A" και την "B", όπως φαίνεται και στο **Σχήμα 4.18 (d)**.



Σχήμα 4.18 Δειγμα 4 από δείγμα MB 38-4-A: (α) γενική άποψη της επιφάνειας θραύσης (b) ινώδης δομή (c) κοντινή άποψη των γραμμής κόπωσης κοντά στην επιφάνεια του εσωτερικού αγωγού (d) κοντινή άποψη της περιοχής «A».

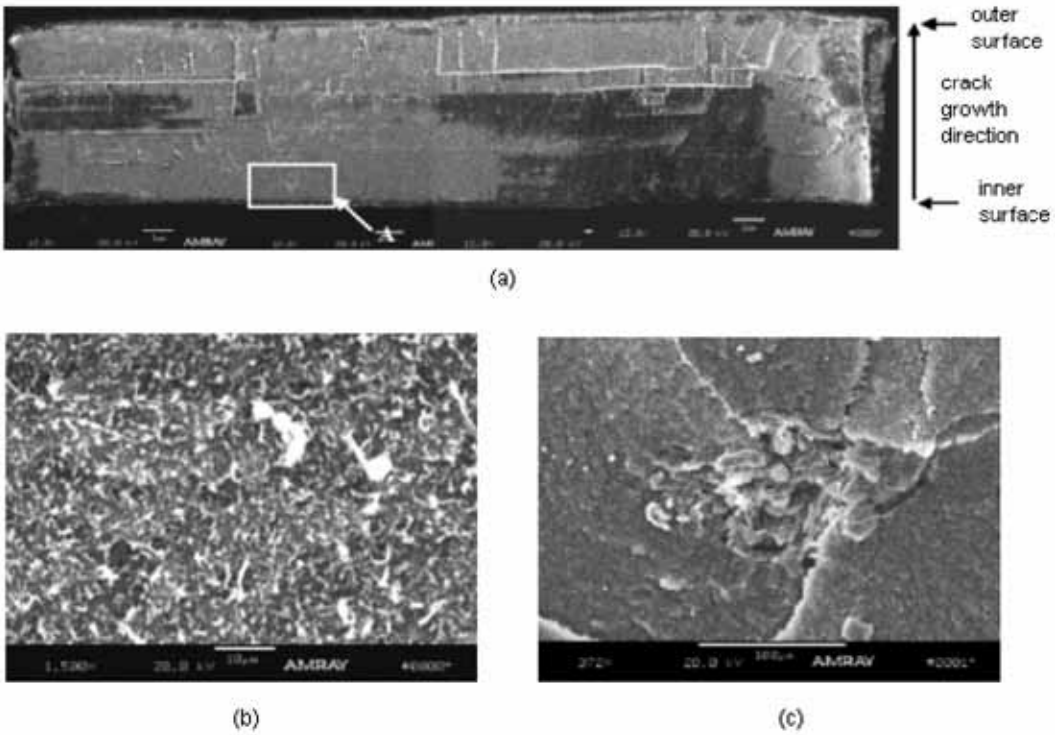
Δείγμα MB 126-4-A

Το Δείγμα MB 126-4-A (**Σχήμα 4.19**) παρουσιάζει επίσης δύο ρωγμές, τις C1 και C2. Η C1 ρωγμή στην εσωτερική επιφάνεια έχει μήκος 14 ίντσες και 13 ίντσες στην εξωτερική επιφάνεια. Η ρωγμή C2 έχει μήκος 40 ίντσες και 38 ίντσες αντίστοιχα. Η απόσταση των 2 ρωγμών είναι περίπου 1 ίντσα.



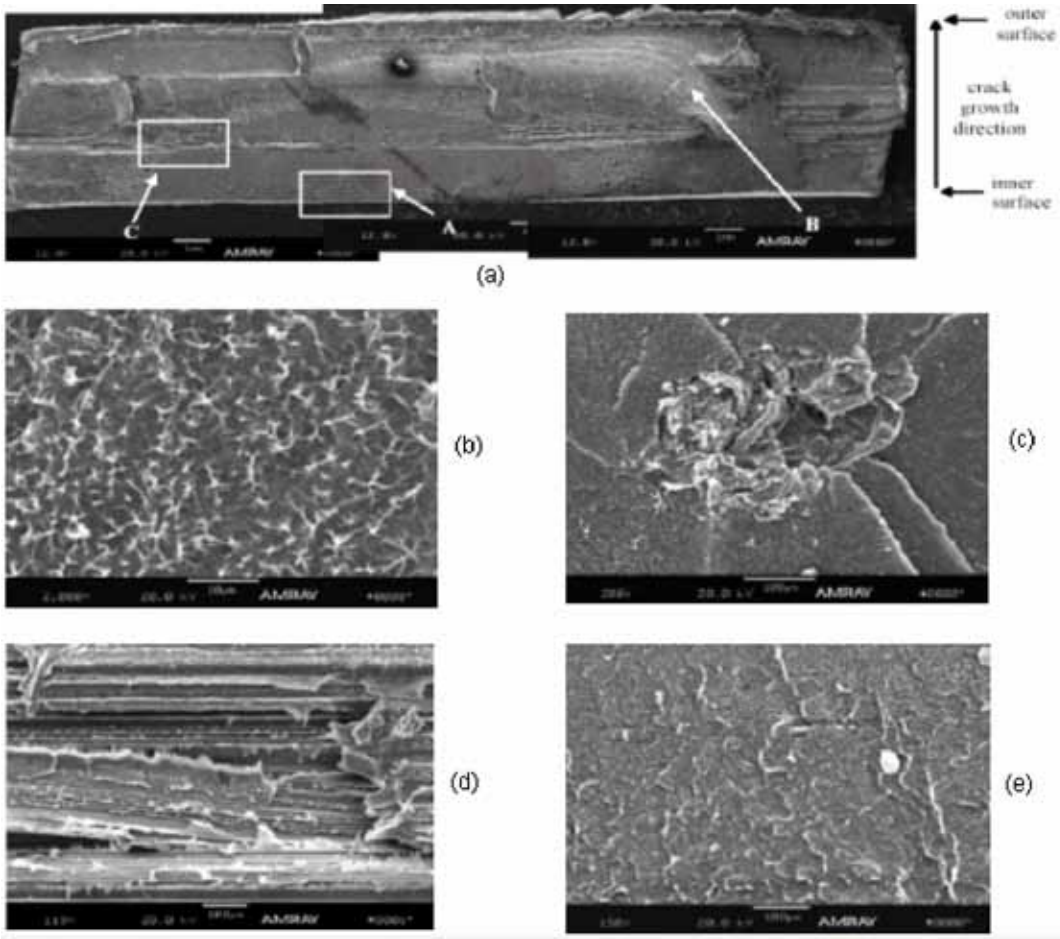
Σχήμα 4.19 Σχεδιάγραμμα του δείγματος MB 126-4-A

ο Στο Δείγμα MB 126-4-A ελήφθησαν 4 δείγματα σε διαφορετικές θέσεις κατά μήκος της ρωγμής.. Τα Δείγματα 1 και 2 βρίσκονται κοντά στα δύο άκρα της ρωγμής C1. Το Δείγμα 3 λήφθηκε από το μέσο της ρωγμής C2 και το δείγμα 4 είναι κοντά στο τέλος της ρωγμής C2. Στο **Σχήμα 4.20 (α)** παρουσιάζεται μία γενική άποψη του δείγματος 1. Η μορφολογία του δείγματος 1 κυριαρχείται από ινώδη δομή (**Σχήμα 4.20 (b)**). Η Περιοχή "A" μάλλον αποτελεί το σημείο έναρξης της ρωγμής, ενώ στην ίδια περιοχή παρουσιάζεται συγκέντρωση «ρύπων» (**Σχήμα 4.20 (c)**).



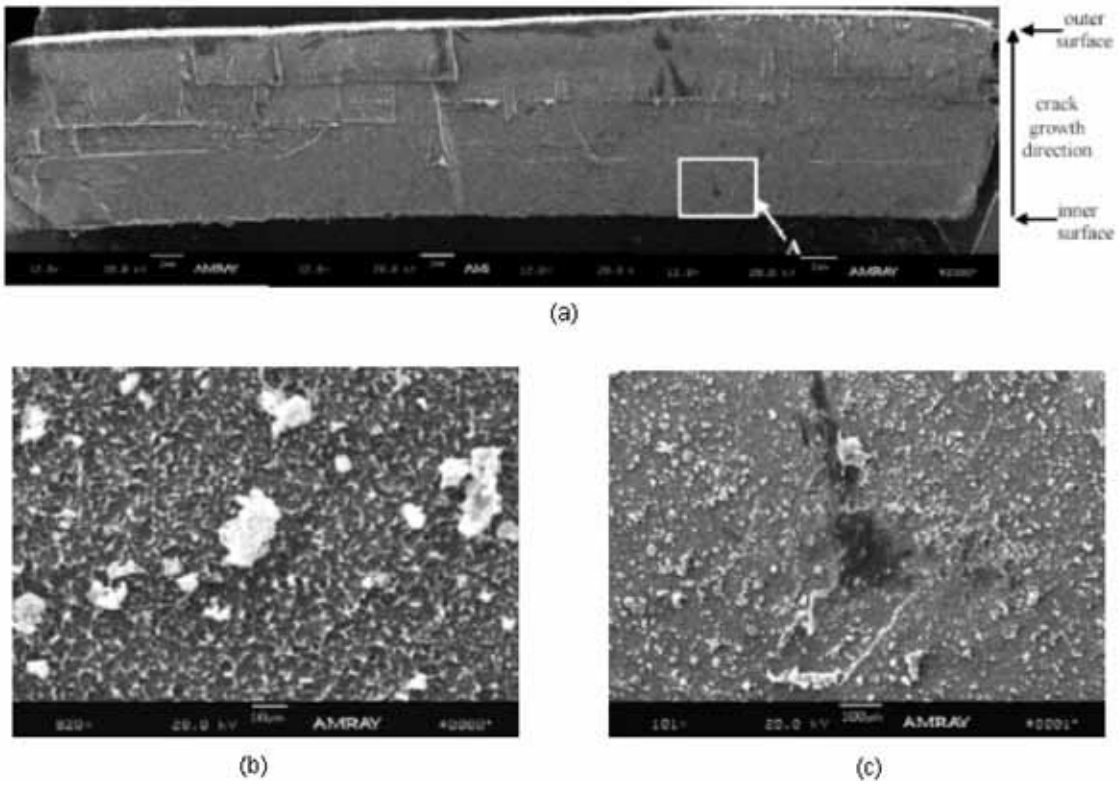
Σχήμα 4.20 Δείγμα 1 από δείγμα MB 126-4-A: (a) γενική άποψη της επιφάνειας θραύσης (b) ινώδης μορφολογία θραύσης (c) λεπτομερής εικόνα της περιοχής "A".

Στο **Σχήμα 4.21** παρουσιάζεται η επιφάνεια θραύσης του Δείγματος 2. Οι «ρύποι» και η ινώδης δομή της περιοχής "A" παρουσιάζονται ευκρινέστερα στο **Σχήμα 4.21 (b)** και **Σχήμα 4.21 (c)** αντίστοιχα. Στην περιοχή "E" παρατηρείται γραμμή κόπωσης (**Σχήμα 4.21 (d)**). Στην περιοχή "B" η δομή ήταν φολιδοειδής (**Σχήμα 4.21 (e)**), γεγονός που καταδεικνύει έντονα την αστοχία.



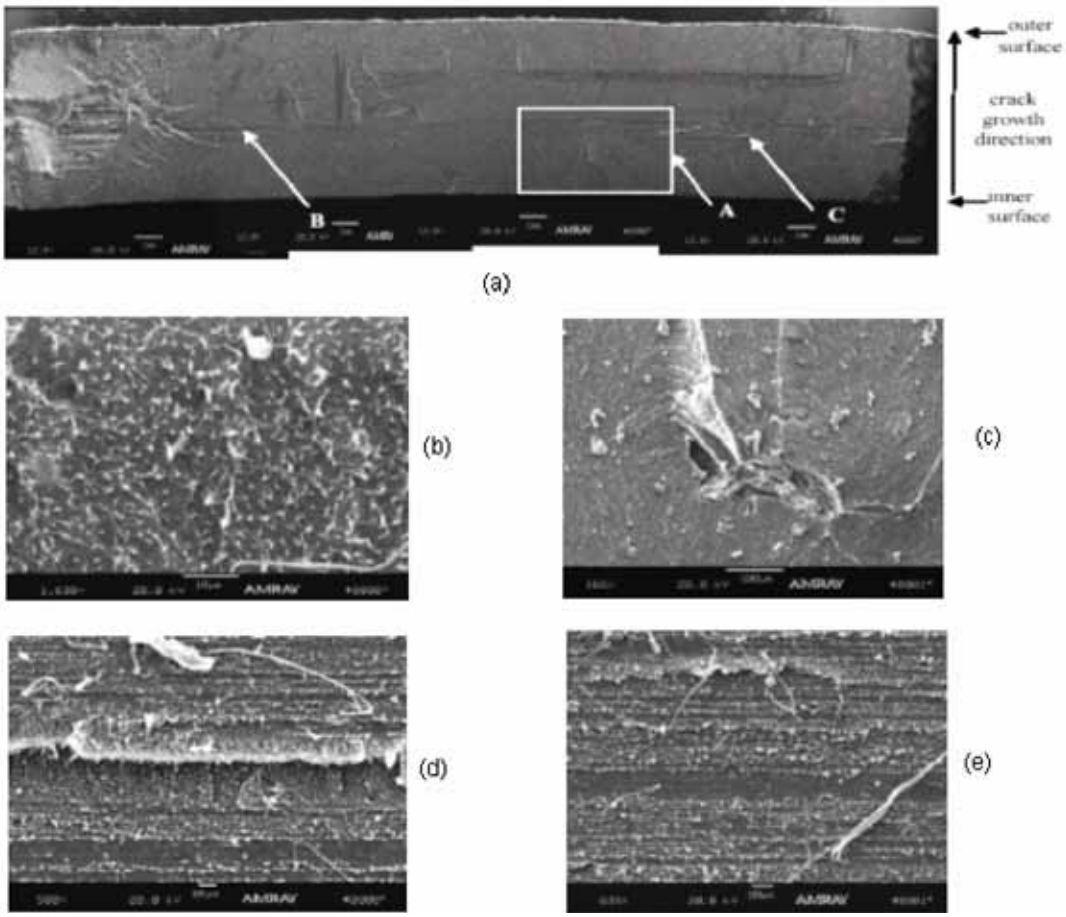
Σχήμα 4.21 Δειγμα 2 από δείγμα MB 126-4-A: (a) γενική άποψη της επιφάνειας θραύσης (b) ινώδης μορφολογία θραύσης στην περιοχή "A" (c) «ρύποι» στην περιοχή "A" (d) γραμμή κόπωσης στην περιοχή "B" (e) φολιδοειδής μορφολογία θραύσης κατά την ταχεία διάδοση της ρωγμής στην περιοχή "Γ".

Η μορφολογία του Δείγματος 3 παρουσιάζεται στο **Σχήμα 4.22**. Η επιφάνεια θραύσης καλύπτεται από την ινώδη δομή (**Σχήμα 4.22 (b)**). Την επιφάνεια θραύσης καλύπτουν επίσης πολλά λευκά σωματίδια, τα οποία καθιστούν δύσκολη την παρατήρηση του φαινομένου.



Σχήμα 4.22 Υπόδειγμα 3 από δείγμα MB 126-4-A: (a) γενική άποψη της επιφάνειας του κατάγματος (b) λεπτή ίνα μορφολογίας κατάγματος (c) μια λεπτομερή εικόνα της περιοχής "A".

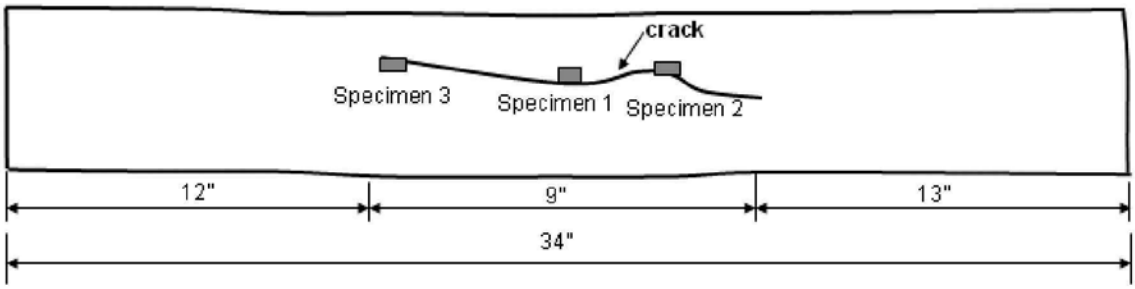
Στο **Σχήμα 4.23** παρουσιάζεται η μικροδομή του Δείγματος 4. Η γενική μορφολογία της θραύσης είναι ινώδης (**Σχήμα 4.23 (b)**). Σημείο έναρξης εντοπίζεται στην περιοχή "A", όπου παρατηρείται και συγκέντρωση «ρύπων» (**Σχήμα 4.23 (c)**). Στα **Σχήματα 4.23 (d)** και **4.23(e)** παρουσιάζονται οι περιοχές "B" και "C", αντίστοιχα. Και οι δύο αυτές περιοχές εμπεριέχουν γραμμές κοπώσης.



Σχήμα 4.23 δειγμα 4 από Δείγμα MB 126-4-A: (a) γενική άποψη της επιφάνειας θραύσης (b) ινώδης μορφολογία θραύσης (c) «ρύποι» στηνπεριοχή "A" (d) γραμμής κόπωσης στην περιοχή "B" (e) γραμμή κόπωσης στην ζώνη "

4.4.2.2 Δείγματα ρωγμής από την SSK Γέφυρα

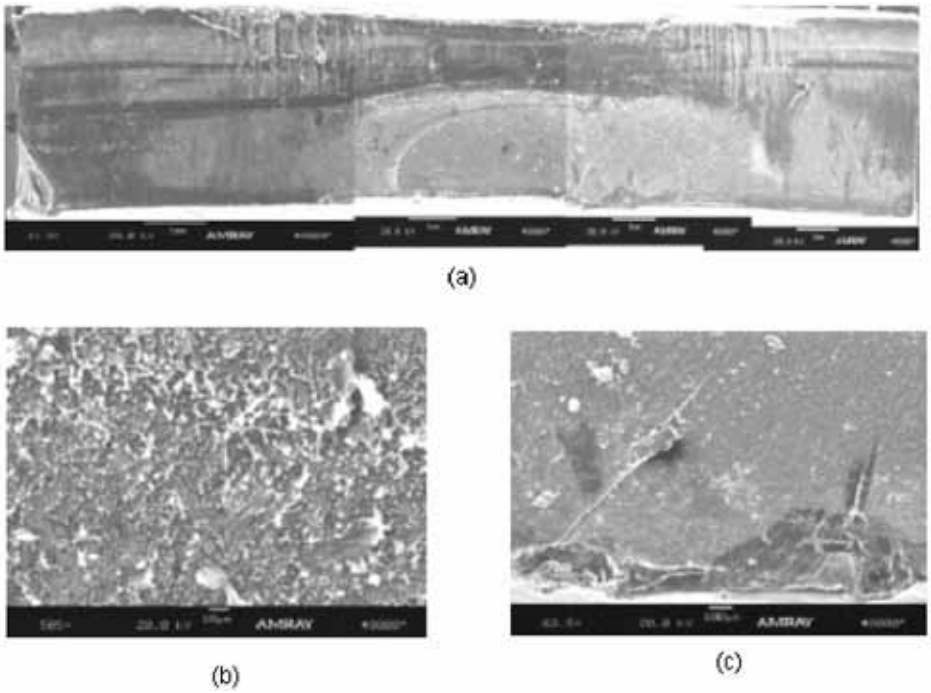
Στην SSK Γέφυρα παρουσιάζονται επίσης σοβαρά προβλήματα ρωγμών στους αγωγούς τόσο στις κατακόρυφες στηρίξεις όσο και στα ανοίγματα. Το Δείγμα SSK 131-SB-SE-6 της κατακόρυφης στήριξης επελέγη για την παρουσίαση. Στο **Σχήμα 4.24** παρουσιάζεται σκαρίφημα της ρωγμής μήκους περίπου 9 ίντσών και στις δύο μεγάλες εσωτερικές και εξωτερικές επιφάνειες.



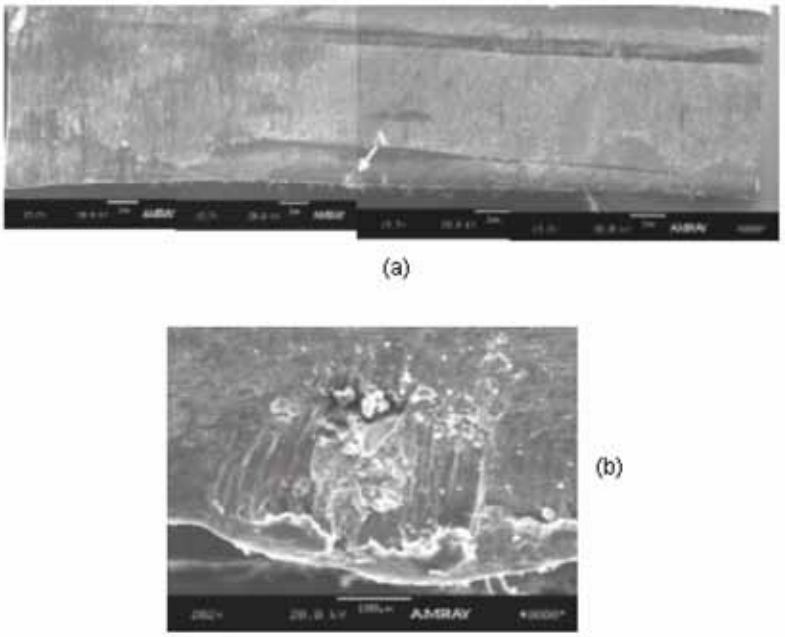
Σχήμα 4.24 Διάγραμμα δείγματος κολώνας SSK 131-SB-SE-6

Η εξέταση της μικροδομής της ρωγμής βασίστηκε στη λήψη τριών δειγμάτων. Τα Δείγματα 1 και 2 ελήφθησαν από το μεσαίο τμήμα της ρωγμής, ενώ το δειγμα 3 από το αριστερό άκρο της ρωγμής. Στο **Σχήμα 4.25 (a)** παρουσιάζεται μια γενική άποψη του δείγματος 1. Η ρωγμή ξεκίνησε από την εσωτερική επιφάνεια και διαδόθηκε εγκάρσια του αγωγού, όπως υποδηλώνει και το ημισφαιρικό σχήμα της επιφάνειας θραύσης. Στο **Σχήμα 4.25 (b)** παρουσιάζεται η ινώδης μορφολογία της ρωγμής. Η ατέλεια εντοπίζεται στο σημείο έναρξης (**Σχήμα 4.25 (c))**.

Γενική άποψη του Δείγματος 2 παρουσιάζεται στο **Σχήμα 4.26 (a)**, ενώ η ατέλεια της περιοχής "Α" επισημαίνεται στο **Σχήμα 4.26 (b)**. Το σημείο συγκέντρωσης των ρύπων θεωρείται ότι αποτελεί και το σημείο έναρξης της ρωγμής. Η γενική άποψη της επιφάνειας θραύσης και η ινώδης δομή της παρουσιάζονται στο **Σχήμα 4.27 (a)** και στο **Σχήμα 4.27 (b)** αντίστοιχα.

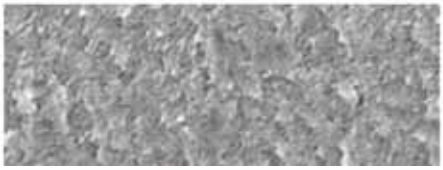


Σχήμα 4.25 δειγμα 1 από Δείγμα SSK 131-SB-SE-6: (a) γενική άποψη της επιφάνειας θραύσης (b) ινώδης μορφολογία επιφάνειας θραύσης (c) σημείο έναρξης της ρωγμής.



Σχήμα 4.26 δειγμα 2 από δείγμα SSK 131-SB-SE-6: (a) γενική άποψη της επιφάνειας θραύσης (b) «ρύποι» στην περιοχή "A".

(a)



(b)

Σχήμα 4.27 δειγμα 3 από δείγμα SSK 131-SB-SE-6: (a) γενική άποψη της επιφάνειας θραύσης (b) ινώδης μορφολογία επιφάνειας θραύσης

4.4.3. Περίληψη της αξιολόγησης του μηχανισμού θραύσης

Συνοπτικά, η παρατήρηση της ρηγμάτωσης των αγωγών χαρακτηρίζεται από τα ακόλουθα:

• Όλες οι ρωγμές έτρεξαν κατά μήκος του αγωγού, γεγονός που υποδηλώνει την παρουσία της περιμετρικής εφελκυστικής τάσης.

• Στους αγωγούς του καταστρώματος της γέφυρας, η πλειοψηφία των αστοχιών παρατηρήθηκε στο πάνω μέρος των αγωγών, με απόκλιση από την κατακόρυφο +-60°

• Κάποιες από τις μακρύτερες ρωγμές σχηματίστηκαν από τη συνένωση μικρότερων ρωγμών.

• Η ρωγμή στην εσωτερική επιφάνεια είναι συνήθως μακρύτερη από την εξωτερική επιφάνεια, γεγονός που υποδηλώνει ότι η ρηγμάτωση ξεκίνησε στο εσωτερικό τοίχωμα τωναγωγών.

Η εξέταση της μικροδομής των επιφανειών θραύσης παρείχε σημαντικές πληροφορίες σχετικά με τον μηχανισμό ρηγμάτωσης των HDPE αγωγών. Οι ομοιότητες της μορφολογίας θραύσης, τόσο στην MB όσο και στην SSK γέφυρα, καταδεικνύει ότι ο μηχανισμός αστοχίας ήταν ίδιος .Η επιφάνεια θραύσης χαρακτηρίζεται κυρίως από ινώδη δομή, υποδηλώνοντας ότι η διαδικασία διάδοσης της ρωγμής είναι αργή.Παρ' όλα αυτά, η ταχεία διάδοση της ρηγμάτωσης δεν μπορεί να αποκλειστεί, καθώς παρατηρ'ηθηκε και φολιδοειδής δομή της επιφάνειας θραύσης σε κάποια δείγματα. Οι δύο μεγάλες ρωγμές της MB Γέφυρας σχηματίστηκαν από τη συνένωση μικρότερων ρωγμών, υποδηλώνοντας πολλαπλά σημεία εκκόνησης ρωγμών.

Η έναρξη των ρωγμών προκλήθηκε από ελαττώματα όπως «ρύπους», φυσαλίδες αέρα, ή ατέλειες. Αυτά τα ελαττώματα παρατηρήθηκαν στην εσωτερική επιφάνεια του τοιχώματος του σωλήνα. Πιθανότατα, οι ρωγμές εμφανίζονται αρχικά στα ελαττωματικά σημεία των εσωτερικών επιφανειών των τοιχωμάτων του αγωγού και στη συνέχεια διαδίδονται κατά μήκος αυτού. Η διαμήκης διάδοσή τους καταδεικνύει ως κύριο παράγοντα αστοχίας τις περιφερειακές αναπτυσσόμενες τάσεις. Οι γραμμές κόπωσης των δειγμάτων 126-4-A και 38-4-A της MB Γέφυρας,οδηγούν στο συμπέρασμα ότι και η κόπωση λόγω ανακυκλιζόμενης φόρτισης μπορεί να αποτελέσει παράγοντα αστοχίας. Πιστεύεται ότι η ανακυκλιζόμενη φόρτιση οφείλεται κυρίως στην αυξομείωση της θερμοκρασίας περιβάλλοντος κατά τη διάρκεια της ημέρας.

4.5 Ιδιότητες αγωγού HDPE

4.5.1 Προδιαγραφές για HDPE υλικά

Οι τρέχουσες προδιαγραφές αγωγών πολυαιθυλενίου είναι σύμφωνες με το πρότυπο ASTM D3350, "Πρότυπες Προδιαγραφές για Πλαστικό Αγωγούς από πολυαιθυλένιο και Εξαρτήματα ". Σύμφωνα με το αυτό το πρότυπο, οι πλαστικοί αγωγοι πολυαιθυλενίου κατηγοριοιποιούνται βάσει της πυκνότητας, του δείκτη ροής , του μέτρου κάμψεως , τάσης διαρροής υπό εφελκυστική καταπόνηση,αντίσταση στην θραύση, και της υδροστατικής πίεσης σχεδιασμού στους 23° C. Τα δείγματα όλων των δοκιμών χαρακτηρίζονται από την ίδια θερμική ιστορία και η διαδικασία παρασκευής τους είναι σύμφωνη με το πρότυπο ASTM D4703. Κάθε μία από τις ιδιότητες και η αντίστοιχη πειραματική μέθοδος περιγράφεται συνοπτικά στο επόμενο κεφάλαιο.

• **Πυκνότητα** - Η πυκνότητα του πολυαιθυλενίου αποτελεί δείκτη της κρυσταλλικής μορφής του υλικού. Υψηλότερη πυκνότητα αντιστοιχεί σε μεγαλύτερη κρυστάλλική δομή. Για τον προσδιορισμό της πυκνότητας εφαρμόζονται δοκιμές σύμφωνα με το πρότυπο ASTM D1505 ή D792 . Σε αυτή τη μελέτη υιοθετήθηκε η διαδικασία Β του ροτύπου ASTM D792. Η πειραματική διαδικασία έγκειται στον εμβαπτισμό του δείγματος σε ισοπροπυλένιο, το οποίο έχει μεγαλύτερη πυκνότητα από΄το HDPE. Η τιμή της πυκνότητας του HDPE προκύπτει έπειτα από σύγκριση της μετρούμενης πυκνότητας του εμβαπτιζόμενου δείγματος, και ενός δείγματος που έχει συντηρηθρί στον αέρα.

• **Δείκτης ροής (Melt Index, MI)** – Ο δείκτης ροής σχετίζεται ποιοτικά με το μοριακό βάρος του πολυμερούς. Ένας χαμηλός δείκτης ροής μεταφράζεται σε υψηλό

μοριακό βάρος. Η μέθοδος δοκιμής για τη μέτρησητου δείκτη ροής είναι η ASTM D1238. Ένα φορτίο των 2,16 κιλών (4,76 λίβρες) εφαρμόζεται υπό θιερμοκρασία 190° C και μετράται η μάζα που εκρέει από την συσκευή σε συγκεκριμένο χρονικό διάστημα. Μονάδα μέτρησης το 1g/10min.

•**Μέτρο κάμψης-** λόγος τάσης προς παραμόρφωση υπό καμπτική καταπόνηση στην ελαστική περιοχή. Αποτελεί δείκτη της ικανότητας του υλικού να αντισταθεί στην παραμόρφωση υπό φορτίο. Για τα πολυμερή, το μέτρο κάμψης είναι στενά συνδεδεμένο με την πυκνότητα τους. Υψηλή πυκνότητα μεταφράζεται σε υψηλόμέτρο κάμψης.Για την μέτρηση του μέτρου κάμψης, το ASTM D790 χρησιμοποιεί την μέθοδο κάμψης τριών σημείων

• **Όριο Διαρροής υπο εφελκυσμό** - Η μέθοδος δοκιμής περιγράφεται στο ASTM D638. Δείγμα τύπου IV, σχήματος «dog – bone» καταπονείται εφελκυστικά και μετράται το όριο διαρροής του. Υψηλότερη πυκνότητα υποδηλώνει υψηλότερη αντοχή σε εφελκυσμό.

• **Αντοχή σε θραύση (ESCR)** –Το υιοθετούμενο πρότυπο για αυτή τη μέτρηση είναι το ASTM D1693. Τα δοκίμια βυθίζονται σε 100 IGEPAL% στους 100 ° C και ελέγχονται σε τακτα διαστήματα μέχρι την αστοχία

• **Αντίσταση στη διάδοση ρωγμής (SCR)** – Η βιομηχανία παραγωγής αγωγών πολυαιθυλενίου έχει υιοθετήσει την πειραματική μέθοδο ASTM F1473 (PENT) για την μέτρηση αυτής της αντίστασης. Η δοκιμή περιλαμβάνει την εφαρμογή συνεχούς εφελκυστικής τάσης 2.4MPa (348psi), υπό -80 °C στον αέρα.

•**Υδροστατική πίεσης σχεδιασμού(HDB)** – Σε αυτή την περίπτωση η υιοθετούμενη μέθοσδος είναι η ASTM D2837. Ο αγωγός υποβάλλεται σε εσωτερική πίεση και ως υδροστατική σχεδιασμόυ η πίεση αστοχίας που αντιστοιχεί στη φόρτιση 100000 ωρών.

• **Περιεκτικότητα σε αιθάλη (carbon black)** – Η αιθάλη προστίθεται στη ρητίνη του αγωγού για την αύξηση της αντίστασης UV. Η περιεκτικότητα της αιθάλης στο σωλήνα πραγματοποιείται σύμφωνα με τη μέθοδο ASTM D4218. Το δείγμα θερμαίνεται σε ηλεκτρικό κλίβανο σε 600oC για τρία λεπτά. Με τον τρόπο αυτό, το πολυμερές καίγεται και το υπόλειμμα είναι η αιθάλη.

Η κωδικοποίηση των ιδιοτήτων των υλικών σύμφωνα με το πρότυπο ASTM D3350 παρουσιάζονται στον **Πίνακα** 4.2. Στην πρώτη στήλη καταγράφονται οι ιδιότητες των αγωγών, και στα διπλανά κελιά τους σημειώνονται τα εύρη τιμών κάθε μεγέθους, τα οποία αντιστοιχούν στην κωδικοποιημήνη κατηγορία της πρώτης σειράς.Ηπεριεκτικότητα σε αιθάλη απεικονίζεται με γράμμα.

Table 4.2 Specification designated in ASTM D3350

Property	Test method	0	1	2	3	4	5	6	7
Density, g/cm^3	D1505	Unspecified	0.910-0.925	0.926-0.94	0.941-0.955	>0.955	…	…	Specify value
Melt index, g/10min	D1238	Unspecified	>1	1 to 0.4	0.4 to 0.15	<0.15	…	…	Specify value
Flexural modulus, MPa (psi)	D790	Unspecified	<138 (20000)	138-<276 (20000 to 40000)	276-<552 (40000 to 80000)	552-<758 (80000 to 110000)	758-<1103 (110000 to 160000)	>1103 (160000)	Specify value
Tensile strength at yield, MPa (psi)	D638	Unspecified	<15 (2200)	15-<18 (2200 to 2600)	18-<21 (2600 to 3000)	21-<24 (3000 to 3500)	24-<28 (3500 to 4000)	>28 (4000)	Specify value
Environmental stress-crack resistance: a. Test condition b. Test duration, h c. Failure, max, %	D1693	Unspecified	A 48 50	B 24 50	C 192 20	C 600 20	…	…	Specify value
PENT (hour)	F1473	Unspecified	0.1	1	3	10	30	100	Specify value
Hydrostatic design basis, MPa (psi), (23°C)	D2837	Not pressure rated	5.52 (800)	6.89 (1000)	8.62 (1250)	11.03 (1600)	…	…	…

Στο πρότυπο ASTM D1248 ο χαρακτηρισμός και η κατηγοριοποίηση του πολυαιθυλενίου καθορίζεται από την πυκνότητά του. Στην πράξη, χρησιμοποιείται η παρακάτω ορολογία:

Τύπος I = Χαμηλή πυκνότητα (από 0,925 έως 0,91 g / cc)

Τύπος II = Μεσαία Πυκνότητα (από 0,926 εως 0,94 g / cc)

Τύπος III = Υψηλή πυκνότητα (από 0,941 εως 0,965 g / cc)

Καθένας από τους παραπάνω τύπους διαιρείται σε τρεις κλάσεις ανάλογα με τη σύνθεση:

Κλάση Α :Φυσικό χρώμα

Κλάση Β : χρώματα συμπεριλαμβανομένου του λευκού και μαύρου

Κλάση Γ : μαύρο, που δεν περιέχουν λιγότερο από 2% αιθάλη

Η κατηγοριοποίση των υλικών σύμφωνα με το συγκεκριμένο πρότυπο βασίζεται στο δείκτη ροής. Οι πέντε κατηγορίες του προτύπου παρουσιάζονται παρακάτω:

Κατηγορία 1: ροή > 25 g/10min

Κατηγορία 2: ροή μεταξύ 10 και 25 g/10min

Κατηγορία 3: ροή μεταξύ 1 και 10 g/10min

Κατηγορία 4: ροή μεταξύ 0,4 και 1 g/10min

Ο προσδιορισμός των ιδιοτήτων των υλικών μπορεί να γίνει και με τα δύο προσναφερόμενα πρότυπα (ASTM D3350 και ASTM D1248). Στο ASTM D3350 το

υλικό χαρακτηρίζεται με δύο γράμματα, ενώ οι αριθμοί που ακολουθούν υποδηλώνουν την πυκνότητα και την αντοχή σε θραύση. Η αντιστοιχία των κωδικοποιήσεων των δύο προτύπων παρουσιάζεται στον **Πίνακα 4.3.**

Πίνακας 4.3 αντιστοιχίας των ASTM D3350 και D1248

Specification	Grade designations				
ASTM D3350	PE10	PE20	PE23	PE30	PE33
ASTM D1248	P14	P23	P24	P33	P34

Σημ:¨PE = Πολυαιθυλένιο ΄P = αγωγός

4.5.2 Προδιαγραφές που απαιτούνται για τους αγωγούς

Ο καθορισμός των απαιτούμενων προδιαγραφών των «οχετών» καλωδίωσης κάθε γέφυρας είχε πραγματοποιηθεί πριν την έναρξη της κατασκευής των γεφυρών. Οι απαιτούμενες προδιαγραφές και οι αντίστοιχες ιδιότητες υλικών παρουσιάζονται στον **Πίνακα 4.4** και στον **Πίνακα 4.5**.

Πίνακας 4.4 Προδιαγραφές HDPE αγωγών σε κάθε γέφυρα

Bridge	Source	Material Specification
Mid Bay	Construction specification	ASTM D3350 with a cell classification PE345433C
Garcon Point	Printed on the exterior wall	PE3408
Seven Mile	Supplied by duct manufacturer	ASTM D3350 with a cell classification PE335433C
Skyway	No material specification available	AASHTO specification was used ASTM D3350 with a cell classification PE345433C
Channel Five	Printed on the exterior wall	ASTM 3350 with a cell classification PE335433C
Long Key	Printed on the exterior wall	PE3406 and PE3408
Niles Channel	Printed on the exterior wall	PE3406

Table 4.5 Detailed original specifications for the duct materials

Property	Test Method	MB and SSK Bridges	Required Values	Seven Mile and Channel 5 Bridges	Required Values	Long-Key and Garcon Point Bridges (PE3408)	Nile Channel and Long-Key Bridges (PE3406)	Required Values
Density (g/cc)	ASTM D 792	3	>0.940-0.955	3	>0.940-0.955	3	3	>0.940-0.955
Melt index (g/10min)	ASTM D 1238	4	< 0.15	3	<0.4-0.15	3	3	<0.4-0.15
Flexural Modulus (psi)	ASTM D 790	5	110,000 - <160,000	5	110,000 - <160,000	4	4	80,000 - <110,000
Tensile yield strength (psi)	ASTM D 638 (Type IV)	4	3000 - <3500	4	3000 - <3500	4	4	3000 - <3500
ESCR	ASTM D 1693	3	F_{20} = 192 hr	3	F_{20} = 192 hr	3	3	F_{20} = 192 hr
HDB(psi)	ASTM D 2837	3	1250	3	1250	0	0	Not specified
Carbon black (%)	ASTM D 4218	C	> 2	C	> 2	C	C	> 2

Σε αυτή τη μελέτη ελήφθησαν υπόψη όλες οι προαναφερόμενες ιδιότητες πλην της υδροστατικής πίεσης σχεδιασμού, καθώς η αντίστοιχη δοκιμή απαιτεί την διεξαγωγή της σχετικής πειραματικής διαδικασίας σε ολόκληρο αγωγό και όχι σε τμήμα αυτού. Η αντοχή θραύσης (SCR) μετρήθηκε με τη δοκιμή SP-NCTL (ASTM D 5397) και λήψη 5 δειγμάτων από κάθε δοκίμιο.

4.5.3 Πειραματικά Αποτελέσματα

Οι ιδιότητες των ληφθέντων δειγμάτων από τις επτά γέφυρες ελέγχθηκαν σύμφωνα με τις δοκιμές του προτύπου ASTM D3350 και την δοκιμή SP-NCTL. Τα πειραματικά αποτελέσματα συγκρίθηκαν στη συνέχεια με τις αντίστοιχες προδιαγραφές.

Τα αποτελέσματα των δοκιμών παρουσιάζονται στον **Πίνακα 4.6**. Ενώ παρατηρείται πλήρης συμμόρφωση των πειραματικών τιμές με τις απαιτήσεις των προδιαγραφών αναφορικά με την πυκνότητα, το μέτρο κάμψη και την εφελκυστική αντοχή, τα δοκίμια από τις Γέφυρες MB και SSK παρουσίασαν υψηλότερες τιμές δείκτη ροής από τις προδιαγραφόμενες τιμές. Επιπλέον, τα δείγματα της Γέφυρας MB δεν παρουσίασαν σύγκλιση αποτελεσμάτων με την προδιαγραφόμενη αντοχή θραύσης.

Η αντοχή σε θραύση (SCR) των HDPE αγωγών των επτά γεφυρών αποτιμάται μέσω σύγκρισης των χρόνων αστοχίας των δοκιμίων κατά τη δοκιμή SP-NCTL. Η ταχύτερη αστοχία συναντάται στους αγωγούς της MB Bridge και στη συνέχεια τα δοκίμια της SSK Bridge. Οι αγωγοί από τις Γέφυρες Seven Mile, το Channel 5 και NileChannel αστοχούν πολύ αργότερα. Οι μεγαλύτεροι χρόνοι αστοχίας παρατηρήθηκαν σε αγωγούς PE3408. Τα αποτελέσματα της δοκιμής SP-NCTL

καταδεικνύουν μια καλή συσχέτιση με τις πραγματικές συνθήκες στην κάθε γέφυρα: μικρη αντοχή σε θραύση των αγωγών των γεφυρών MB και SSK συνοδεύεται με ρηγμάτωση των αγωγών αυτών στο πραγματικό πεδίο, ενώ σε άλλες γέφυρες παρατηρήθηκαν λιγότερες ή καθόλου ρηγματώσεις.

Πίνακας 4.6 Τα αποτελέσματα των δοκιμών για τις ιδιότητες των υλικών αγωγού

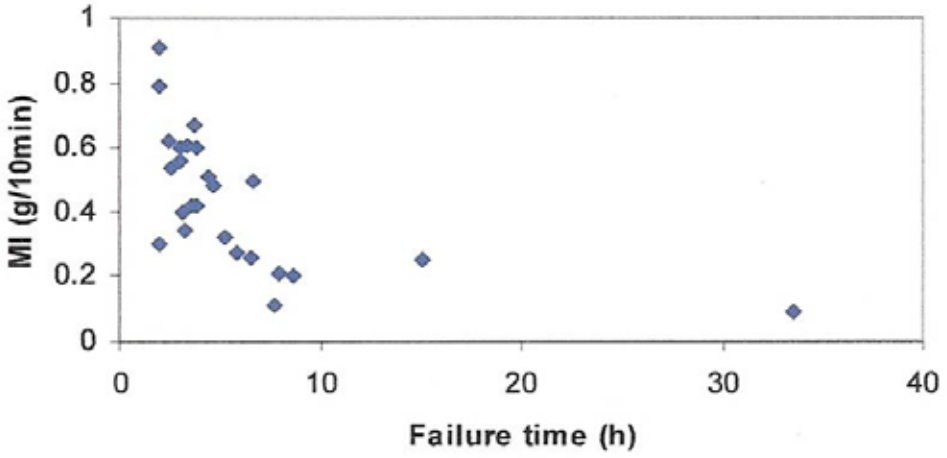
Test Method	Result						
	MB	Garcon Point	Seven M	SSK	Channel-5	Long-Key	Niles Channel
Density	Passed	Passed	Passed	Passed	Passed	Passed	Passed
Melt Ind	Higher	Passed	Passed	Majority Higher	Passed	Passed	Passed
Flexural Modulus	Passed	Passed	Passed	Passed	Passed	Passed	Passed
Tensile	Passed	Passed	Passed	Passed	Passed	Passed	Passed
ESCR	Failed	Passed	Passed	na	na	na	na
Carbon bl	Lower	Passed	Passed	Lower	Some low	Some lower	Some lo
SP-NCTL at 15% σy	3 to 4	> 1000	80	3 to 11	na	na	na
SP-NCTL at 25% σ_y	na	524	19	na	13	16 (PE3406) 243 (PE3408	50 - 70

Σημ.: na = not available

4.5.4 Συσχέτιση της SCR με άλλες ιδιότητες του υλικού των αγωγών HDPE

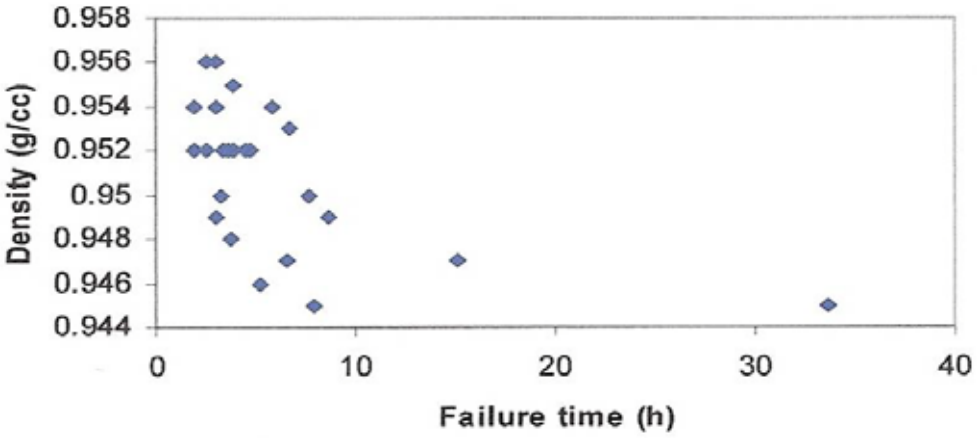
Είναι γνωστό ότι η SCR του HDPE κατά κάποιο τρόπο σχετίζεται με το μοριακό βάρος και την κρυσταλλικότητα του υλικού. Το μοριακό βάρος του πολυμερούς μπορεί να εκτιμηθεί από τη δοκιμή δείκτη ροής (MI) και η κρυσταλλικότητα από την πυκνότητα. Η SCR του υλικού καθορίζεται από την SP-NCTL δοκιμή.

Η συσχέτιση μεταξύ της SCR και του μοριακού βάρους εκτιμάται μέσω κατάρτισης διάγραμματος με τεταγμένη την τιμή του δείκτη ροής (MI) και τεταγμένη τον χρόνο αστοχίας κατά την SP-NCTL δοκιμή. Καθίσταται φανερό (**Σχήμα 4.28**) ότι υψηλές τιμές δεικτη ροής είναι άμεσα συνδεδεμένες με μικρούς χρόνους αστοχίας.



Σχήμα 4.28 Συσχέτισημεταξύ SCR και MI

Με τον ίδιο τρόπο αποτυπώνεται και η συσχέτιση της κρυσταλλικότητας και της SCR, καταρτίζοντας διάγραμμα πυκνότητας – χρόνου αστοχίας.Όπως φαίνεται στο **Σχήμα 4.29**, η συσχέτιση μεταξύ αυτών των δύο παραμέτρων είναι σχετικά χαμηλή, αν και τα υλικά με χαμηλότερη πυκνότητα τείνουν να δώσουν μεγαλύτερο χρόνο αστοχίας.



Σχήμα 4.29 Συσχέτιση μεταξύ SCR και πυκνότητας

Παρά το γεγονός ότι, τόσο το μοριακό βάρος, όσο και η πυκνότητα μπορούν να επηρεάσουν την SCR, η παρατηρούμενη διασπορά δεν επιτρέπει αξιόπιστη πρόβλεψη της SCR του υλικού.

4.5.5. Συνιστώμενη προδιαγραφή

Όπως γίνεται φανερό στον **πίνακα 4.5**, δεν υπάρχει ενιαία προδιαγραφή για HDPE αγωγούς σπονδυλωτών γεφυρών. Τα αποτελέσματα της παρούσας μελέτης μπορούν να οδηγήσουν σε μία αξιόπιστη και ενιαία προδιαγραφή, όπως παρουσιάζεται στον **πίνακα 4.7**. Σε σύγκριση με τις αρχικές προδιαγραφές, η απαιτούμενη

πυκνότητα,ωόριο διαρροής υπό εφελκυσμό, και περιεκτικότητα σε αιθάλη παραμένουν τα ίδια. Οι αρχικές προδιαγραφές έχουν τιμές MI στο κελί 3 ή 4. Η συνιστώμενη MI ήταν ενιαία στο κελί 4, για να εξασφαλισθεί ένα υλικό σχετικά υψηλού μοριακού βάρους. Το αρχικά απαιτούμενο μέτρο κάμψης απαιτούσε τιμές κελιού πίνακα 4 ή 5. Με την ενιαία προδιαγραφή προτείνεταιη υιοθέτηση της τιμής 4, δεδομένου ότι το υψηλό μέτρο κάμψης δεν επηρεάζει σημαντικά την συμπεριφορά των αγωγών. Το HDB αυξήθηκε για συντηρητικούς λόγους. Επιπλέον, οι τρέχουσες προδιαγραφές απαιτούν την αποτίμηση της SCR μέσω της δοκιμής ESCR. Δεδομένης της μεγάλης απόκλισης των αποτελεσμάτων της δοκιμής αυτής (βλ. Κεφάλαιο 1), η δοκιμή κρίνεται ανεπαρκής και πρέπει να υιοθετηθούν διαφορετικές δοκιμές. Η SP-NCTL δοκιμή, η οποία εφαρμόστηκε σε αυτή τη μελέτη, έδωσε ικανοποιητικά αποτελέσματα, αλλα δεν είναι τόσο διαδεδομένη στη βιομηχανία αγωγών, όσο η δοκιμή PENT ASTM F 1473).

Πίνακας 4.7 Προτεινόμενες προδιαγραφές για αγωγούς HDPE

Property	Test Method	Cell class	Required Value
Density (g/cc)	ASTM D 1505 or 792	3	>0.940-0.955
Melt index (g/10 min)	ASTM D 1238	4	< 0.15
Flexural modulus (psi)	ASTM D790	4	80,000 - <110,000
Tensile yield strength (psi)	ASTM D 638 Typ IV	4	3000 - <3500
Slow crack growth (h)	ASTM F 1473 (PENT Test)	6	100
HDB (psi)	ASTM D2837	4	1600
Carbon black content	ASTM D 1603	C	> 2%

4.6 Εκτίμηση εντατικού πεδίου HDPE αγωγών

Εάν το υλικό ήταν ισότροπο, η ρηγμάτωση θα εμφανιζόταν στην περιοχή της μέγιστης εφελκυστικής τάσης. Σύμφωνα με την παράγραφο 4.4 η εναλλαγή θερμοκρασίας πιστεύεται ότι επηρεάζει το φαινόμενο της ρηγμάτωσης. Το εντατικό πεδίο λόγω θερμοκρασικών μεταβολών προσεγγίστηκε με πειραματικές αλλά και με αριθμητικές μεθόδους και χρήση προσομοιωμάτων πεπερασμένων στοιχείων. Επιπρόσθετα, μετρήθηκαν οι παραμένουσες τάσεις στον αγωγό.

4.6.1. Τάσεις λόγω θερμοκρασιακών μεταβολών

4.6.1.1. Εργαστηριακό μοντέλο

Η εργαστηριακή προσομοίωση του «οχετού» καλωδίωσης πραγματοποιήθηκε από τον Dr. Hartt και την ομάδα του στο Florida Atlantic University (Hartt et al., 2004). . Το μοντελο είχε μήκος 22 ίντσες και ονομαστική διάμετρο 4 ίντσες. Επρόκειτο για αγωγό PE3408 με τιμή SDR ίση με 21. Η διάμετρος των χαλύβδινων τενόντων ήταν 0,5 ιντσα. Η διάταξη των μηκυνσιομέτρων παρουσιάζεται στα **Σχήματα 4.30** και **4.31.** Στο **Σχήμα 4.32** παρουσιάζεται το διάκενο ανάμεσα στον αγωγό και το τσιμεντένεμα , το οποίο αφέθηκε σκοπίμως.

Οι κύκλοι εναλλαγής της θερμοκρασίας εφαρμόστηκαν στο δοκίμιο ως εξής:

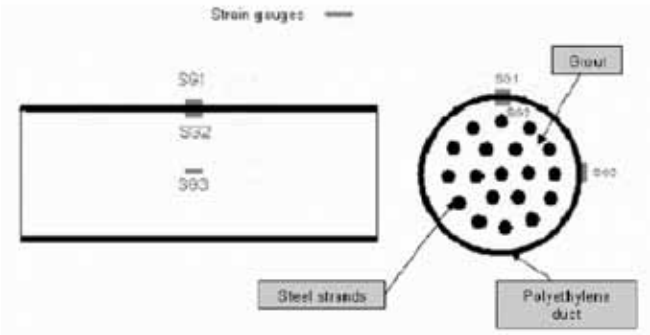
1. Το γέμισμα με τσιμεντένεμα έγινε υπό πίεση 60 psi σε θερμοκρασία 22 – 24° C. Η πίεση εφαρμόστηκε για 22 ώρες, επιτρέποντας την ενυδάτωση του τσιμεντενέματος.
2. Στη συνέχεια το δοκίμιο ψύχθηκε για επτά ήμέρες σε θερμοκρασία -39°

C -+ 2° C.

3. Μετά την ψύξη, το δοκίμιο εκτέθηκε σε θερμοκρασίες περιβάλλοντος από 20 εως 35° C.
4. Ο παραπάνω 14- ήμερος κύκλος επαναλήφθηκε, έτσι ώστε να είναι δυνάτη η παρακολούθηση της μεταβολής των παραμορφώσεων.

Ο «οχετός», όπως αναφέρθηκε προηγουμένως, παρασκευάστηκε σε θερμοκρασία 22 - 24° C. Δεδομένου ότι ο συντελεστής θερμικής διαστολής του αγωγού έιναι πολύ μεγαλύτερος από αυτόν του τσιμεντενέματος, οι παραμορφώσεις σε θερμοκρασίες μεγαλύτερες των 24° C οφείλονται μόνο στην παραμόρφωση του αγωγού. Αντίθετα, σε θερμοκρασίες μικρότερες των 22° C, το τσιμεντένεμα ασκούσε εσωτερική πίεση στον αγωγό. Το εύρος της μεταβολής θερμοκρασίας στο πείραμα κυμαινόταν από 61° εως 63° C. Στο πραγματικό πεδίο,το εύρος μεταβολής της θερμοκρασίας στην περιοχή Keys κυμαινόταν από 36° εως 50° C.

Σχήμα 4.30 Μοντέλο δοκιμής FAU (Hartt et al., 2004)

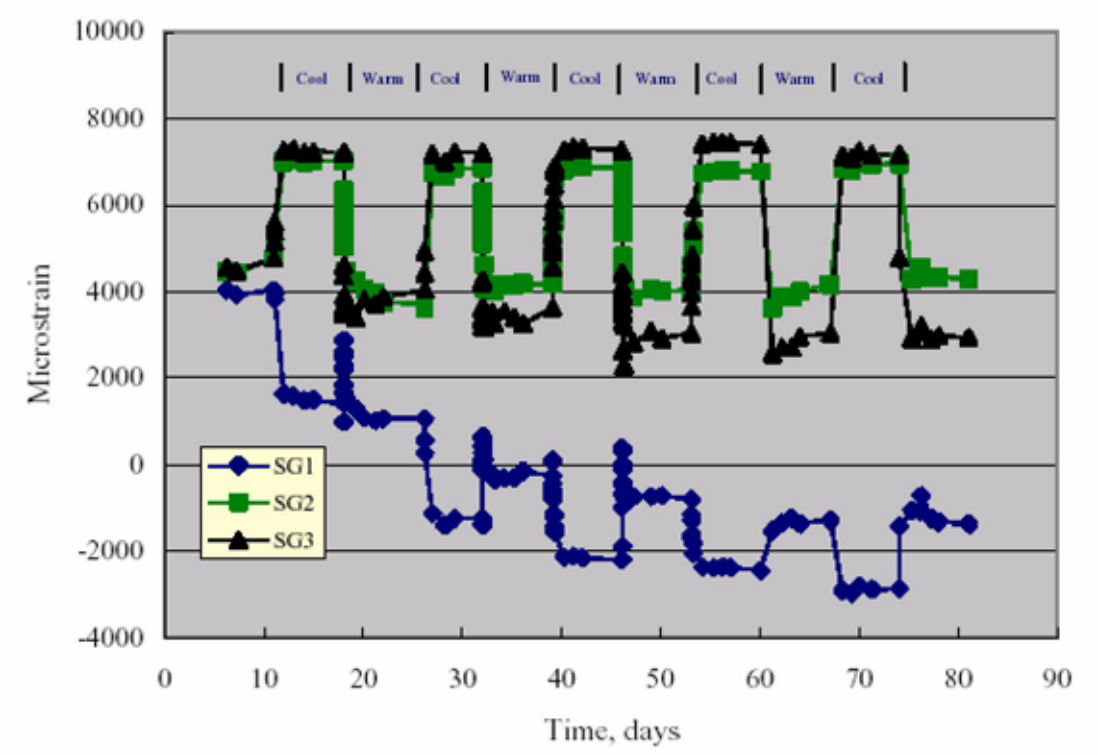


Σχήμα 4.31 Ρυθμίσεις αισθητήρα στο μοντέλο της δοκιμής (Hartt et al., 2004)

Διάκενο στο μοντέλο δοκιμής (Hartt et al., 2004)

4.6.1.2 Πειραματικά Αποτελέσματα

Στο **Σχήμα 4.33** παρουσιάζεται η μεταβολή των παραμορφώσεων συναρτήσει του χρόνου στις θέσεις τριών μηκυνσιομέτρων (SG1, SG2 και SG3). Τα αποτελέσματα δείχνουν ότι τα μηκυνσιόμετρα SG2 και SG3καταγράφουν παρομοιες εφελκυστικές παραμορφώσεις. Η μεγαλύτερη παραμόρφωση εμφανίζεται σε χαμηλές θερμοκρασίες και η μικρότερη σε υψηλές θερμοκρασίες. Το εύρος διακύμανσης γτης παραμόρφωσης του SG2 είναι μικρότερο από αυτό του SG3. Το SG1, ωστόσο, καταγράφει και θλιπτική παραμόρφωση, η οποία μάλλον οφείλεται στην ύπαρξη του διάκενου.Κατα συνέπεια, η παραμόρφωση στις θέσεις των SG1 και SG2 μπορεί να αποδοθείθ και στη συμβολή καμπτικής καταπόνησης. Η μεταβολήτων παραμορφώσεωνστη θέση του SG3 οφείλεται μόνο στη σχετική συστολή του αγωγού και του τσιμεντενέματος. Οι πρόσθετες τάσεις που εισάγονται στις θέσεις των SG1, SG2, SG3 λόγω της θερμοκρασιακής μεταβολής είναι -1020, 440, και 730 psi αντίστοιχα.

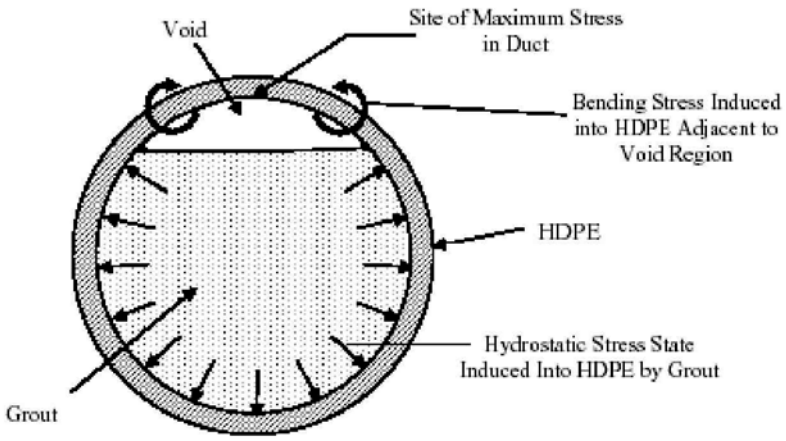


Σχήμα 4.33 παραμορφώσεις μηκυνσιομέτρων (Hartt et al., 2004)

4.6.1.3. Ανάλυση με χρήση πεπερασμένων στοιχείων

Όπως συζητήθηκε προηγουμένως, η πτώση της θερμοκρασίας επιφέρει διαφορετική συστολή στα τρία στοιχεία του «οχετού» (τενοντα, τσιμεντένεμα και αγωγό). Ο συντελεστής θερμικής διαστολής για HDPE, είναι πολύ μεγαλύτερος από εκείνον του χάλυβα και των ενεμάτων (οι γραμμικοί συντελεστές θερμικής διαστολής για ενέματα, χάλυβα, και HDPE είναι περίπου 10x10-6 in/in/K, 11.5x10-6 in/in/ K και 117x10-6in/in/ K, αντίστοιχα.) Για το λόγο αυτό, ο αγωγός συρρικνώνεται περισσότερο από το τσιμεντενεμα με την πτωση της θερμοκρασίας, γεγονός που προκαλεί εφελκυστική ακτινική τάση στον αγωγό.

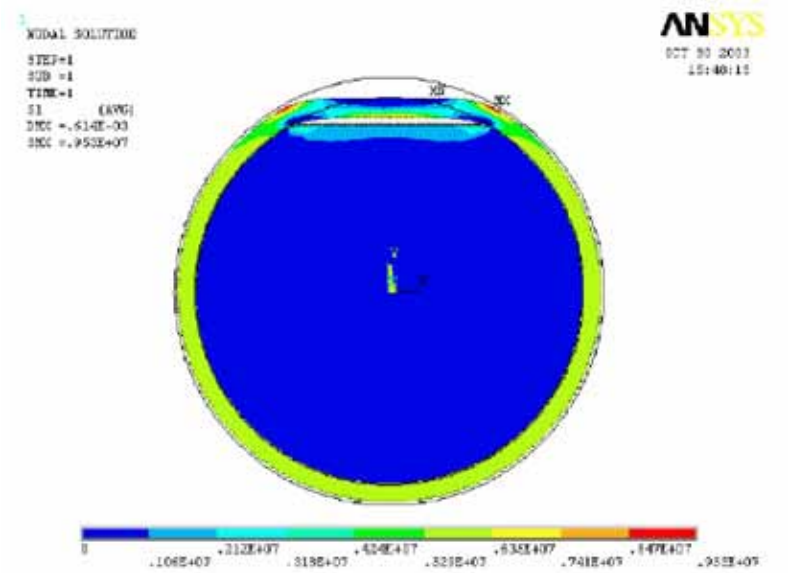
Για την διερεύνηση του εντατικού πεδίου στο τοίχωμα του σωλήνα έγινε προσομοίωση με πεπερασμένα στοιχεία στον υπολογιστή, με χρήση του προγράμματος ANSYS. Το προσομοίωμα ήταν διδιάστατο και αναπαριστούσε την τομή ενός «οχετού» καλωδίωσης με: αγωγό SDR 21 HDPE και εσωτερικό διάκενο ίσο με 3, 8 ή 10% του εσωτερικού όγκου (**Σχήμα 4.34**). Ο κάνναβος του προσομοιώματος παρουσιάζεται στο **Σχήμα 4.35**, ενώ η μεταβολή τάσεων – παραμορφώσεων του αγωγού και του τσιμεντενέματος θεωρείται γραμμική ελαστική. Το μέτρο ελαστικότητας του αγωγού ελήφθη $1{,}46 \times 10^5$ psi και του τσιμεντενέματος $4{,}05 \times 10^5$ psi. Τέλος, οι δείκτες Poisson για τον αγωγό και το ένεμα ελήφθησαν 0,28 και 0,21, αντίστοιχα.



Σχήμα 4.34 Διδιάστατο προσωμοίωμα αγωγού-ενεματος

Σχήμα 4.35 Κάνναβος προσομοιώματος

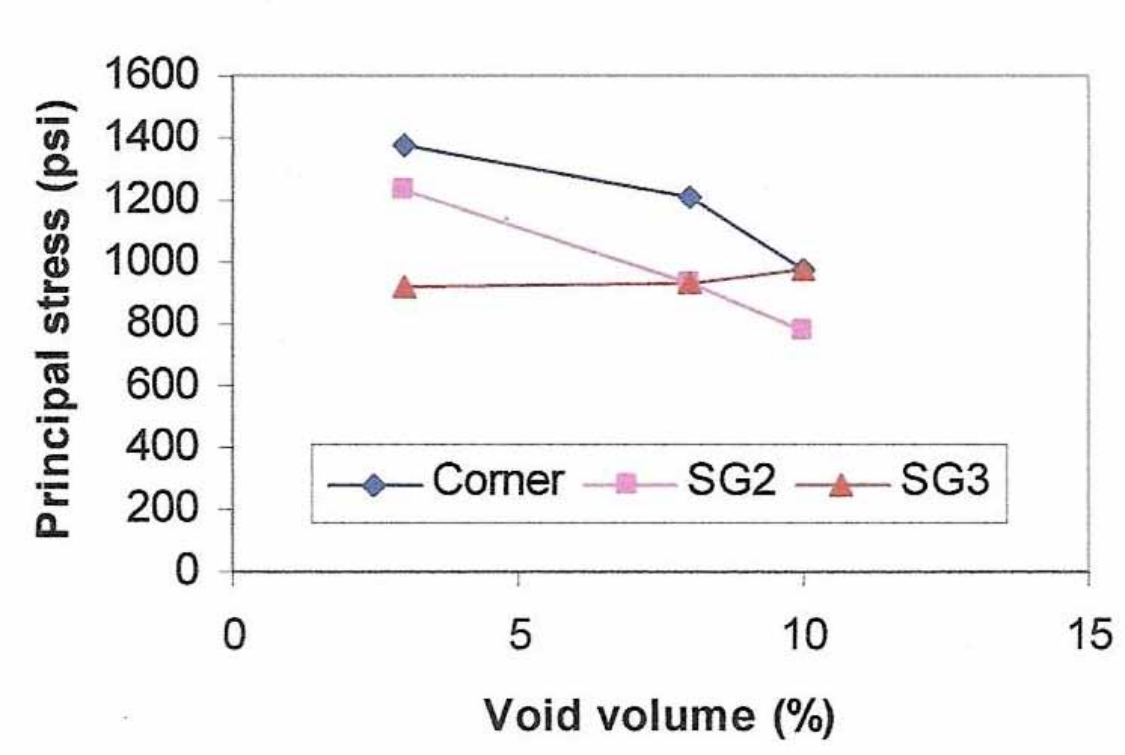
Στο **Σχήμα 4.36** παρουσιάζονται τα αποτελέσματα της ανάλυσης σε όρους μέγιστων κυρίων τάσεων για προσομοίωμα με διάκενο 10%. Οι μέγιστες εφελκυστικές τάσεις παρατηρήθηκαν στη θέση του μηκυνσιομέτρου SG2 και στην εξωτερική επιφάνεια του αγωγού στην περιοχή των άκρων του διάκενου. Στον **Πίνακα 4.8** παρατίθενται οι αναπτυσσόμενες τάσεις στις θέσεις των 3 μηκυνσιομέτρων και για τα τρία μεγέθη διάκενου. Στο **Σχήμα 4.37**, παρουσιάζεται σε κα΄θε θέση η μεταβολή των τάσεων συναρτήσει του μεγέθους του διάκενου. Για το μικρότερο διάκενο (3%), η τάση ήταν μεγαλύτερη στα άκρα του διάκενου, ενώ ακολουθούν οι τάσεις στην περιοχή του SG2. Αύξηση του διάκενου προκαλεί μείωση της τάσης.



Σχήμα 4.36 Κατανομή κύριων τάσεων για διάκενο 10%

Πίνακας 4.8 Περίληψη των αποτελεσμάτων των αναλύσεων μοντέλου

Όγκος κενού (%)	Υπολογιστικές πιέσεις (psi)		
	SG2	SG3	Corner
10	780	974	974
8	938	938	1206
3	1228	921	1382



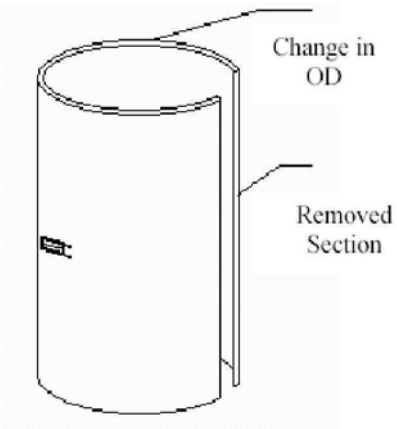
Σχήμα 4.37 Άκυρα αποτελέσματα μέγεθους για τη βασική πίεση

Τα αποτελέσματα της FEM δείχνουν ότι οι πιο πιθανές περιοχές που κινεί το SC είναι στην SG2 και στην εξωτερική επιφάνεια του αγωγού της κενής γωνίας. Τόσο η FEM όσο και οι δοκιμές προσομοίωσης δείχνουν ότι η αντοχή τονίζει επίσης τη διανομή γύρω από το τμήμα του αγωγού και στην επαφή με τα ενέματα.

4.6.2 Παραμένουσες τάσεις

Οι μετρούμενες παραμένουσες τάσεις στους HDPE αγωγούς εν γένει κυμαίνονται από 470 εως 1200psi, και αποτελούν ένα σημαντικόμέγεθος, το οποίο δεν μπορεί να αγνοηθεί. Ως εκ τούτου, η επίδραση αυτών των τάσεων στο υλικό πρέπει να εκτιμηθεί. Η απλούστερη μέθοδος για τη μέτρηση της απομένουσας τάσης είναι η τμήση του αγωγού και η μέτρηση της μεταβολής της διαμετρου (**Σχήμα 4.38**). Στην ομάδα του Δρ

Hartt η μέτρηση των απομενουσών τάσεων πραγματοποιήθηκε σε τμήμα αγωγού PE3408 SDR 21 μήκους 10 ιντσών (Hartt et al., 2004) .



Σχήμα 4.38 Μέτρηση παραμένουσων τάσεων μέσω τμήσης του αγωγού (Hartt et al., 2004)

Οι παραμένουσες τάσεις υπολογίστηκαν σύμφωνα με την εξίσωση του προτύπου ASTM E 1928-99.

$$\sigma = \frac{\mathrm{M}_c}{I} = \pm \frac{E_t}{1-\mu^2} \cdot \frac{D_1 - D_0}{D_1 \cdot D_0}$$

όπου,

M είναι η απομένουσα ροπή στον αγωγό,

c είναι η απόσταση του σημείο μέγιστης παραμόρφωσης από τον ουδέτερο άξονα

I είναι η ροπή αδρανείας της διατομής του δοκιμίου,

E είναι το μέτρο κάμψης,

t είναι το πάχος του δείγματος,

μ είναι ο δείκτης Poisson,

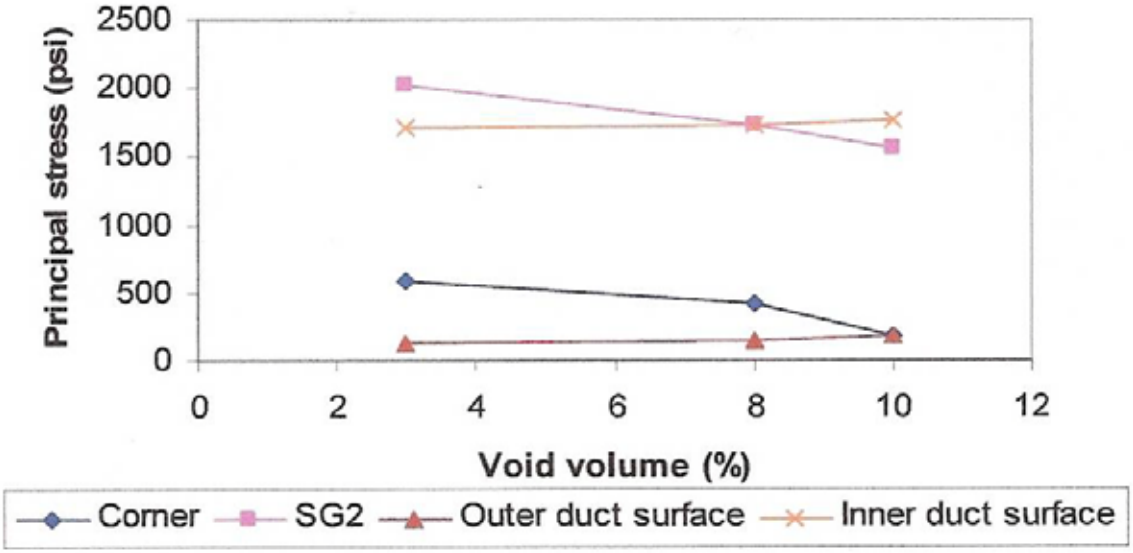
D_0 είναι η μέση εξωτερική διάμετρος πριν την τμήση

D1 είναι η μέση εξωτερική διάμετρος μετά την τμήση

Η απομένουσα τάση που μετρήθηκε στον αγωγό ήταν 5,42 MPa (786 psi), με τον εφελκσμό να εμφανίζεται στην εσωτερική επιφάνεια και την θλίψη να κυριαρχεί στην εξωτερική επιφάνεια του τοιχώματος του αγωγού. Οι μετρούμενες τάσεις έχουν ίδια τάξη μεγέθους με αυτές που μετρήθηκαν κατά το πειραμα και κατά την ανάλυση με πεπερασμένα στοιχεία.Ο συνδυασμός των απομενουσών τάσεων και των τάσεων λόγω θερμοκρασιακής μεταβολής οδήγησε στην εμφάνιση των μέγιστων εφελκυστικών τάσεων στην εσωτερική επιφάνεια του τοιχώματος του αγωγού. Τα αποτελέσματα, που παρουσιάζονται στον Πίνακα 4.9 και στο σχήμα 4.39, είναι απόλυτα συμβατά με την εκκίνηση των ρωγμών από το εσωτερικό τοίχωμα, η οποία παρατηρήθηκε στο πραγματικό πεδίο.

Table 4.9 Συνδυασμός τάσεων λόγω θερμοκρασιακής μεταβολής και παραμενουσών τάσεων

Void volume (%)	Stress (psi)			
	SG2	Corner	Inner duct surface	Outer duct surface
10	1566	188	1760	188
8	1724	420	1724	152
3	2014	596	1707	135



Σχήμα 4.39 Συνδυασμός τάσεων λόγω θερμοκρασιακής μεταβολής και παραμενουσών τάσεων

4.7 Αστοχία λόγω κοπώσης

4.7.1 Τεστ κόπωσης

Η συμπεριφορά των υλικών έναντι ανακυκλιζόμενων ή επαναλαμβανόμενων φορτίσεων πρέπει να εκτιμηθεί, καθώς το φαινόμενο αυτό παίζει καθοριστικό ρόλο στην ρηγμάτωση των αγωγών. Τα δείγματα από τους αγωγούς τεμαχίστηκαν και συμπιέστηκαν, έτσι ώστε να σχηματιστούν πλακέτες πάχους 2,5 mil. Στη συνέχεια, δείγματα μήκους 4 ιντσών και πλάτους 1 ίντσας κόπηκαν από τη πλακέτα, που εκπονήθηκε βάσει της διαδικασίας C του προτύπου ASTM D4703.Το δείγμα χαρακτηκε σε βάθος 0,5 mil (20% του πάχους) στο μέσον του, με ρυθμό 0,2 mil/min. Τα πειράματα κόπωσης πραγματοποίηθηκαν εφαρμόζοντας κάμψη 3 σημείων στα δοκίμια και με χρήση του μηχανήματος Instron Model 1331. Υιοθετείται συχνότητα 3 Hz, έτσι ώστε να αποφεύγεται η θέρμανση του δοκίμιου, και η δοκιμή να ολοκληρωθεί σε σύντομο

χρονικό διάστημα. Η σταθεροποίηση του δοκιμίου επετεύχθη μέσω εφαρμογής αρχικού φορτίου 9,9 lb. Η φόρτιση είχε κύκλο μισού ημιτόνου. Ως αστοχία ορίζεται ο απαιτούμενος αριθμός κύκλων, ο οποίος προκαλεί κάθετη παραμόρφωση 1 ίντσας. Τα μέγιστα εφαρμοζόμενα φορτία κυμαίνονταν από 19,8 εως 110,2 lb. Στο **Σχήμα 4.40** παρουσιάζεται ο εξοπλισμός, ενώ στο **Σχήμα 4.41** παρουσιάζεται στιγμιότυπο του πειράματος.

Σχήμα 4.40 Εξοπλισμός δοκιμής

Σχήμα 4.41 Δείγμα υπό δοκιμή

Η αντοχή σ του στρες μπορεί να υπολογιστεί από

$$\sigma = \frac{3PL}{2bd^2} \tag{4.2}$$

όπου: P = φορτίο εφαρμογής (lb),

L = μήκος δείγματος (2 inches),

b = πλάτος δείγματος (1inch), και

d = βάθος δείγματος (0.25 inch).

4.7.2 Συζήτηση των αποτελεσμάτων των δοκιμών κόπωσης

Τα αποτελέσματα της δοκιμών κόπωσης καταρτίζονται σε διάγραμμα τάσεων – κύκλων αστοχίας (διάγραμμα S-N). Πρόκειται για μία δυναμική εξίσωση μορφής

$$\sigma = AN^b \tag{4.3}$$

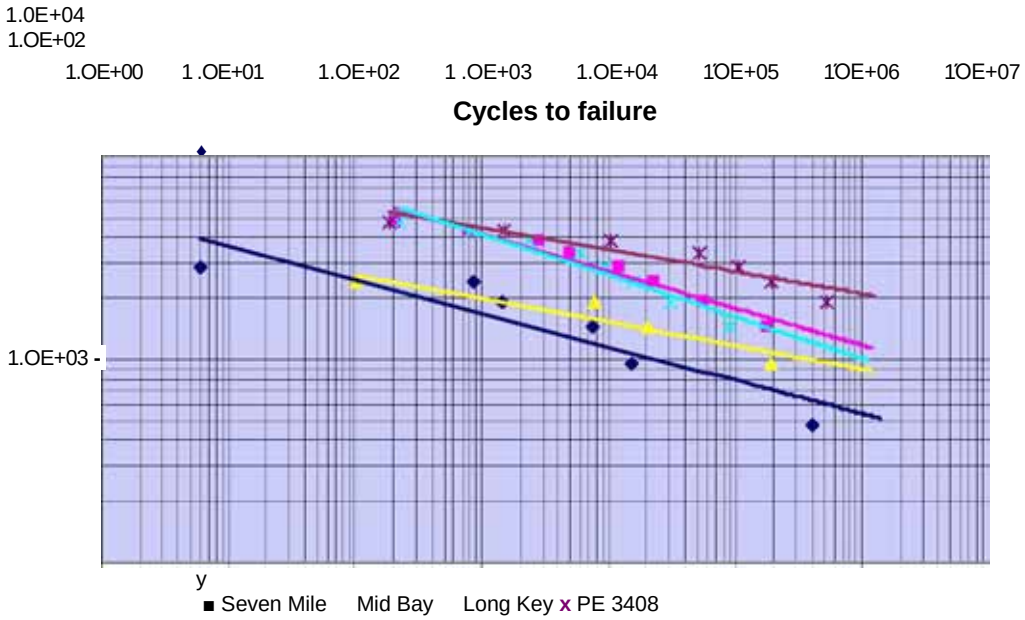
όπου: σ = πίεση,

N = κύκλοι μέχρι την αποτυχία, και

A και b είναι σταθερές του υλικού,

Οι καμπύλες S-N για πέντε υλικά σωλήνων απεικονίζονται στο Σχήμα 4.42. Τα δείγματα από τις γέφυρες MB και SSK εμφάνισαν παρόμοια συμπεριφορά έναντι κόπωσης, και παρουσίασαν την χαμηλότερη αντίσταση στο φαινόμενο αυτό. Τα δείγματα αγωγού PE3408 παρουσίασαν τη μεγαλύτερη αντοχή. Τα δείγματα από το Seven Mile και Long Key παρουσίασαν ενδιάμεσες τιμές. Η κατάταξη των δειγμάτων βάσει της αντοχής κόπωσης είναι σύμφωνη με την SCR που μετράται με τη δοκιμή SP-NCTL.

Ο συνδυασμός της μέγιστης εφελκυστικής τάσης, που υπολογίστηκε κατά την ανάλυση με πεπερασμένα στοιχεία (περίπου 1200 psi), και της μετρηθείσας απομένουσας τάσης(786psi), οδηγεί σε εκτίμηση της μέγιστης εφελκυστικής πίεσης, η οποία προκύπτει περίπου 2000 psi. Αυτή η τιμή στη συνέχεια χρησιμοποιείται ως τάση αναφοράς για τα διάφορα δείγματα αγωγού στην δοκιμή κόπωσης. Το διάγραμμα στο σχήμα 4.42 φανερώνει ότι επίπεδα τάσεων με τιμή 2000 psi οδήγησαν στην αστοχίς των δειγμάτων SSK και MB μετά από 300 κύκλους και 900, αντίστοιχα. Λαμβάνοντας υπόψη ότι οι αγωγοί σε λειτουργία υφίσταντο έναν κύκλο εναλλαγής θερμοκρασίας ανά ημέρα , η ρηγμάτωση θα συνέβαινε στους αγωγούς σε λιγότερο από ένα έως τρία χρόνια μετά την κατασκευή, αντίστοιχα. Δείγματα από τις γέφυρες του Long Key αστόχησαν μετά από 20000 κύκλους στα 2000 psi, το οποίο μεταφράζεται σε μια διάρκεια ζωής των 50 ετών. Το δείγμα Seven Mile Bridge παρουσίασε 40000 κύκλους. Ως εκ τούτου, ο χρόνος ζωής των αγωγών αυτών μπορεί να φτάσει και τα 100 χρόνια ζωής Για ρητίνη PE3408, οι κύκλοι μέχρι την αστοχία σε 2000psi ήταν 1.0x106, καθιστώντας την ρητίνη ως την πιο αξιόπιστη λύση για τους αγωγούς που χρησιμοποιούνται στις γέφυρες.



Σχήμα 4.42 Διαγράμματα S-N σε λογαριθμική κλίμακα για διαφόρους τύπους αγωγών

5. Συμπέρασμα

Το κεφάλαιο αυτό επικεντρώνεται στην ρηγμάτωση τύπου SC των HDPE αγωγών σε σπονδυλωτές γέφυρες. Η ρηγμάτωση των αγωγών είναι κρίσιμη για την ασφάλεια των γεφυρών, δεδομένου ότι οι αγωγοί προστατεύουν τους χαλύβδινους τένοντες, οι οποίοι υποστηρίζουν την ανωδομή της γέφυρας Επτά γέφυρες στη Φλόριντα συμμετείχαν σε αυτή τη μελέτη. Οι αγωγοί της MB και της SSK Γέφυρας παρουσίασαν σοβαρά προβλήματα ρηγμάτωσης. Κατά συνέπεια, η ρηγμάτωση εξετάστηκε τόσο μακροσκοπικά όσο και μικροσκοπικά. Παρατηρήθηκε ότι οι ρωγμές ξεκινούν από την εσωτερική επιφάνεια των αγωγών και διαδίδονται τόσο εγκάρσια, όσο και κατά μήκος των τοιχωμάτων. Η μικροδομή δείχνει ότι η θραύση χαρακτηρίζεται από ινώδη δομή, γεγονός που υποδηλώνει την αστοχία μηχανισμού τύπου SCR (slow cracking rate). Στην επιφάνεια θραύσης μπορούν επίσης να παρατηρηθούν γραμμές κόπωσης . Πιστεύεται ότι η κινητήρια δύναμη για την SC είναιοι εναλλαγές θερμοκρασίας κατά τη διάρκεια της ημέρας.

Για να αξιολογηθεί η επίδραση των ιδιοτήτων των υλικών των αγωγών στην SCR, οι ιδιότητες των υλικών ελέγχονται σύμφωνα με τις δοκιμές του προτύπου ASTM D3350. Τα αποτελέσματα δείχνουν ότι ορισμένες από τις ιδιότητες των υλικών δεν πληρούσαν τις προδιαγραφές κατασκευής. Επίσης, η δοκιμή ESCR που χρησιμοποιείται σε αυτές τις προδιαγραφές θεωρείται ότι είναι ανεπαρκής για την αξιολόγηση της SCR. Μια ενιαία προδιαγραφή συνιστάται στη συνέχεια. Η σημαντική τροποποίηση στη συνιστώμενη προδιαγραφή είναι η αντικατάσταση του ESCR με την SP-NCT δοκιμή, επειδή μπορεί να διακρίνει αποτελεσματικά την SCR των διαφόρων αγωγών, και τα αποτελέσματά της παρουσιάζουν μια καλήσυσχέτιση με τις πραγματικές παρατηρήσεις

πεδίου. Ωστόσο, η δοκιμή SP- NTCL δεν χρησιμοποιείται από την βιομηχανία σωλήνων. Εναλλακτικά, υιοθετήθηκε η δοκιμή PENT στην ενιαία προδιαγραφή. Η διαφορά μεταξύ του SP-NCTL και PENT δοκιμής είναι το περιβάλλον δοκιμής. Ωστόσο, έχουν σχεδιαστεί με βάση τον ίδιο μηχανισμό φόρτισης : επιβολή συνεχούςς εφελκυστικού φορτίου. Ως εκ τούτου, και οι δύο δοκιμές είναι κατάλληλότερες από τη δοκιμή ESCR για την αξιολόγηση SCR.

Εκτος των παραπάνω, πρέπει επίσης να είναι γνωστη η κατανομή των τάσεων στους αγωγούς. Για την προσέγγιση του ζητήματος, υιοθετήθηκαν τόσο πειραματικά προσομοιώματα, όσο και προσομοιώματα πεπερασμένων στοιχείων. Τα αποτελέσματα και των δύο αναλύσεων επιβεβαιώνουν ότι η πιο πιθανή θέση έναρξης της ρωγμή στον αγωγό είναι η εσωτερική επιφάνεια στην περιοχή του διάκενου. Σε συνδυασμό με τις παραμένουσες τάσεις, οι μεγάλες τάσεις εφελκυσμού διανέμονται στην εσωτερική επιφάνεια των αγωγών, ενώ η εξωτερική επιφάνεια του αγωγού χαρακτηρίζεται είτε από θλιπτική τάση ή πολύ χαμηλή απομένουσα τάση. Οι αναλύσεις αυτές συμφωνούν με την παρατήρηση στο πεδίο, δεδομένου ότι η διάρηηξη συμβαίνει εκεί όπου παρατηρούνται οι μέγιστες εφελκυστικές τάσεις.

Ούτε η δοκιμή SP-NCTL ούτε η PENT μπορούν να προσομοιώσουν την κυκλική φόρτιση που πραγματικά συμβαίνει σο πεδίο. Δοκιμές κόπωσης χρησιμοποιήθηκαν έτσι ώστε να προσομοιωθεί η διαδικασία κόπωσης.Η εκτίμηση της αστοχίας σε συνθήκες λειτουργίας των αγωγών πραγματοποιήθηκε μέσω των κύκλων μέχρι την αστοχία που καταγράφηκαν κατά τις δοκιμές. Τα αποτελέσματα δείχνουν ότι τα υλικά των αγωγών των γεφυρών MB και SSK παρουσιάζουν το μικρότερο αριθμό των κύκλων αστοχίας, και η PE3408 παρουσιάζει τον μεγαλύτερο. Αυτό καταδεικνύει μια καλή συσχέτιση με τις πραγματικές παρατηρήσεις πεδίου, σύμφωνα με τις οποίες οι γέφυρες MB και SSK αντιμετωπίζουν σοβαρά προβλήματα ρηγματώσεων, ενώ αγωγοί σε άλλες γέφυρες

έχουν μικρό ή και καθόλου πρόβλημα ρηγμάτωσης. Συμπεραίνεται ότι η δοκιμασία κόπωσης μπορεί να θεωρηθείί ως μια αποτελεσματική προσέγγιση για την αξιολόγηση της SCR του υλικού του αγωγού HDPE.

Βιβλιογραφία

1. Akiyama,S., Takagi, N. , Nagatani, F. , Ishimaru, N. , (1991), “A method for life
prediction of polyethylene under the constant strain condition”, Twelfth Plastic Fuel Gas Pipe Conference Symposium, 170-179

2. Annual Book of ASTM Standard 08.03: Plastics (III), (2001)

3. Baxindine, C., (2004), Crack investigation in HDPE post tensioning ducts in Florida bridges

4. Bernal,C., Montenegro,H.L., Frontini, P., (2002), Failure prediction analysis for polyethylene flawed pipes, Engineering Fracture Mechanics, 1-14

5. Bhatnagar, A., Broutman, L.J, (1985), “Effect of annealing and heat fusion on residual stresses in polyethylene pipe”, Annual Technical Conference-Society of Plastics Engineers, 545-549

6. Bhattacharya, S.K., Brown, N., (1984), “Micromechanisms of crack initiation in thin films and thick sections of polyethylene”, Journal of Materials Science, 2519-2532

7. Bragaw, C.G., (1980), “Prediction of service life of polyethylene gas piping system”, Seventh Plastic Fuel Gas Pipe Conference Symposium, 20-24

8. Bragaw, C.G., (1980), “Service rating of polyethylene piping systems by the rate process method”, Seventh Plastic Fuel Gas Pipe Conference Symposium, 40-48

9. Brown, N. , (1985), “Relationship between initiation of slow crack growth and ultimate failure of polyethylene”, Nineth Plastic Fuel Gas Pipe Conference Symposium, 283-290

10. Brown, N., Bhattacharya, S.K., (1985), “The initiation of slow crack growth in linear polyethylene under single edge notch tension and plane strain”, Journal of Materials Science, 4553-4560

11. Brown, N., Lu, X., (1995), “A fundamental theory for slow crack growth in polyethylene”, Polymer, 543-548

12. Brown, N., Donofrio, J., and Lu, X., (1987), “The transition between ductile and slow-crack-growth failure in polyethylene”, Polymer, 1326-1330

13. Cassady, M.J., Uralil, F.S., (1985), “Initiation in stress rupture test failures”, Nineth Plastic Fuel Gas Pipe Conference Symposium, 281-283

14. Chang, P., Donovan, J.A., (1990), “Detergent Assisted Stress Cracking in Low Density Polyethylene”, Polymer Engineering and Science, Vol. 30, No.22, pp 1431-1441.

15. Chaoui, K., Chudnovsky, A,. Moet, A., (1987), “Processing effect on the crack propagation resistance of PE pipes”, Annual Technical Conference-Society of Plastics Engineers, 468-471

16. Chaoui, K., Moet, A. (1987), “Residual stress analysis in fuel gas pipes”, Tenth Plastic Fuel Gas Pipe Symposium Proceedings, New Orleans, 315-323.

17. Choi, S.,Broutman, L.J, (1983), “Residual stresses in polyethylene pipe”, Annual Technical Conference-Society of Plastics Engineers, 378-379

18. Chudnovsky, A. Shulkin, Y.,Zhou, Z., (2003), “Characterization of polyethylene resistance to slow crack growth”, Annual Technical Conference-Society of Plastics Engineers, 2976-2981

19. Chudnovsky, A., Baron, D., Shulkin, Y., Sehanobish, K., Bosnyak, C.P., (1996), “Lifetime, toughness, and reliability of engineering thermoplastics”, Annual Technical Conference-Society of Plastics Engineers, 2712-2717

20. Chudnovsky, A., Shulkin, Y., (1996), “New model of slow crack growth in viscoelstic thermoplastics”, Annual Technical Conference-Society of Plastics Engineers, 3284-3288

21. Derringer, G.C., Cassady, M.J., Epstein, M.M., (1980), “A reassessment of the strength-failure time regression extrapolation for estimating the long-term strength of plastic pipe”, Seventh Plastic Fuel Gas Pipe Conference Symposium, 15-19

22. Faucher, J.A., (1959), “Viscoelastic behavior of polyethylene and polypropylene”, Transportation Society Rheology III, 81-93

23. Hartt, W. , Suarez, J., David, F. , Hsuan,Y.G., Zhang, J. , (2005), “The role of polyethelene duct cracking in failure of post tensioning cables in Florida segmented bridges (BD220)”, Florida Department of Transportation report

24. Hopkins, I.L., Baker, W.D., Howard, J.B., (1950), “Complex Stressing of polyethylene”, Journal of applied physics, v2, n3, 206-213

25. Hsuan, Y.G., McGrath, T.J., (1998), HDPE pipe material specifications and design requirements

26. Hsuan, Y. G., Zhang, J. , (2005), “Residual stress effects on stress crack resistance in HDPE corrugated geopipe”, Geofrontiers Confrence Proceedings, Austin, TX

27. Hsuan, Y.G., Zhang, J., (2005), “Stress crack resistance of corrugated HDPE pipes in different test environments”, Transportation Research Board (TRB) Annual Meeting, Washington D.C.

28. Hulbert, L.E, Mamoun, M.M. , (1983), “A perspective of current technology on the time-dependent deformation and fracture of plastic gas piping materials”, Eighth Plastic Fuel Gas Pipe Conference Symposium, 4-8

29. Iimura,S., Akiyama,S., Kasahara,K., (1989), “Application of linear fracture mechanics to service life prediction of polyethylene with full notch creep test”, Eleventh Plastic Fuel Gas Pipe Conference Symposium, 411-430

30. Ingen J.F., Housz, (1982), “Residual stresses in extruded pipe”, Polymer extrusion, 26.1-26.9

31. ISO/FDIS 9080, Plastics Piping and Ducting Systems - Determining of Long-term Hydrostatic Strength of Thermoplastics Materials in Pipe Form by Extrapolation. (2002).

32. Ivan K.B., (1980), “Plastic pipe demonstrated performance evaluates predictive methods”, Seventh Plastic Fuel Gas Pipe Conference Symposium, 12-14

33. Kamal, M.R., Lai-fook, R.A., Hernandez-aguilar, J.R., (2002), “Residual thermal stresses in injection moldings of thermoplastics: a theoretical and experimental study”, Polymer Engineering and Science, Vol. 42, No. 5, 1098-1114

34. Kamei,E.,Brown,N., (1984), “Crazing in polyethylene”, Journal of Polymer Science, 543-559

35. Kanninen, M.F., Peggs, I.D.,.Popelar, C.H, (1993), “A methodology for forcasting the lifetimes of geomembranes that fail by slow crack growth”, Geosynthetics ’93, Vancouver, Canada, 831-844

36. Koerner, R.M. , (1999), Designing with geosynthetics, 4th edition, Prentice Hall

37. Lu, X., Brown, N., (1990), “The ductile-brittle transition in a polyethylene copolymer”, Journal of Materials Science, 29-34

38. Lu, X., Brown, N., (1990), “The transition from ductile to slow crack growth failure in a copolymer of polyethylene”, Journal of Materials Science, 25, 411-416

39. Lu, X., Brown, N., (1997), “Abnormal slow crack growth in polyethylene”, Polymer, 5749-5753

40. Lustiger, A., (1985), “The molecular mechanism of slow crack growth in polyethylene”, Ph.D dissertation, Drexel Unviersity

41. Lustiger, A., Markham,R.L., (1983), “Importance of tie molecules in preventing polyethylene fracture under long-term loading conditions”, Polymer, 1647-1654

42. Lustiger,A., Corneliussen, R.D., (1987), “The role of crazes in the crack growth of polyethylene”, Journal of Materials Science, 2470-2476

43. Lustiger,A., Corneliussen, R.D.,Kantz, R., (1978), “Environmental stress crack growth in low density polyethylene”, Materials Science and Engineering, 117-123

44. Maxell, A.S., (2001), “Practical guide for designers and manufacturers of moldings to reduce the risk of environment stress cracking”, NPL Report MATC (A) 05.

45. McGrath, T. J., (2003), “Protocol for 100 year service life of corrugated HDPE part I - evaluation and control of stresses in buried corrugated HDPE drainage pipe”, Florida Department of Transportation.

46. Methods of Residual Measurement-SAE J936, Report of Iron and Steel Technical Committee, (1965)

47. Moet, A., Chudnovisky, A., Strebel, J., Chaoui, K., (1989), “Slow crack fatigue crack growth test for ranking polyethylene pipes”, Eleventh Plastic Fuel Gas Pipe Conference Symposium, 327-333

48. Nishimuro, H., Shishich, T., (1985), “A quality control test method for MDPE”, Nineth Plastic Fuel Gas Pipe Conference Symposium, 70-84

49. Onogi, S., Asada, T., Fukui, Y., Fujisawa, T., (1967), “Time-temperature superposition of time-dependent preference for low-density polyethylene”, Journal of Polymer Science, A-72, 5, 1067-1077

50. Palermo, E. F., DeBlieu, I. K., (1985), “Rate process concepts applied to hydrostatically rating polyethylene pipe”, Seventh Plastic Fuel Gas Pipe Conference Symposium, New Orleans, 215-240

51. Palermo, E.F., (1980), “Rate process method as a practical approach to a quality control method for polyethylene pipe”, Seventh Plastic Fuel Gas Pipe Conference Symposium, 96-101

52. Parsons, M. , Stepanov, E.V., Hiltner, A. , Baer, E. , (1999), “Correlation of stepwise fatigue and creep slow crack growth in HDPE”, Journal of materials science, v34, n14, 3315-3326

53. Popelar, C.F., Popelar, C.H., Kenner, V.H., (1990), “Viscoelasic material characterization and modeling for polyethylene”, Polymer Engineering and Science, Vol. 30, No. 10, 577-586

54. Popelar, C.H., (1993), “A comparison of the rate process method and the bi-directional shifting method”, Thirteenth Plastic Fuel Gas Pipe Conference Symposium, San Antonio, 151-161

55. Popelar, C.H., Kenner, V.H., Wooster, J.P., (1991), “An accelerated method for establishing the long term performance of polyethylene gas pipe materials”, Polymer Engineering and Science, Vol. 31, No. 24, 1693-1700

56. Popelar, C.H., Kuhlman, C.J., Peggs, I.D., (1998), “A fracture mechanics assessment for the long term durability of HDPE geomembranes”, Sixth International Conference on Geosynthetics, 365-369

57. Powers, R.G. (1999), “Corrosion Evaluation of Post-Tensioned Tendons on the Niles Channel Bridge”, Florida Department of Transportation, Tallahassee, Florida

58. Rate process method for projecting performance of polyethylene piping components, Plastic Pipe Institute, TN-16/99, (1999)

59. Sarkes, L.A., Smith, R.B., (1983), “Plastic pipe research-a historical perspective”, Seventh Plastic Fuel Gas Pipe Conference Symposium, Arlington, VA, 2

60. Scott, H., Lee H., (1988), “The effect of various processing stages on the crystallinity of post-consumer recycled HDPE”, Annual Technical Conference-Society of Plastics Engineers, 2935-2938

61. Shah, A., Stepanov, E.V., Klein, M. , Hiltner, A., Baer, E., (1998), “Study of polyethylene pipe resins by a fatigue test that simulates crack propagation in a real pipe”, Journal of Material Science, 3313-3319

62. Shlton, W.S., Bright, D.G., (1993), “Using the Arrhenius equation and rate expressions to predict the long term behavior of geosynthetic polymers”, Geosynthetics ’93, Vancouver, Canada, 789-802

63. Squrez, J. Zhang, J., Hsuan, Y.G., Hartt, W., (2005), “Polyethylene duct on post tensioning tendons in Florida bridges”, ASCE Journal of Materials

64. Strong, A.B., (2000), Plastics materials and processing, 2nd edition, Prentice Hall

65. Thomas, R.W., Siebken, J., (1997), “Increasing the temperature of the notched constant tensile load environmental stress crack resistance test”, Geosynthetics ’97, 191-200

66. Uralil, F. S., Markham, R.L., (1980), “Evaluation of polyethylene pipe using stress intensity factor obtained in a simple laboratory test”, Seventh Plastic Fuel Gas Pipe Conference Symposium, 10-13

67. Ward, A.L., Lu, X., Huang, Y., and Brown, N., (1989), “The mechanism of slow crack growth in polyethylene by an environmental stress cracking agent”, Polymer Engineering and Science

68. Whittle, A.J., Burford, R.P, Hoffman, M.J., (2000), “Influence of residual stress on the relationship between pipe pressure and C-ring tests”, Polymer Engineering and Science, Vol. 40, No. 11, 2311-2316

69. Williams, J. G. , Clutton, E. Q., (1993), “On the measurement of residual stresses in plastic pipes”, Thirteenth Plastic Fuel Gas Pipe Conference Symposium, San Antonio, 194-203

70. Williams, J.G., (1987), Fracture Mechanics of Polymers, John Wiley and Sons, Inc., New York

71. Wong, T.C., (1983), “Residual stress in polyethylene pipe and fittings”, Eighth Plastic Fuel Gas Pipe Symposium Proceedings, Arlington, 124-127.

72. Wu, S., Sehanobish, K., Chudnovsky, A., (2003), “Accelerated testing for slow crack growth in HDPE”, Annual Technical Conference-Society of Plastics Engineers, 2952-2956

73. Zhou, Y. , Brown, N. , (1993), “Evaluating the fatigue resistance of notched specimens of polyethylene”, Polymer of engineering and science, v33, n21, 1421-1425

74. Zhou, Y., Brown, N., (1995), “Anomalous fracture behavior in polyethylene under fatigue and constant load”, Journal of Materials Science, 30, 6065-6069

75. Zhou, Y., Lu,X., Brown, N., (1996), “The relative influence of molecular structure on brittle fracture by fatigue and under constant load in polyethylene”, Polymer Engineering and Science, Vol.36, No. 16, 2101-2107

76. Zhou, Y., Lu, X., Brown, N., (1989), “Slow crack growth under fatigue and constant stress for ethylene-hexene resins with different density of branches”, Eleventh Plastic Fuel Gas Pipe Conference Symposium, 321-326