



ΕΘΝΙΚΟ ΜΕΤΣΟΒΙΟ ΠΟΛΥΤΕΧΝΕΙΟ
ΣΧΟΛΗ ΜΗΧΑΝΙΚΩΝ ΜΕΤΑΛΛΕΙΩΝ -
ΜΕΤΑΛΛΟΥΡΓΩΝ
ΤΟΜΕΑΣ ΜΕΤΑΛΛΟΥΡΓΙΑΣ & ΤΕΧΝΟΛΟΓΙΑΣ
ΥΛΙΚΩΝ
ΕΡΓΑΣΤΗΡΙΟ ΜΕΤΑΛΛΟΓΝΩΣΙΑΣ

Μελέτη περιοχής διαδικασίας συγκόλλησης HFW
χαλύβων υψηλής αντοχής για εφαρμογές αγωγών
φυσικού αερίου / πετρελαίου.

Διπλωματική Εργασία

Μακρής Νικόλαος – Ιωάννης

Επιβλέπων: Dr. – Ing. Σπύρος Παπαευθυμίου, Επίκουρος Καθηγητής

Αθήνα, Οκτώβρης 2016

Αθήνα, Οκτώβρης 2016



ΕΘΝΙΚΟ ΜΕΤΣΟΒΙΟ ΠΟΛΥΤΕΧΝΕΙΟ
ΣΧΟΛΗ ΜΗΧΑΝΙΚΩΝ ΜΕΤΑΛΛΕΙΩΝ –
ΜΕΤΑΛΛΟΥΡΓΩΝ
ΤΟΜΕΑΣ ΜΕΤΑΛΛΟΥΡΓΙΑΣ & ΤΕΧΝΟΛΟΓΙΑΣ
ΥΛΙΚΩΝ
ΕΡΓΑΣΤΗΡΙΟ ΜΕΤΑΛΛΟΓΝΩΣΙΑΣ

Μελέτη περιοχής διαδικασίας συγκόλλησης HFW
χαλύβων υψηλής αντοχής για εφαρμογές αγωγών
φυσικού αερίου / πετρελαίου.

Διπλωματική Εργασία

Μακρής Νικόλαος – Ιωάννης

Επιβλέπων: Dr. – Ing. Σπύρος Παπαευθυμίου, Επίκουρος Καθηγητής

Εγκρίθηκε από την τριμελή επιτροπή στις 17/10/2016

Σπ. Παπαευθυμίου, Επικ. Καθηγητής(Υπογραφή)

Γ. Φούρλαρης, Καθηγητής(Υπογραφή)

Δ. Πάνιας, Καθηγητής(Υπογραφή)

Αθήνα, Οκτώβρης 2016

Περιεχόμενα

Ευχαριστίες	9
Λίστα εικόνων.....	11
Λίστα Πινάκων.....	15
Εισαγωγή	17
Περίληψη.....	19
Abstract.....	19
Synopsis	21
Θεωρητικό υπόβαθρο – Βιβλιογραφική ανασκόπηση.....	25
1. Χάλυβες υψηλής αντοχής χαμηλής κραμάτωσης (HSLA steels)	27
1.1. Ιστορία, χαρακτηριστικά και κατηγοριοποίηση χαλύβων HSLA	27
1.2. Φυσική μεταλλουργία χαλύβων HSLA.....	31
1.2.1. Ο μετασχηματισμός ωστενίτη – φερρίτη	31
1.2.2. Μικροδομές των χαλύβων για αγωγούς.....	31
1.3. Έλεγχος της μικροδομής.....	37
1.3.1. Θερμομηχανική έλαση.....	37
1.3.2. Μικροκραμάτωση	40
1.4. Μηχανισμοί σκλήρωσης.....	43
1.4.1. Εκλέπτυνση κόκκου.....	45
1.4.2. Σκλήρωση μέσω κατακρήμνισης.....	46
1.4.3. Διαλυτότητα των καρβιδίων και των νιτριδίων	47
2. Παραγωγή σωλήνων για αγωγούς.....	51
2.1. Αυτογενής επαγωγική συγκόλληση υψίσυχνων ρευμάτων	51
2.2. Πλεονεκτήματα.....	55
2.3. Έλεγχος ποιότητας.....	55
2.4. Θερμική κατεργασία μετά την συγκόλληση.....	58
3. Επίδοση υλικού - Δυσθραυστότητα	61
3.1. Η μηχανική των θραύσεων.....	61
3.1.1. Όλκιμη θραύση.....	62
3.1.2. Ψαθυρή θραύση	63

3.2.	Λόγοι που επηρεάζουν την δυσθραυστότητα	65
3.3.	Ανισοτροπία των ιδιοτήτων κρούσης κατά Charpy	70
	Πειραματικό – Αποτελέσματα	73
4.	Πειραματική διαδικασία.....	75
4.1.	Μελετώμενο υλικό	75
4.2.	Προετοιμασία δειγμάτων	76
4.3.	Μεταλλογραφική εξέταση	77
4.4.	Θραυστογραφία	77
4.5.	Ανάλυση κρυσταλλογραφικού ιστού	77
4.6.	Μικροσκληρομέτρηση	79
5.	Αποτελέσματα – Σχολιασμός αποτελεσμάτων	81
5.1.	Στοιχεία μελετώμενου υλικού.....	81
5.2.	Αποτελέσματα χαρακτηρισμού μικροδομής.....	82
5.2.1.	Εγκλείσματα	82
5.2.2.	Μέγεθος κόκκου	85
5.2.3.	Μικροδομή.....	85
5.3.	Αποτελέσματα θραυστογραφίας.....	88
5.3.1.	Προφίλ θραύσης.....	88
5.3.2.	Άνω όλκιμη περιοχή	89
5.3.3.	Ψαθυρή περιοχή σχισμού.....	90
5.3.4.	Κάτω όλκιμη περιοχή.....	91
5.4.	Αποτελέσματα ανάλυσης κρυσταλλογραφικού ιστού	92
5.4.1.	Πραγματικό μέγεθος κόκκου	92
5.4.2.	Χάρτες IQ+CI.....	93
5.4.3.	Χάρτες Inverse Pole Figure	94
5.4.4.	Χάρτες Kernel Average Misorientation.....	96
5.4.5.	Χάρτες Geometrically Necessary Dislocation Density.....	98
5.4.6.	Orientation distribution function	99
	Συζήτηση - Συμπεράσματα - Προτάσεις	103
6.	Γενικές παρατηρήσεις, σχόλια και συμπεράσματα	105

6.1.	Συζήτηση επί των αποτελεσμάτων	105
6.2.	Συμπεράσματα.....	107
6.3.	Προτάσεις για περαιτέρω έρευνα	107
	Αναφορές	109

Ευχαριστίες

Ευχαριστώ θερμά τον καθηγητή μου κ. Dr. – Ing. Σπ. Παπαευθυμίου για την πολύτιμη καθοδήγησή του, την άψογη συνεργασία και την υποστήριξη της εκπόνησης της διπλωματικής μου εργασίας στην εταιρεία «ΕΛΚΕΜΕ Α.Ε.» και στην εταιρία «Σωληνουργεία Κορίνθου Α.Ε.»

Ευχαριστώ θερμά τη διοίκηση της εταιρείας «ΕΛΚΕΜΕ Α.Ε.» και συγκεκριμένα τους κ.κ. Κ. Δανηλίδη, Αθ. Μηλιώκα, Γ. Πανταζόπουλο, που επέτρεψαν τη διενέργεια εργαστηριακών δοκιμών στο πλαίσιο της διπλωματικής μου εργασίας χρησιμοποιώντας τις εγκαταστάσεις της εταιρείας.

Ευχαριστώ θερμά τους ανθρώπους της «Σωληνουργεία Κορίνθου» και συγκεκριμένα τους κ.κ. Α. Κοτζάκαρη, Αθ. Ταζεδάκη, Ε. Δουρδούνη, Χ. Παλάγκα, παραχώρησαν υλικό και επέστρεψαν τη μελέτη στο πλαίσιο της διπλωματικής εργασίας μου.

Ευχαριστώ τον κ. Ε. Γαβαλά, υποψήφιο διδάκτορα Ε.Μ.Π., για την βοήθεια στην διαμόρφωση της διπλωματικής εργασίας μου και την συμφοιτήτρια μου Μ. Μπουζούνη για τις εύστοχες παρατηρήσεις της και την επιστημονική συζήτηση.

Ευχαριστώ τον κ. Α. Ρίκο για την τεχνική εκπαίδευση και την βοήθειά του σε ό,τι χρειάστηκα εντός του εργαστηρίου. Ιδιαίτερα και κυρίως ευχαριστώ τον κ. Αθ. Βαζιρβανίδη, υπεύθυνο εργαστηρίου μεταλλογραφίας του ΕΛΚΕΜΕ, με τον οποίο είχα τη χαρά να συνεργάζομαι καθημερινά, για την επιστημονική συζήτηση και τις εύστοχες παρατηρήσεις του.

Λίστα εικόνων

- Εικόνα 1.1:** Απαιτήσεις των χαλύβων υψηλής αντοχής για εφαρμογές σε αγωγούς πετρελαίου και φυσικού αερίου [19]. 28
- Εικόνα 1.2:** Η ανάπτυξη των μικροκραματωμένων χαλύβων από το 1940 έως τώρα [20]29
- Εικόνα 1.3:** Η εξέλιξη των διαφόρων ποιοτήτων χάλυβα για αγωγούς σε σχέση με την εξέλιξη των μικροκραματωμένων χαλύβων [21]. 29
- Εικόνα 1.4:** Οπτική μικρογραφία συγκολλημένου μετάλλου, με μαρτενσίτη μετά από βαφή και αλλοτριόμορφο φερρίτη (λευκή περιοχή) κατά μήκος των ορίων των κόκκων του ωστενίτη [41] 32
- Εικόνα 1.5:** Ηλεκτρονική μικρογραφία χάλυβα μεσαίου άνθρακα με περλίτη [42]..... 32
- Εικόνα 1.6:** Εικόνες μπαινίτη. Κατανομή σωματιδίων σεμενίτη ανάμεσα στα λεπτά δισκία φερρίτη σε ανώτερο μπαινίτη (αριστερή εικόνα). Κατώτερος μπαινίτης από ισοθερμοκρασιακό μετασχηματισμό για μικρό χρονικό διάστημα (435° C, 10 λεπτά) σε Fe-0,3C-4,08Cr κ.β. (δεξιά εικόνα) [40]..... 33
- Εικόνα 1.7:** Μικροδομή αλλοτριόμορφου φερρίτη και βελλονοειδή φερρίτη [41]..... 34
- Εικόνα 1.8:** Εικόνα φωτεινού πεδίου μαρτενσίτη και υπολειπόμενου ωστενίτη σε υψηλά κραματωμένο χάλυβα [46]..... 35
- Εικόνα 1.9:** Φωτογραφία οπτικής μικροσκοπίας της θερμικά επηρεασμένης ζώνης ανθρακομαγγανιούχου χάλυβα από συγκόλληση. Τα καρβίδια φαίνονται με μαύρο χρώμα, οι νησίδες μαρτενσίτη-ωστενίτη με άσπρο και ο φερρίτης με γκρι [48]..... 35
- Εικόνα 1.10:** Σύνοψη της παραγωγής των χαλύβων υψηλής αντοχής χαμηλής κραμάτωσης για αγωγούς σε Ευρώπη, Αμερική και Ιαπωνία [51]..... 36
- Εικόνα 1.11:** Σχηματική αναπαράσταση της επίδρασης της επιταχυνόμενης απόψυξης στο μέγεθος της μικροδομής προϊόντων χάλυβα χαμηλού άνθρακα χαμηλών κραματικών προσθηκών κατά την ελεγχόμενη έλαση [52]. 38
- Εικόνα 1.12:** Επίδραση του μεγέθους κόκκου του φερρίτη στις ιδιότητες του χάλυβα [71]. 45
- Εικόνα 1.13:** Σύγκριση των γινομένων διαλυτότητας των καρβιδίων και των νιτριδίων [20]. 49
- Εικόνα 2.1:** Σχηματική αναπαράσταση της διαδικασίας συνεχούς ψυχρής διαμόρφωσης του ελάσματος σε σωλήνα [79]. 52
- Εικόνα 2.2:** Σχηματική αναπαράσταση της διαδικασίας της αυτογενούς επαγωγικής συγκόλλησης με υψίσυχνα ρεύματα (μεγάλο σχήμα αριστερά) και της διαδρομής του υψίσυχνου ρεύματος (μικρό σχήμα δεξιά) [76]. Το σημείο P δείχνει το σημείο συγκόλλησης..... 53
- Εικόνα 2.3:** Αναπαράσταση των ποικίλων διατάξεων ρόλων πίεσης που χρησιμοποιούνται στην συγκολλητική μηχανή σωλήνων [78]. 54

- Εικόνα 2.4:** Ιδανική σχέση των δυο ακρών προς συγκόλληση παράλληλα και κάθετα (πάνω αριστερά). Η ηλεκτρομαγνητική δύναμη εκτοξεύει τηγμένο μέταλλο κατά τη διάρκεια της συγκόλλησης με υψίσυχο ρεύμα (πάνω δεξιά). Αναντιστοιχισμένες άκρες σε κάθετη διεύθυνση (κάτω αριστερά). Γωνιακά αναντιστοιχισμένες άκρες (κάτω δεξιά) [78]..... 55
- Εικόνα 2.5:** Θερμικές κατεργασίες μετά την συγκόλληση α) διπλής ανόπτησης με ενδιάμεση ψύξη (βαφή), β) ανόπτησης και επαναφοράς με ενδιάμεση ψύξη (βαφή), γ) μονής ανόπτησης. δ) Διάταξη σταθμού θερμικής κατεργασίας σωλήνα μετά από συγκόλληση [96] 59
- Εικόνα 3.1:** Σχηματική αναπαράσταση της αντοχής σε θραύση μετάλλων χωροκεντρομένου κυβικού πλέγματος σε συνάρτηση με την θερμοκρασία [97]. 61
- Εικόνα 3.2:** Σχηματική αναπαράσταση της επίδρασης της θερμοκρασίας και της ταχύτητας παραμόρφωσης στο όριο διαρροής και όριο θραύσης [98]. 62
- Εικόνα 3.3:** Επιφάνεια όλκιμης θραύσης σε μικρή μεγέθυνση (αριστερά) και μεγάλη μεγέθυνση (δεξιά), όπου φαίνονται μικροοπές (micro-voids) να δημιουργούνται από σωματίδια σφαιροειδών καρβιδίων [99]. 63
- Εικόνα 3.4:** Επιφάνεια ψαθυρής θραύσης σε μικρή μεγέθυνση (αριστερά) και μεγάλη μεγέθυνση (δεξιά), όπου φαίνονται η όψη (facet) του σχισμού που έχει δημιουργηθεί από ύπαρξη σωματιδίου νιτριδίου του τιτανίου και οι σχηματισμοί τύπου ποταμιού (river lines) που φαίνεται ότι έχουν σχηματιστεί με αρχή το σωματίδιο. 64
- Εικόνα 3.5:** Σχηματική αναπαράσταση της διαφοροποίησης του ορίου διαρροής και ορίου θραύσης σε σχέση με την θερμοκρασία. Ως T_{6Y} αναφέρεται η γενικευμένη θερμοκρασία διαρροής [99]. 64
- Εικόνα 3.6:** Σχηματική αναπαράσταση όπου φαίνονται τα διαφορετικά βήματα της θραύσης μέσω σχισμού. Βήμα 1: Δημιουργία μικρορωγμών λόγω χαρακτηριστικών της μικροδομής, Βήμα 2: Διάδοση της μικρορωγμής εγκάρσια της διεπιφάνειας σωματιδίου-μήτρας, Βήμα 3: Διάδοση της μικρορωγμής εγκάρσια στα όρια κόκκων μητρικού υλικού - μητρικού υλικού [103]. 65
- Εικόνα 3.7:** Επίδραση του πάχους του καρβιδίου στην θερμοκρασία μετάβασης από την όλκιμη στην ψαθυρή θραύση [109]. 66
- Εικόνα 3.8:** Η επίδραση των εγκλεισμάτων στην αντοχή κρούσης κατά Charpy στο συγκολλημένο μέταλλο [111] 66
- Εικόνα 3.9:** Διαφορετικά στοιχεία κρυσταλλογραφικού ιστού χάλυβα υψηλής αντοχής χαμηλής κραμάτωσης για γωνία $\phi_2 = 45^\circ$ εγκάρσια στον χώρο του Euler [99]. 69
- Εικόνα 3.10:** Διαφοροποίηση των θερμοκρασιακών καμπύλων μετάπτωσης σε διαφορετικού προσανατολισμού δείγματα [123]. 70
- Εικόνα 4.1:** Σχηματική αναπαράσταση των διαστάσεων των πλήρους μεγέθους δοκιμίων Charpy 75

Εικόνα 4.2: Σχηματική αναπαράσταση του δείγματος από τον σωλήνα σε σχέση με την συγκόλληση, η δευθυσση της έλασης είναι παραλληλη με τη δευθυσση συγκόλλησης (πάνω) και κατεύθυνση του δοκιμίου Charpy με την εγκοπή [93]..... 75

Εικόνα 4.3: Σχηματική αναπαράσταση δείγματος Charpy και τεχνικές παρατηρήσεις που έγιναν σε κάθε περιοχή. Στον άξονα σημειώνονται: RD=διεύθυνση έλασης, WD=διεύθυνση συγκόλλησης, WT=πάχος σωλήνα, PD=διάμετρος σωλήνα 76

Εικόνα 5.1: Εικόνες οπτικής μικροσκοπίας που δείχνουν σφαιροειδή εγκλείσματα στην α) ζώνη συγκόλλησης κοντά, β) ανοπτημένη θερμικά επηρεασμένη ζώνη, γ) μέταλλο βάσης, δ) Εικόνα ηλεκτρονική μικροσκοπίας που δείχνει σφαιροειδές εγκλείσμα και Φάσματα διασποράς ενέργειας για ε) σφαιροειδές οξειδίο και ζ) σχεδόν σφαιροειδές σουλφίδιο του μαγγανίου .. 83

Εικόνα 5.2: Εικόνες οπτικής μικροσκοπίας που δείχνουν νιτρίδια του τιτανίου στην α) ζώνη συγκόλλησης κοντά, β) ανοπτημένη θερμικά επηρεασμένη ζώνη, γ) μέταλλο βάσης, δ) Εικόνα ηλεκτρονικής μικροσκοπίας που δείχνει νιτρίδιο του τιτανίου και Φάσμα διασποράς ενέργειας για νιτρίδιο του τιτανίου 85

Εικόνα 5.3: Εικόνες οπτικής μικροσκοπίας που δείχνουν τις ζώνες περλίτη α) και γ) στη ζώνη συγκόλλησης, β) και δ) κοντά στη ζώνη συγκόλλησης, ε) κοντά στο μέταλλο βάσης και ζ) στο μέταλλο βάσης 86

Εικόνα 5.4: Εικόνες ηλεκτρονικής μικροσκοπίας που δείχνουν τη μορφολογία φερριτοπερλιτικής δομής, α) και β) κοντά στη ζώνη συγκόλλησης, γ) και δ) στην ανοπτημένη θερμικά επηρεασμένη ζώνη και ε) και ζ) στο μέταλλο βάσης 87

Εικόνα 5.5: Μικροσκληρότητες δοκιμίων από τη ζώνη συγκόλλησης έως το μέταλλο βάσης ανά 2mm 88

Εικόνα 5.6: Εικόνες οπτικής μικροσκοπίας των α) άνω όγκιμου προφίλ, β) ψαθυρού προφίλ και γ) κάτω όγκιμου προφίλ 89

Εικόνα 5.7: Εικόνες ηλεκτρονικής μικροσκοπίας/θραυστογραφίας για την άνω όγκιμη επιφάνεια των α) δοκίμιο 1, β) δοκίμιο 2, γ) δοκίμιο 3, δ) δοκίμιο 4, ε) δοκίμιο 5 και ζ) δοκίμιο 6 90

Εικόνα 5.8: Εικόνες ηλεκτρονικής μικροσκοπίας/θραυστογραφίας για την ψαθυρή επιφάνεια των α) δοκίμιο 1, β) δοκίμιο 2, γ) δοκίμιο 3, δ) δοκίμιο 4, ε) δοκίμιο 5 και ζ) δοκίμιο 6..... 91

Εικόνα 5.9: Εικόνες ηλεκτρονικής μικροσκοπίας/θραυστογραφίας για την κάτω όγκιμη επιφάνεια των α) δοκίμιο 1, β) δοκίμιο 2, γ) δοκίμιο 3, δ) δοκίμιο 4, ε) δοκίμιο 5 και ζ) δοκίμιο 6 92

Εικόνα 5.10: Χάρτες IQ+CI για α) δοκίμιο 1, β) δοκίμιο 2, γ) δοκίμιο 3, δ) δοκίμιο 4, ε) δοκίμιο 5, ζ) δοκίμιο 6, η) μέταλλο βάσης, θ) ανοπτημένη θερμικά επηρεασμένη ζώνη με τα υπομνήματα τους..... 94

Εικόνα 5.11: Χάρτες Inverse pole figure για α) δοκίμιο 1, β) δοκίμιο 2, γ) δοκίμιο 3, δ) δοκίμιο 4, ε) δοκίμιο 5, ζ) δοκίμιο 6, η) μέταλλο βάσης, θ) ανοπτημένη θερμικά επηρεασμένη ζώνη, (i) χρωματικό υπόμνημα επιπέδων 96

Εικόνα 5.12: Χάρτες Kernel Average Misorientation για α) δοκίμιο 1, β) δοκίμιο 2, γ) δοκίμιο 3, δ) δοκίμιο 4, ε) δοκίμιο 5, ζ) δοκίμιο 6, η) μέταλλο βάσης, θ) ανοπτημένη θερμικά επηρεασμένη ζώνη..... 98

Εικόνα 5.13: Χάρτες Geometrically Necessary Dislocation Density για α) δοκίμιο 1, β) δοκίμιο 2, γ) δοκίμιο 3, δ) δοκίμιο 4, ε) δοκίμιο 5, ζ) δοκίμιο 6, η) μέταλλο βάσης, θ) ανοπτημένη θερμικά επηρεασμένη ζώνη..... 99

Εικόνα 5.14: Orientation distribution function για α) δοκίμιο 1, β) δοκίμιο 2, γ) δοκίμιο 3, δ) δοκίμιο 4, ε) δοκίμιο 5, ζ) δοκίμιο 6, η) μέταλλο βάσης, θ) ανοπτημένη θερμικά επηρεασμένη ζώνη, (ι) υπόμνημα γωνιών Euler..... 101

Λίστα Πινάκων

Πίνακας 1: Σύνοψη σταδίων θερμομηχανικής έλασης, τυπικές θερμοκρασίες και χαρακτηριστικά [4], [8].....	39
Πίνακας 2: Παραγόμενες μικροδομές χρησιμοποιώντας διαφορετικές διεργασίες και ποιότητες χαλύβων για αγωγούς. Με (*) σημειώνονται οι προς ανάπτυξη ή αναπτυσσόμενες μικροδομές [4], [8].....	39
Πίνακας 3: Επίδραση των κραματικών στοιχείων στις ιδιότητες του χάλυβα [67].	42
Πίνακας 4: Επίδραση των παραμέτρων χημικής σύστασης και διεργασίας στα χαρακτηριστικά της μικροδομής που ευνοούν την υψηλή δυσθραυστότητα σε κρούση και την χαμηλή θερμοκρασία μετάβασης [99].....	68
Πίνακας 5: Στοιχεία παραγωγής και δοκιμής κρούσης των δειγμάτων	81
Πίνακας 6: Χημικές συστάσεις δειγμάτων	81
Πίνακας 7: Χημικές συστάσεις φασμάτων εικόνας 5.1 (ε) και (ζ) αντίστοιχα	84
Πίνακας 8: Χημική σύσταση νιτριδίου του τιτανίου	85
Πίνακας 9: Ποσοστά και έκταση επιφανειών θραύσης	88
Πίνακας 10: Πραγματικό μέγεθος κόκκου προσδιορισμένο μέσω της τεχνικής EBSD ...	92

Εισαγωγή

Οι σύγχρονες ανάγκες για ενέργεια έχουν οδηγήσει την βιομηχανία πετρελαίου να αναζητάει πηγές εξόρυξης σε όλα τα μήκη και πλάτη του πλανήτη με αποτέλεσμα η μεταφορά των προϊόντων της να είναι ολοένα και πιο απαιτητική [1], [2]. Εδώ καλούνται οι κατασκευαστές αγωγών πετρελαίου και φυσικού αερίου να αντεπεξέλθουν στις νέες απαιτήσεις, οι οποίες περιλαμβάνουν την λειτουργικότητα, την ακεραιότητα και την ασφάλεια με ταυτόχρονη αύξηση της πίεσης λειτουργίας για μεταφορά μεγαλύτερου όγκου προϊόντος και τη λειτουργία σε περιβάλλον με υπομηδενικές θερμοκρασίες [1], [2]. Όλες αυτές οι απαιτήσεις επιτυγχάνονται και βελτιώνονται με τη συνεχή βελτίωση των σύγχρονων μεθόδων παραγωγής χάλυβα, τεχνικών έλασης, κατασκευής και επιθεώρησης σωλήνων. Η τεχνολογία χαλύβων υψηλής αντοχής χαμηλής κραμάτωσης σε συνδυασμό με την τεχνική αυτογενούς συγκόλλησης ευθείας ραφής υψίσυχνων ρευμάτων με επαγωγή δημιουργούν μια ενδιαφέρουσα και σχετικά οικονομική λύση παραγωγής σωλήνων με βελτιωμένες ιδιότητες, σε σύγκριση με σωλήνες ανοξειδωτού χάλυβα χωρίς ραφή [3], [4]. Η μεταλλουργική έρευνα πάνω στον σχεδιασμό κραμάτων χάλυβα μέσω επιλεγμένης προσθήκης κραματικών στοιχείων, διερεύνησης των μετασχηματισμών των φάσεων, καθώς και η κατανόηση των υπάρχων τεχνικών και η βελτίωση τους, όπως η μέθοδος απαερίωσης του χάλυβα κατά την τήξη, η θερμομηχανική έλαση, η συγκόλληση υψίσυχνων ρευμάτων με επαγωγή και οι θερμικές κατεργασίες ανόπτησης, βαφής και επαναφοράς έχουν οδηγήσει σε προϊόντα με κατά πολύ αυξημένες μηχανικές ιδιότητες, με πιο σημαντική από αυτές για τους αγωγούς μεταφοράς φυσικού αερίου και πετρελαίου την δυσθραυστότητα και την θερμοκρασιακή της μετάπτωση από την όλκιμη στην ψαθυρή θραύση [1], [2], [3], [4], [5], [6], [7], [8], [9].

Το μεγάλο μεγαλύτερο όριο διαρροής, η μεγαλύτερη δυσθραυστότητα για χαμηλές θερμοκρασίες και ο μεγάλος βαθμός συγκολλησιμότητας αποτελούν τις κύριες ανάγκες για βελτίωση των χαλύβων της σωληνουργίας [10]. Αυτοί οι κυριότεροι στόχοι επιτεύχθηκαν μέσω των διάφορων μικροδομών, που απαντώνται στους χάλυβες της σωληνουργίας, οι οποίοι βασίζονται σε χαμηλή περιεκτικότητα σε άνθρακα μέσω μικροκραμάτωσης και θερμομηχανικής έλασης [4], [11]. Οι πρώτοι χάλυβες ήταν οι X42 και X52 με όρια διαρροής από 289 έως 358 MPa με μικροδομές φερριτοπερλιτικές με μέτριες ποσότητες διεσπαρμένου περλίτη. Έπειτα ακολούθησαν οι ποιότητες χάλυβα X60 έως X70 με όρια διαρροής από 413 έως 482 MPa με μικροδομές φερριτοπερλιτικές με χαμηλά επίπεδα διεσπαρμένου περλίτη, όπου επιτεύχθηκαν μέσω μικροκραμάτωσης και τεχνολογίας θερμομηχανικής έλασης εκμεταλλευόμενοι, κυρίως, τον μηχανισμό σκλήρωσης μέσω εκλέπτυνσης κόκκου [12], [13]. Επόμενοι ήταν οι χάλυβες X80 και X100 με όρια διαρροής 551 και 689 MPa αντίστοιχα, σημαντικές κραματικές προσθήκες χαλκού, χρωμίου, νικελίου, μολυβδαινίου και βορίου και με μικροδομές φερρίτη-μπαινίτη ή επαναφερμένο μπαινίτη και μαρτενσίτη για τον πρώτο [14], [15], ενώ για τον δεύτερο κυρίως φερρίτη-μπαινίτη [8]. Η εξέλιξη αυτή έχε φτάσει σήμερα στην δημιουργία χάλυβα X120 με όριο διαρροής 827 MPa και με μικροδομές κατώτερου μπαινίτη ή επαναφερμένων πλακιδίων μαρτενσίτη [1].

Η συγκόλληση υψίσυχνων ρευμάτων με επαγωγή έχει πολλές άριστες ιδιότητες όπως στενή ζώνη τήξης, απουσία οξειδίων και ακρίβεια στις διαστάσεις του σχήματος της [6]. Η τεχνολογία σχεδιασμού του υλικού, της διαδικασίας κατασκευής και του ποιοτικού ελέγχου, που χρησιμοποιούνται για την παραγωγή σωλήνων HFW (high frequency welding) έχει προοδεύσει σημαντικά μέσω έρευνας και ανάπτυξης τεχνολογίας με την πάροδο του χρόνου. Ως αποτέλεσμα αυτοί οι σωλήνες χρησιμοποιούνται ευρέως σε εφαρμογές στον τομέα της ενέργειας και υποθαλάσσιων κατασκευών [2], [3]. Πρόσφατα, η ζήτηση για σωλήνες HFW με καλή δυσθραυστότητα σε χαμηλές θερμοκρασίες έχει αυξηθεί λόγω της επέκτασης του κλάδου ενέργειας σε περιοχές με υπομηδενικές θερμοκρασίες. Η δυσθραυστότητα της ραφής συγκόλλησης των συμβατικών σωλήνων HFW χειροτερεύει σε τέτοιο περιβάλλον ακραίων συνθηκών [2], [3], [6].

Σκοπός της παρούσας διπλωματικής εργασίας είναι να διερευνηθούν οι παράγοντες, από τους οποίους εξαρτάται η δυσθραυστότητα σε υπομηδενικές θερμοκρασίες χαλύβων υψηλής αντοχής χαμηλής κραμάτωσης ποιότητας X60, X65 και X70, που έχουν συγκολληθεί με τεχνική αυτογενούς συγκόλλησης υψίσυχνων ρευμάτων με επαγωγή και συνοδεύεται από διπλή θερμική κατεργασία ανόπτησης με ενδιάμεση ψύξη.

Περίληψη

Στην παρούσα διπλωματική εργασία διερευνήθηκαν οι λόγοι, που συντελούν στη χαμηλή δυσθραυστότητα σε υπομηδενικές θερμοκρασίες στη ζώνη συγκόλλησης σωλήνα προερχόμενου από αυτογενή συγκόλληση υψίσυχνων ρευμάτων. Για τον σκοπό αυτό, μελετήθηκαν έξι δείγματα Charpy χάλυβα υψηλής αντοχής χαμηλής κραμάτωσης ποιότητας X60, X65 και X70, που προέρχονται από αυτή τη διαδικασία παραγωγής σωλήνα. Η μελέτη περιλαμβάνει χαρακτηρισμό της μικροδομής μέσω μεταλλογραφικής εξέτασης σε οπτικό μικροσκόπιο, ηλεκτρονικό μικροσκόπιο και φασματοσκοπία ενεργειακής διασποράς ακτίνων Χ, ανάλυση θραυστογραφίας με την βοήθεια του ηλεκτρονικού μικροσκοπίου και ανάλυση του κρυσταλλογραφικού ιστού με την χρήση της τεχνικής περίθλασης οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων. Στην παρούσα μελέτη τα εγκλείσματα, τα νιτρίδια του τιτανίου και το μέγεθος κόκκου δεν φαίνεται να είναι οι αιτίες της χαμηλής δυσθραυστότητας σε υπομηδενικές θερμοκρασίες. Αντίθετα, οι ζώνες περλίτη και τα επίπεδα (100) θραύσης σχισμού παράλληλα στην διάδοση της ρωγμής έχουν σημαντικό ρόλο.

Abstract

In the present diploma thesis the factors, which conduce to low toughness at subzero temperature are investigated in the fusion line of high frequency induction welded pipe specimens. For this purpose, three Charpy V-Notch specimens of high strength low alloy steel grade X60, X65, X70, which arose from this pipe manufacturing process were examined and studied thoroughly. The study included microstructural characterization by means of metallographic examination with light optical microscopy, scanning electron microscopy and energy dispersive X-ray spectroscopy, fractography analysis by means of scanning electron microscopy and crystallographic texture analysis by means of electron backscatter diffraction technique. In the present study, the inclusions, i.e. the titanium nitrides, and the grain size do not seem to be the reasons behind low toughness. On the contrary, pearlite banding and (100) cleavage planes parallel to propagation cracking show to have an important role to low toughness.

Synopsis

Study of high frequency induction welded specimens of high strength steels for natural gas and oil pipe applications

Pipeline's strength has increased steadily during the past 40 years as metallurgical practices and manufacturing techniques have evolved in response to the demands of the marketplace. Technical requirements and expectations have escalated continuously as both the oil and gas industry and pipe production have become fully internationalized and very competitive. It cannot be argued that pipeline instability and reliability have simultaneously improved due to impressive improvements in steelmaking, rolling, pipe manufacturing and inspection technologies. Despite this, adoptions of new grades representing increments in strength have been impeded by tangible and intangible factors.

Available yield strength levels have doubled in the past 50 years from the X42 to X52 (289 - 358 MPa) range in 1950 to 100 ksi (689 MPa) and above. The early high strength steels were based on heat treatment of vanadium microalloyed steel, whereas more recent steels up to the present day are based on thermomechanical processing of low carbon complex steel compositions, which universally depend on the beneficial effects in grain refinement of niobium during hot rolling. The adoption dates for new or even improved steels have lagged the initial developments by between 10 and 15 years. This can be traced to conservatism in the pipeline industry as well as the time it takes to develop the data necessary to support the end user design and safety concerns. The inertia concerning the adoption rate has held despite seemingly impatient or irresistible demands of the marketplace.

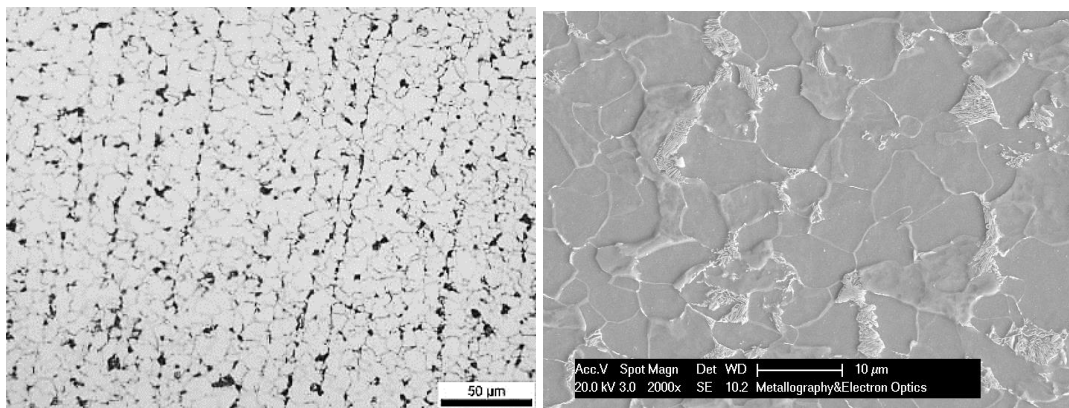
Ferrite–pearlite steel, which has 0.1~0.2 wt% carbon and micro alloying elements such as niobium, titanium and vanadium for strength hardening, is used to make steel stronger than the X70 grade. Usually, it shows the banding of pearlite–rich and ferrite–rich area. It was developed at 1950s, but still widely used with improvements resulting from better controlled rolling technologies. Acicular ferrite steel has also been known for some time but this microstructure can now be produced economically in low carbon (0.02 ~ 0.08 wt% C) steel due to the development of the RH (Rheinstahl and Heraeus) refining process. This process is used to make steels mechanically superior to the X70 grade. Multiphase steel has bainite, martensite, retained austenite and carbonitride in the ferrite matrix. It is used to make alloys exceeding the specifications of the X100 grade.

High-frequency induction welded steel pipes have many excellent properties, such as a clean skin surface and accuracy of shape dimensions. The material design, manufacturing processes, and quality control technology used in the HFW steel pipe production have been significantly advanced by research and technological developments throughout the years. As a result, these pipes are used in wide applications including the energy field, machine structures, and ordinary piping. In recent years, the demand for the HFW pipes with low-temperature toughness has been increased with increasing the cold-region natural gas and

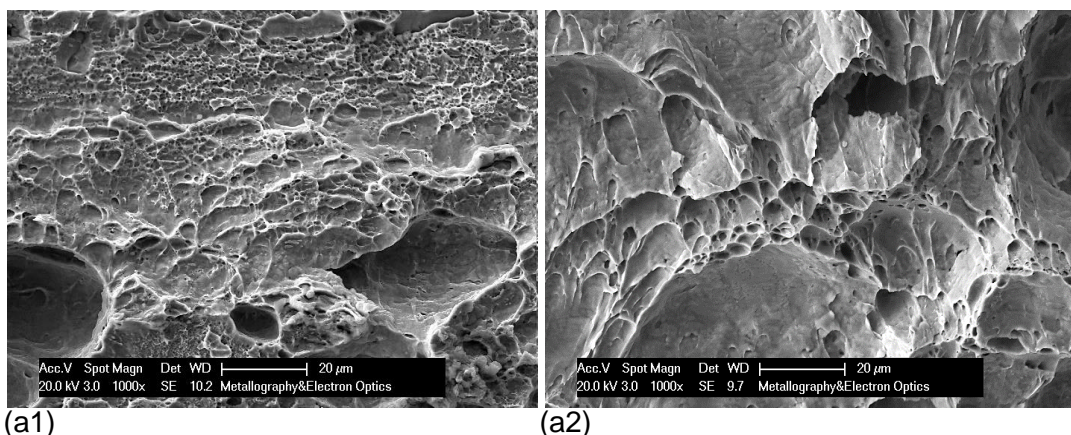
oil field. The weld seam toughness of conventional HFW pipes deteriorates in such severe environment.

Nevertheless, the investigation of the factors affecting low toughness in low temperature, which is the purpose of this diploma thesis, is very important. Aiming to that, a study was conducted, which includes microstructural characterization by means of metallographic examination in light optical microscopy, scanning electron microscopy and energy dispersive X-ray spectroscopy, fractography analysis by means of scanning electron microscopy and crystallographic texture analysis by means of electron backscatter diffraction technique.

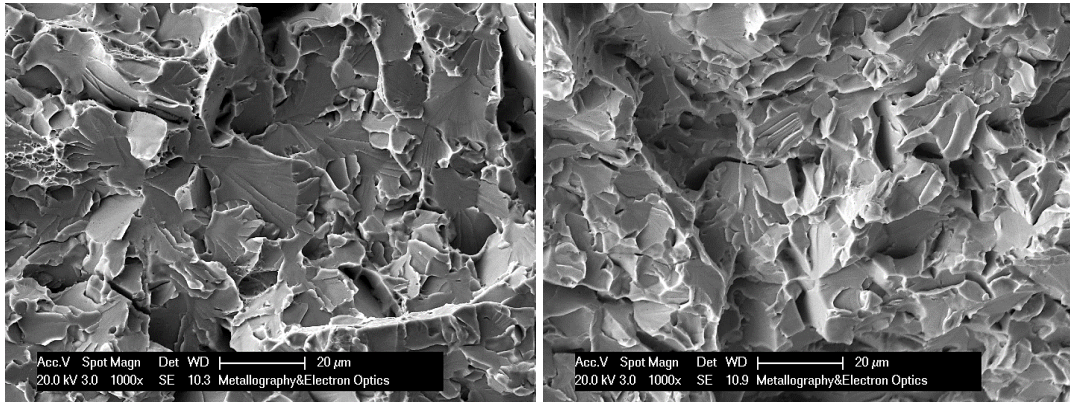
The most important results are presented indicatively in the figures below for specimen 1 with CVN toughness 18J, length of initial ductile zone 0,3mm and 73% cleavage area and for specimen 2 with CVN 97J, length of initial ductile zone 3,3mm and 24% cleavage area. Both specimens are X65 steel grade and tested at 0°C.



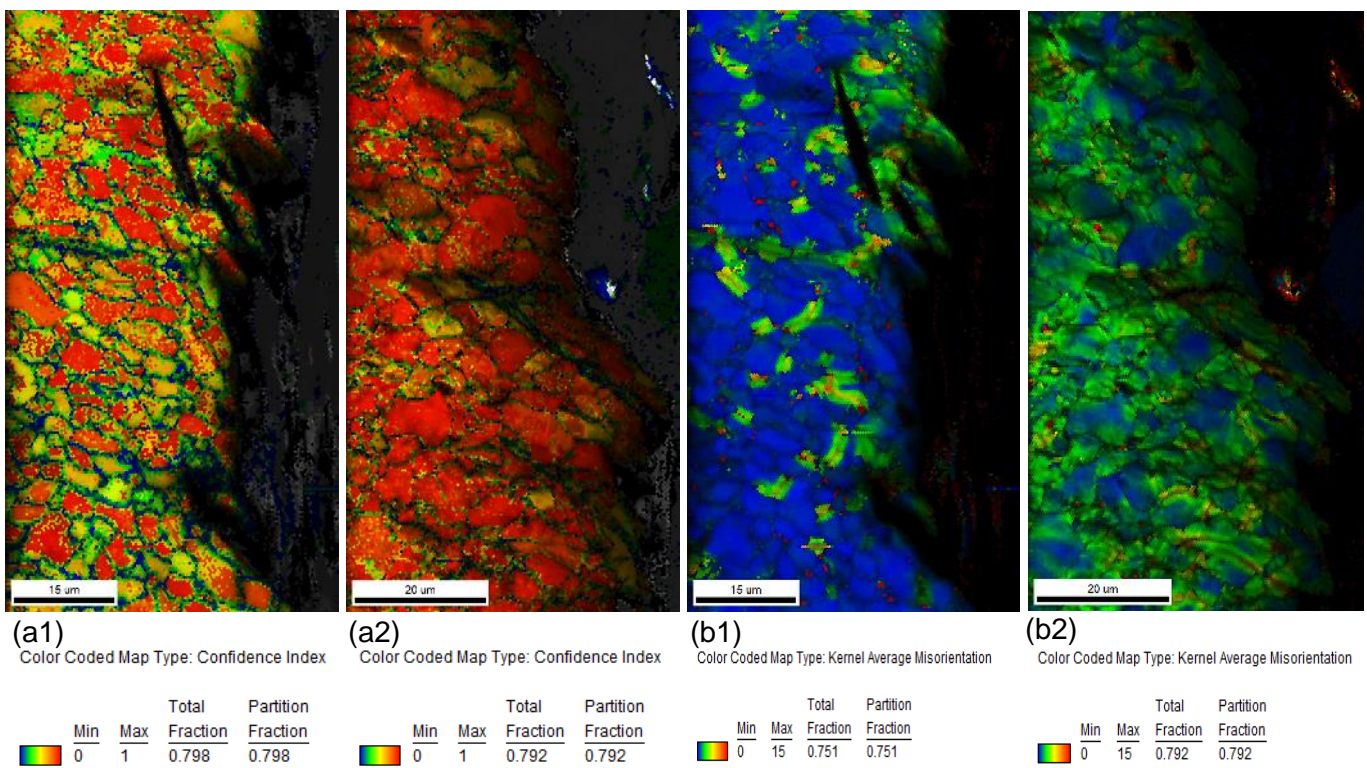
(a) Figure 1 a) Light optical microscopy image showing pearlite banding and b) Scanning electron microscopy image showing ferrite matrix with pearlite colonies and possibly proeutectoid cementite in ferrite grain boundaries



Μελέτη περιοχής διαδικασίας συγκόλλησης HFW χαλύβων υψηλής αντοχής για εφαρμογές αγωγών φυσικού αερίου / πετρελαίου.



(b1) (b2)
Figure 2 Electron fractography images. 'a' stands for initial ductile zone, 'b' stands for brittle zone. '1' stands for specimen 1, '2' stands for specimen 2



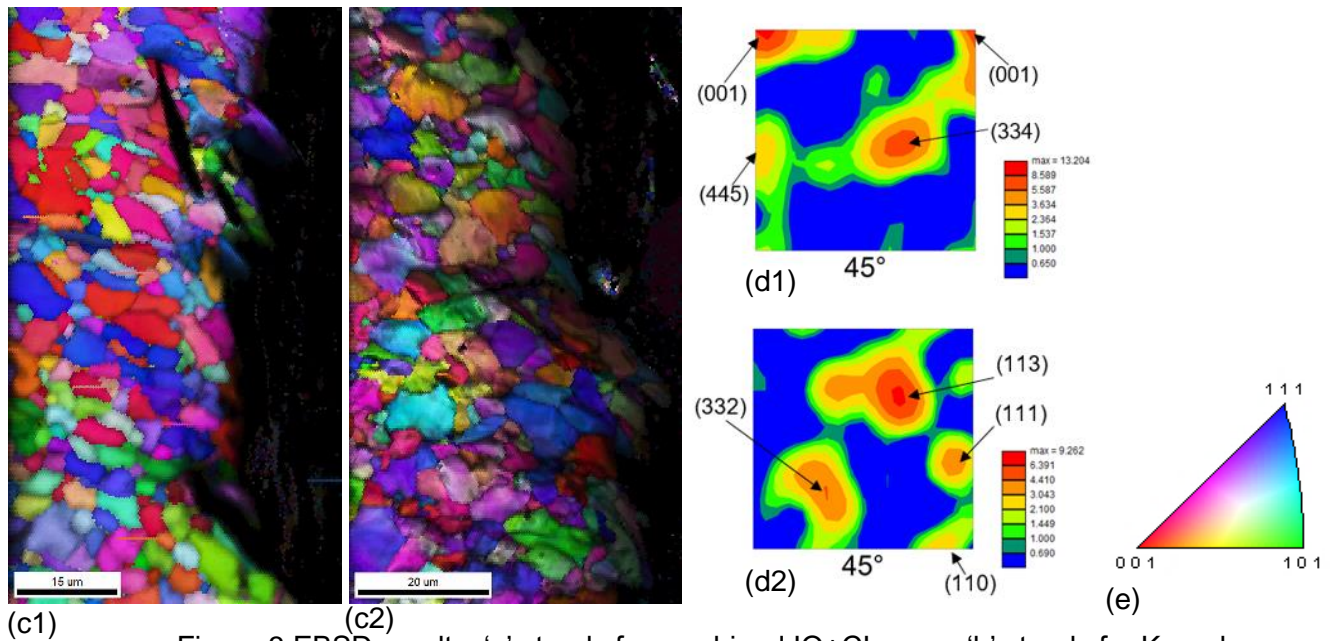


Figure 3 EBSD results. 'a' stands for combined IQ+CI maps, 'b' stands for Kernel Average misorientation maps, 'c' stands for Inverse Pole Figure maps, 'd' stands for Orientation Distribution Function and 'e' for Inverse Pole Figure legend. '1' stands for specimen 1, '2' stands for specimen 2

The inclusions and the grain size could not be correlated with the low toughness in low temperatures in this study, due to the fact that the inclusions are well dispersed and fine with spherical shape and the grain size has no fluctuations and is steady under 5μm.

The microstructure is characterized as ferrite-pearlite 90-10%. The presence of pearlite banding near the fusion line of weld is likely to have negative effect on toughness because of his position parallel to the fracture surface, as a result parallel to Charpy V-Notch cracking propagation.

Cleavage fracture was identically transgranular with typical secondary cracks in the transverse direction of the fractured surface. Ductile fracture is characterized by deep dimples typical of shear deformation, which shows the big amount of absorbed energy compatible with high CVN toughness.

The low CVN toughness specimen has a second phase in grain boundaries (possibly proeutectoid cementite), stresses in grain boundaries and high density of (100) cleavage planes. The high CVN toughness specimen has strains inside grains and high density of (110), (111) and (112) planes compatible with shear deformation.

The presence of pearlite banding, proeutectoid cementite and high density of (100) cleavage planes have a negative effect on toughness at low temperatures. The contribution of crystallographic texture to fracture mechanism and mechanical properties is remarkable.

Μέρος Πρώτο

Θεωρητικό υπόβαθρο – Βιβλιογραφική ανασκόπηση

Κεφάλαιο 1

1. Χάλυβες υψηλής αντοχής χαμηλής κραμάτωσης (HSLA steels)

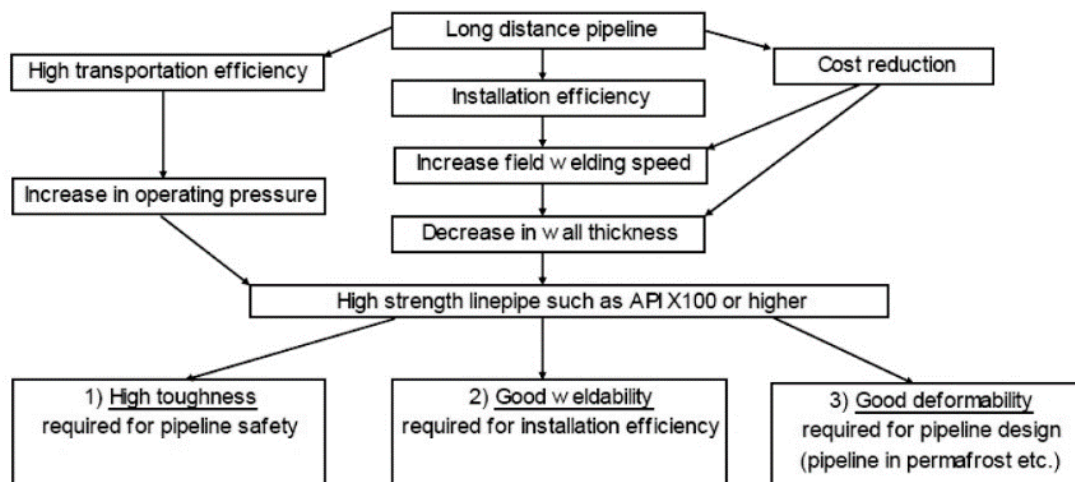
1.1. Ιστορία, χαρακτηριστικά και κατηγοριοποίηση χαλύβων HSLA

Στα τέλη του 1960 αναπτύχθηκαν οι χάλυβες υψηλής αντοχής χαμηλής κραμάτωσης ή μικροκραματωμένοι χάλυβες με στόχο να προσφέρουν καλύτερες μηχανικές ιδιότητες με/ή καλύτερη αντίσταση στην ατμοσφαιρική διάβρωση σε σχέση με τους κοινούς ανθρακούχους χάλυβες. Μέχρι τότε και για πολλά χρόνια, οι απλοί ανθρακομαγνανιούχοι, οι φερριτοπερλιτικοί χάλυβες χρησιμοποιούνταν ευρέως για δομικές εφαρμογές, καθώς και οι χάλυβες μεσαίου άνθρακα χαμηλής κραμάτωσης για μηχανολογικές εφαρμογές. Οι απαιτήσεις για χάλυβες υψηλής αντοχής αυξήθηκαν για συγκεκριμένους λόγους όπως : α) μεγαλύτερο όριο διαρροής για λεπτά τμήματα μεγαλύτερης φέρουσας ικανότητας, β) μεγαλύτερη αντίσταση σε ψαθυρή θραύση με χαμηλή θερμοκρασία μετάπτωσης σε δοκιμή κρούσης και γ) μεγάλο βαθμό συγκολλησιμότητας [10]. Επίσης, σημαντικό γεγονός στην άνοδο των μικροκραματωμένων χαλύβων είναι και η σχετική οικονομία, που προσφέρουν μέσω των κραματικών στοιχείων, τα οποία συνεισφέρουν σε μείωση του όγκου του απαιτούμενου υλικού με ταυτόχρονη άνοδο των μηχανικών ιδιοτήτων χωρίς υπέρμετρη αύξηση του κόστους (το βανάδιο και το νιόβιο είναι εύκολες προσθήκες στην τήξη κατά την παραγωγή χάλυβα) [4]. Έτσι, δημιουργήθηκε μια νέα γενιά χαλύβων βασισμένη σε χαμηλή περιεκτικότητα σε άνθρακα, επαρκή κραματικά στοιχεία, ώστε να επιτευχθούν οι απαραίτητες θερμοκρασίες μετάπτωσης και εκλέπτυνσης της μικροδομής μέσω μικροκραμάτωσης και θερμομηχανικής έλασης [11].

Οι χάλυβες υψηλής αντοχής χαμηλής κραμάτωσης χρησιμοποιούνται σε εφαρμογές αγωγών υψηλής πίεσης, ώστε να βελτιωθεί η ικανότητα μεταφοράς και η ασφάλεια του αγωγού. Χαλύβδινοι σωλήνες, που χρησιμοποιούνται για την μεταφορά φυσικού αερίου και πετρελαίου σε μεγάλες αποστάσεις, έγιναν ισχυρότεροι, ανθεκτικότεροι, μεγαλύτεροι και λεπτότεροι για μεταφορές υψηλών πιέσεων με ταυτόχρονη μείωση του κόστους. Ωστόσο, με την αύξηση της πίεσης λειτουργίας, μπορεί να μεταφερθεί μεγαλύτερος όγκος πετρελαίου ή αερίου σε δεδομένο χρόνο [16], [17]. Αυτό είχε ως αποτέλεσμα στην αναζήτηση χαλύβων μεγαλύτερης αντοχής για αγωγούς πετρελαίου και αερίου, καθιστώντας δυνατή την μείωση του πάχους τοιχώματος και τη διάμετρο του σωλήνα για δεδομένη πίεση. Περαιτέρω κίνητρα ώθησαν στην μείωση του κόστους κατασκευής και στην μείωση του όγκου των χαλύβδινων σωλήνων. Για παράδειγμα, μειώνοντας το πάχος τοιχώματος του σωλήνα μειώνεται και ο χρόνος κατασκευής, λόγω της εναπόθεσης του λιγότερου όγκου μετάλλου συγκόλλησης [18].

Τα επίπεδα αντοχής των αγωγών αυξάνονται όσο αυξάνονται και οι απαιτήσεις λειτουργίας και σε συνδυασμό με μεγάλα επίπεδα δυσθραυστότητας αντεπεξέρχονται τους

αγωγούς με μεγαλύτερα πάχη τοιχώματος και τα παγωμένα περιβάλλοντα, όπως οι αρκτικές περιοχές [19]. Οι απαιτήσεις πίσω από την ανάπτυξη υψηλής αντοχής χάλυβα για αγωγούς πετρελαίου και αερίου φαίνονται σχηματικά στην **Εικόνα 1.1**.



Εικόνα 1.1: Απαιτήσεις των χαλύβων υψηλής αντοχής για εφαρμογές σε αγωγούς πετρελαίου και φυσικού αερίου [20].

Σύμφωνα με το Αμερικανικό Ινστιτούτο Πετρελαίου (American Petroleum Institute) ο αναγραφόμενος αριθμός κάθε χάλυβα υψηλής αντοχής χαμηλής κραμάτωσης, για παράδειγμα X60, δείχνει το ελάχιστο όριο διαρροής σε ksi, δηλαδή 413 MPa κατά αντιστοιχία. Μια ιστορική αναδρομή της ανάπτυξης των χαλύβων για την βιομηχανία πετρελαίου από τα τέλη του 1960 έως τις αρχές του 1990 είναι η εξής:

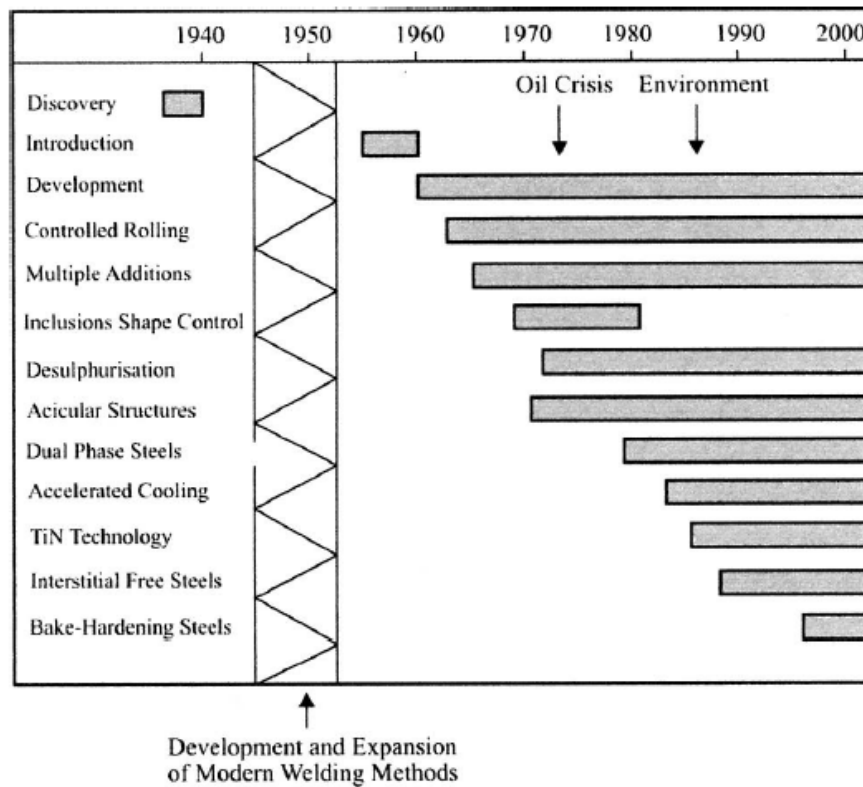
Ο χάλυβας API 5L X52 ήταν ο πρώτος υψηλής αντοχής χαμηλής κραμάτωσης που χρησιμοποιήθηκε για την μεταφορά πετρελαίου και αερίου. Η μικροδομή του αποτελούνταν, κυρίως, από φερρίτη και περλίτη με ποικίλες ποσότητες δισπαρμένου περλίτη.

Ο χάλυβας για αγωγούς API 5L X70 γενικά κατηγοριοποιείται ως φερριτοπερλιτικής δομής και εισάχθηκε για να ικανοποιήσει τις απαιτήσεις για μεγαλύτερη αντοχή και σκληρότητα [12]. Οι βελτιώσεις στις μηχανικές ιδιότητες επιτεύχθηκαν με τον συνδυασμό των μηχανισμών σκλήρωσης, της μικροκραμάτωσης και της τεχνολογίας θερμομηχανικής έλασης [13].

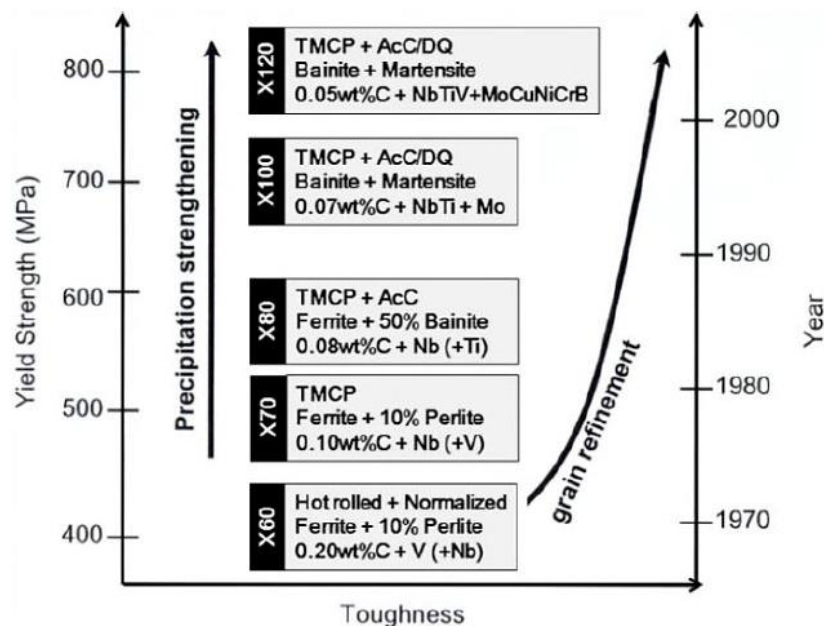
Ο χάλυβας για αγωγούς API 5L X80, ο οποίος λέγεται ότι αποτελείται από φερριτική/μπαινιτική μικροδομή [14] ή επαναφερμένο μπαινίτη και επαναφερμένο μαρτενσίτη [15]. Η χημική σύσταση του χάλυβα X80 βασίζεται στον χαμηλό άνθρακα και στα υψηλή περιεκτικότητα σε μαγγάνιο με τυπικές μικροκροκραματικές προσθήκες που περιέχουν νιόβιο και τιτάνιο ή νιόβιο και βανάδιο. Επιπρόσθετα κραματικά στοιχεία, όπως ο χαλκός, το χρώμιο, το νικέλιο, το μολυβδαίνιο και το βόριο παρουσιάζονται συχνά.

Εως σήμερα με τις εξελίξεις στους τομείς της παραγωγής χάλυβα, της έλασης, των σύγχρονων μεθόδων συγκολλήσεων, καθώς και με επιρροές από τις αγορές της πετροχημικής βιομηχανίας, των θαλάσσιων και υποθαλάσσιων εφαρμογών και των

περιβαλλοντικών επιπτώσεων οι μικροκραματωμένοι χάλυβες έχουν εξελιχθεί σύμφωνα με τις απαιτήσεις, το οποίο φαίνεται και χρονικά στην **Εικόνα 1.2** [21]. Στην **Εικόνα 1.3** φαίνεται η σχέση ιδιοτήτων με την εξέλιξη ανά τα χρόνια των ποιοτήτων χάλυβα για αγωγούς [22].



Εικόνα 1.2: Η ανάπτυξη των μικροκραματωμένων χαλύβων από το 1940 έως τώρα [21]



Εικόνα 1.3: Η εξέλιξη των διαφόρων ποιοτήτων χάλυβα για αγωγούς σε σχέση με την εξέλιξη των μικροκραματωμένων χαλύβων [22].

Σήμερα πια οι χάλυβες υψηλής αντοχής χαμηλής κραμάτωσης χωρίζονται σε έξι κατηγορίες [23], [24] :

- Χάλυβες σκληρυνόμενους στον αέρα, οι οποίοι περιέχουν μικρά ποσοστά κραματικών στοιχείων όπως χαλκό και φώσφορο για βελτίωση της αντίστασης στην ατμοσφαιρική διάβρωση και για σκλήρωση μέσω στερεού διαλύματος αντικατάστασης και παρεμβολής.
- Μικροκραματωμένοι φερριτοπερλιτικοί χάλυβες με πολύ μικρές (γενικά μικρότερες από 0,1% κ.β.) προσθήκες ισχυρών καρβιδιογόνων ή καρβονιτριδιογόνων στοιχείων όπως το νιόβιο, το βανάδιο και/ή το τιτάνιο, για σκλήρωση με κατακρήμνιση, εκλέπτυνση κόκκου και πιθανόν έλεγχο των θερμοκρασιών μετασχηματισμού.
- Περλιτικοί χάλυβες ως προϊόντα έλασης, οι οποίοι μπορεί να περιέχουν τους ανθρακομαγγανιούχους χάλυβες με μικρές προσθήκες από άλλα κραματικά στοιχεία για να επαυξήσουν την αντοχή, τη δυσθραυστότητα, την επιδεκτικότητα διαμόρφωσης και συγκόλλησης.
- Χάλυβες με βελονοειδή φερρίτη (μπαινιτικοί χαμηλού άνθρακα): είναι χάλυβες με κάτω από 0,05% κ.β. σε άνθρακα με εξαιρετικό συνδυασμό υψηλών ορίων διαρροής (690MPa) συγκολλησιμότητας, διαμορφωσιμότητας και καλής δυσθραυστότητας
- Διφασικοί χάλυβες με μικροδομή μαρτενσίτη διεσπαρμένη μέσα στο φερριτικό μητρικό υλικό και με καλό συνδυασμό ολκιμότητας και υψηλής αντοχής σε εφελκυσμό.
- Χάλυβες με ελεγχόμενου σχήματος και διασποράς εγκλείσματα με βελτιωμένη ολκιμότητα και δυσθραυστότητα κατά το πάχος εξαιτίας των μικρών προσθηκών ασβεστίου, ζirkονίου, τιτανίου ή σπάνιων γαιών που αλλάζουν το σχήμα των εγκλεισμάτων των σουλφιδίων από επιμήκη σε σχεδόν σφαιροειδή και διασπαρμένα.

Οι ευρείες εφαρμογές των χαλύβων υψηλής αντοχής χαμηλής κραμάτωσης περιλαμβάνουν αγωγούς πετρελαίου και φυσικού αερίου, οχήματα βαρέως τύπου, αυτοκινητόδρομοι και παντός εδάφους, κατασκευαστικά και γεωργικά μηχανήματα, βιομηχανικό εξοπλισμό, δεξαμενές αποθήκευσης, γέφυρες, υπεράκτιες και υποθαλάσσιες εφαρμογές, πύργους μετάδοσης ηλεκτρικής ενέργειας, δοκάρια κτηρίων και άλλα. Τελικά, η επιλογή ενός συγκεκριμένου χάλυβα υψηλής αντοχής χαμηλής κραμάτωσης εξαρτάται από μια σειρά απαιτήσεων της εφαρμογής, συμπεριλαμβανομένων της μείωσης τους πάχους, της αντοχής σε διάβρωση και της επιδεκτικότητας διαμόρφωσης και συγκόλλησης. Για πολλές εφαρμογές ο πιο σημαντικός παράγοντας στην επιλογή είναι η αναλογία αντοχής βάρους των μικροκραματωμένων χαλύβων σε σύγκριση με τους κοινούς ανθρακούχους χάλυβες. Αυτό το χαρακτηριστικό των μικροκραματωμένων χαλύβων έχει οδηγήσει στην αυξημένη χρήση αυτών από την αυτοκινητοβιομηχανία [25], [26], [27].

1.2. Φυσική μεταλλουργία χαλύβων HSLA

1.2.1. Ο μετασχηματισμός ωστενίτη – φερρίτη

Οι διαφορετικές μορφολογίες φερρίτη (α) που σχηματίζονται από το μετασχηματισμό σε στερεά κατάσταση του ωστενίτη (γ) στους χάλυβες μπορούν να κατηγοριοποιηθούν σε διαχυσιακούς και διατμητικούς. Ο διαχυσιακός μετασχηματισμός περιλαμβάνει την αναδιάταξη των ατόμων μεταξύ μητρικού υλικού και παραγόμενης φάσης με την διεργασία της διάχυσης. Τα άτομα είναι θερμικά ενεργοποιημένα να πραγματοποιήσουν μετακινήσεις κατά την διεπιφάνεια μετασχηματισμού με τρόπο τέτοιο, που η ενέργεια παραμόρφωσης να είναι η ελάχιστη. Οποιαδήποτε παραμόρφωση σχήματος αιτιολογείται εξαιτίας της αλλαγής της πυκνότητας που συνοδεύει τον μετασχηματισμό. Ωστόσο, οι μετασχηματισμοί διάχυσης δεν πραγματοποιούνται σε χαμηλές θερμοκρασίες όπου η ατομική κινητικότητα είναι περιορισμένη. Ο αλλοτριόμορφος φερρίτης, ο ιδιόμορφος φερρίτης [28], [29], ο περλίτης [30], [31], [32], ο φερρίτης Widmanstätten [33] και ο βελονοειδής φερρίτης [34] ανήκουν σε αυτού του είδους μετασχηματισμό. Κατά τον διατμητικό μετασχηματισμό, τα άτομα μετακινούνται λιγότερο από μια διατομική απόσταση και διατηρούν σχεδόν τις αρχικές τους θέσεις σε σχέση με τα γειτονικά άτομα. Η παραμόρφωση από το αρχικό κρυσταλλικό πλέγμα στο παραγόμενο έχει ως αποτέλεσμα τον σχηματισμό λεπτών πλακιδίων λόγω του ότι αυτό το σχήμα ελαχιστοποιεί την ενέργεια παραμόρφωσης. Κανονικά είναι αμετάβλητου επιπέδου σχήματος παραμόρφωση (invariant plain-strain shape deformation) με αποτέλεσμα την ύπαρξη μεγάλων διατμητικών συνιστωσών. Άρα, ο μετασχηματισμός μπορεί να προκληθεί σε χαμηλές θερμοκρασίες επειδή η διάχυση υποκατάστατων στοιχείων δεν είναι απαραίτητη. Ο μαρτενσίτης ανήκει στην κατηγορία των διατμητικών μετασχηματισμών [35], [36], [37]. Ο μπαινίτης [38], [39], [40] συνδυάζει στοιχεία και από τους δυο τύπους διατμητικού και διαχυσιακού μετασχηματισμού. Με τον όρο μετασταθής εννοείται ότι ο άνθρακας μπορεί να κατανεμηθεί χωρίς να διαχυθούν τα άτομα αντικατάστασης, άρα η αναλογία ατόμων αντικατάστασης με άτομα σιδήρου είναι ανέπαφη από τον μετασχηματισμό [41].

1.2.2. Μικροδομές των χαλύβων για αγωγούς

Αλλοτριόμορφος φερρίτης

Ο αλλοτριόμορφος φερρίτης (επίσης αναφέρεται και ως προευθηκτοειδής φερρίτης ή φερρίτης των ορίων των κόκκων ή πολυγωνικός φερρίτης) (**Εικόνα 1.4**) [29] είναι η πρώτη φάση, που σχηματίζεται από τον ωστενίτη κατά την απόψυξη για μια ευρεία κλίμακα χημικής σύστασης και θερμοκρασίας. Ο μετασχηματισμός του ξεκινάει στην A_{r3} θερμοκρασία και χαρακτηρίζεται από χαμηλής πυκνότητας διαταραχές και απουσία υποκείμενης μικροδομής (substructure). Με τον όρο αλλοτριόμορφος εννοείται ότι ο φερρίτης έχει σχήμα που δεν αντανακλά την εσωτερική του κρυσταλλική συμμετρία. Πυρώνεται στα όρια κόκκων ωστενίτη

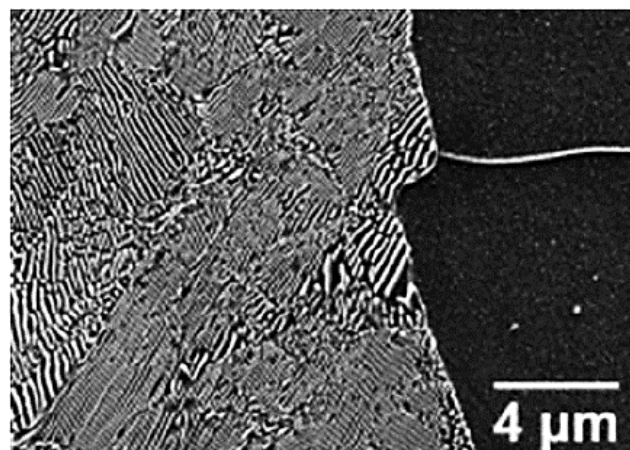
με ωστενίτη γ/γ , αναπτύσσεται κατά μήκος των ορίων αυτών μέσω διαχυτικού μετασχηματισμού και δεν περιορίζεται από τα όρια των κόκκων του ωστενίτη. Η ανάπτυξη του αλλοτριόμορφου φερρίτη καθορίζεται από τη μεταφορά των ατόμων αντικατάστασης κατά μήκος των ορίων των κόκκων ωστενίτη με φερρίτη γ/α και του άνθρακα μέσω της διάχυσης. Ο αλλοτριόμορφος φερρίτης έχει συναφή προσανατολισμό με έναν από τους γειτονικούς ωστενιτικούς κόκκους και σε καμία περίπτωση με κανέναν άλλο γειτονικό κόκκο ωστενίτη. Επομένως, μπορεί να είναι κρυσταλλογραφικά ταιριαστά από την μία πλευρά αλλά με κυρτωμένα όρια από όλες τις άλλες [23].



Εικόνα 1.4: Οπτική μικρογραφία συγκολλημένου μετάλλου, με μαρτενσίτη μετά από βαφή και αλλοτριόμορφο φερρίτη (λευκή περιοχή) κατά μήκος των ορίων των κόκκων του ωστενίτη [42]

Περλίτης

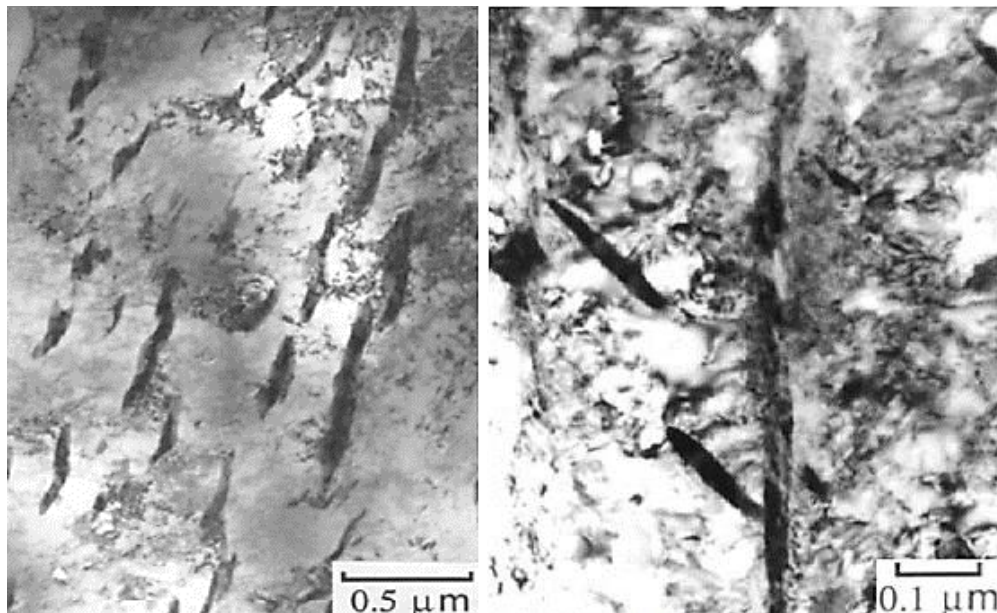
Ο περλίτης αποτελείται από εναλλασσόμενα πλακίδια φερρίτη 88% κ.β. και καρβιδίων του σιδήρου (σεμεντίτη) 12%κ.β. και μια αποικία του μεγαλώνει από κοινού με τον ωστενίτη (**Εικόνα 1.5**). Η ανάπτυξη ακολουθεί διαχυσιακό μετασχηματισμό, άρα, το ποσοστό του εξαρτάται από την ικανότητα διάχυσης των σχετικών ατόμων [30], [31], [32]. Η αναλογία φερρίτη σεμεντίτη ποικίλει ανάλογα με τη προσθήκη κραματικών στοιχείων και τις εφαρμοζόμενες θερμικές κατεργασίες.



Εικόνα 1.5: Ηλεκτρονική μικρογραφία χάλυβα μεσαίου άνθρακα με περλίτη [43]

Μπαινίτης

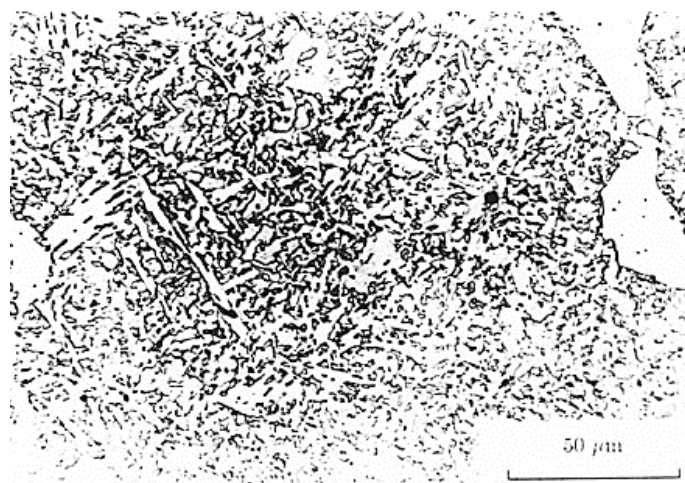
Ο μπαινίτης (α_b) είναι μια δομή του φερρίτη με καρβίδια ή χωρίς. Κατά τον μπαινιτικό μετασχηματισμό, ο φερρίτης αναπτύσσεται πρώτος και μετά ακολουθεί η κατακρήμνιση των καρβιδίων. Ο φερρίτης βρίσκεται σε μορφή συστάδων (clusters) από λεπτούς δίσκους (platelets) που ονομάζονται υπομονάδες (sub-units) και το σύνολο των πλακών ονομάζονται δεμάτια (sheaves). Ακολουθεί διατμητικός μετασχηματισμός με αμετάβλητου επιπέδου τάση και σχήματος παραμόρφωση (invariant plain strain shape deformation) και με μεγάλες διατμητικές συνιστώσες και συμβαίνει χωρίς τον καταμερισμό των κραματικών στοιχείων αντικατάστασης. Ο μπαινίτης μπορεί να επιτευχθεί από ισοθερμοκρασιακό μετασχηματισμό σε όλες τις θερμοκρασίες όπου ο σχηματισμός του περλίτη και του αλλοτριόμορφου φερρίτη είναι βραδύς και πάνω από θερμοκρασίες, όπου ο μετασχηματισμός του μαρτενσίτη λαμβάνει χώρα. Υπάρχουν δυο μορφολογίες του μπαινίτη, που έχουν παρατηρηθεί στους χάλυβες, ο ανώτερος και ο κατώτερος (**Εικόνα 1.6**). Ο ανώτερος μπαινίτης (α_{ub}), ο οποίος σχηματίζεται σχετικά σε υψηλές θερμοκρασίες αποτελείται από δεμάτια ή ομάδες παράλληλων φερριτών σε μορφή πλακιδίων με ασυνεχή σωματίδια σεμεντίτη ανάμεσα. Αντίθετα, ο κατώτερος μπαινίτης (α_{lb}) χαρακτηρίζεται από φερριτικά πλακίδια, τα οποία περιέχουν λεπτά καρβίδια σε γωνίες 55° με 60° κατά τον άξονα των επιμηκών πλακιδίων του φερρίτη. Ο ανώτερος μπαινίτης επιτυγχάνεται εφόσον ο δεδομένος χρόνος για την διάχυση του άνθρακα είναι μικρότερος από αυτόν, που χρειάζεται για την κατακρήμνιση των καρβιδίων στον μπαινιτικό φερρίτη. Έτσι, ο ανώτερος μπαινίτης δεν περιέχει καρβίδια στον φερρίτη ενώ ο κατώτερος μπαινίτης κατατάσσεται ότι είναι στη μορφή φερρίτη με παρουσία καρβιδίων μέσα στον φερρίτη [41].



Εικόνα 1.6: Εικόνες μπαινίτη. Κατανομή σωματιδίων σεμεντίτη ανάμεσα στα λεπτά δισκία φερρίτη σε ανώτερο μπαινίτη (αριστερή εικόνα). Κατώτερος μπαινίτης από ισοθερμοκρασιακό μετασχηματισμό για μικρό χρονικό διάστημα (435°C , 10 λεπτά) σε Fe-0,3C-4,08Cr κ.β. (δεξιά εικόνα) [41]

Βελονοειδής φερρίτης

Ο βελονοειδής φερρίτης μπορεί να κατηγοριοποιηθεί και ως μπαινιτικός φερρίτης, αφού ο μηχανισμός μετασχηματισμού και θερμοκρασία δημιουργίας του είναι παρόμοια με αυτές του μπαινιτικού φερρίτη. Ο ενδοκοκκικά πυρηντοποιημένος μπαινίτης όπου εδράζεται ετερογενώς στα εγκλείσματα και αναπτύσσεται σε πολλές διαφορετικές κατευθύνσεις από τα σημεία πυρήνωσης, ονομάζεται βελονοειδής φερρίτης [23]. Η μεγάλη διαφορά μεταξύ μπαινίτη και βελονοειδή φερρίτη αποδεικνύεται μέσω της μορφολογίας των δυο μικροδομών. όπου ο δεύτερος είναι πολύ πιο άτακτα διεσπαρμένη μικροδομή με γειτονικούς δίσκους να δείχνουν σε διαφορετικές κατευθύνσεις. Επομένως, η μικροδομή του βελονοειδή φερρίτη περιγράφεται ως χαοτική με μεγάλη ικανότητα να εκτρέπει τις ρωγμές και να αντιστέκεται στη διάδοση του υδρογόνου μέσω του κρυσταλλικού πλέγματος, δηλαδή τη ψαθυροποίηση μέσω υδρογόνου (Hydrogen Induced Cracking). Άρα, ο βελονοειδής φερρίτης έχει ευεργετική επίδραση στις μηχανικές ιδιότητες αφού έχει μικρούς κόκκους και μπορεί να αναστείλει την διάδοση της ρωγμής αποτελεσματικά, καθώς και την διάδοση του υδρογόνου. Με τον όρο βελονοειδή εννοείται το μυτερό σχήμα όπως μια βελόνας (**Εικόνα 1.7**), αλλά ο βελονοειδής φερρίτης έχει σε τρεις διαστάσεις το σχήμα λεπτού φακοειδή πλακιδίου, του οποίου ο λόγος των διαστάσεων σε ένα τυχαίο τμήμα είναι 0,1 [41]. Θα πρέπει να τονιστεί ότι ο ορισμός του βελονοειδή φερρίτη είναι για ενδοκοκκικά πυρηνωμένο μπαινίτη, ο οποίος βρίσκεται σε συγκολλημένους χάλυβες [44], [45], [46].

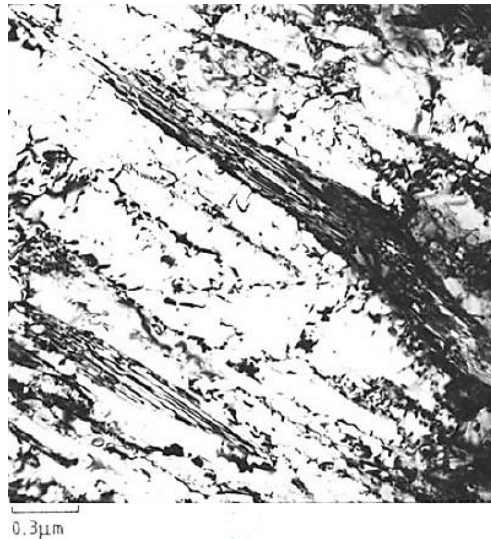


Εικόνα 1.7: Μικροδομή αλλοτριόμορφου φερρίτη και βελονοειδή φερρίτη [42]

Μαρτενσίτης

Ο σχηματισμός μαρτενσίτη ακολουθεί διατμητικό μηχανισμό μετασχηματισμού από την παραμόρφωση στο πλέγμα του ωστενίτη χωρίς να λαμβάνει χώρα διάχυση των ατόμων. Ο άνθρακας στο στερεό διάλυμα στον ωστενίτη, δεν μπορεί να διαχυθεί εκτός όταν λαμβάνει χώρα ο μαρτενσιτικός μετασχηματισμός, άρα δημιουργείται μια σκληρή φάση αφού ο άνθρακας παραμένει εντός του στερεού διαλύματος στον μαρτενσίτη. Η μαρτενσιτική δομή εξαρτάται από την περιεκτικότητα σε άνθρακα και συνήθως περιέχει μεγάλη πυκνότητα διαταραχών και έχει συγκεκριμένη σχέση προσανατολισμού με τον αρχικό ωστενίτη από τον

οποίο προέρχεται. Η μορφολογία του είναι λεπτά πλακίδια και βελόνες (**Εικόνα 1.8**), ώστε να ελαχιστοποιηθεί η ενέργεια παραμόρφωσης, το οποίο σχετίζεται με την μη παραμόρφωση του σχήματος του [23], [47].



Εικόνα 1.8: Εικόνα φωτεινού πεδίου μαρτενσίτη και υπολειπόμενου ωστενίτη σε υψηλά κραματωμένο χάλυβα [47]

Συστατικό μαρτενσίτη – ωστενίτη (M-A islands)

Όταν ο φερρίτης μετασχηματίζεται από ωστενίτη κατά την απόψυξη, ο υπολειπόμενος ωστενίτης εμπλουτίζεται σε άνθρακα λόγω της μικρής διαλυτότητας σε άνθρακα του φερρίτη σε σχέση με τον ωστενίτη και γίνεται σταθερός. Τελικά, ένα μέρος του ωστενίτη αποσυντίθεται σε φερρίτη και ένα σε καρβίδια. Εάν η απόψυξη είναι αρκετά γρήγορη, η αποσύνθεση δεν συμβαίνει. Αντίθετα, ο υπολειπόμενος ωστενίτης μετασχηματίζεται σε χαμηλές θερμοκρασίες σε πλακοειδή μαρτενσίτη και μαρτενσίτη, που παρουσιάζει διδυμισμό και ένα μικρό μέρος ωστενίτη παραμένει. Αυτά είναι το λεγόμενο συστατικό ή νησίδες μαρτενσίτη – ωστενίτη (**Εικόνα 1.9**) [48].

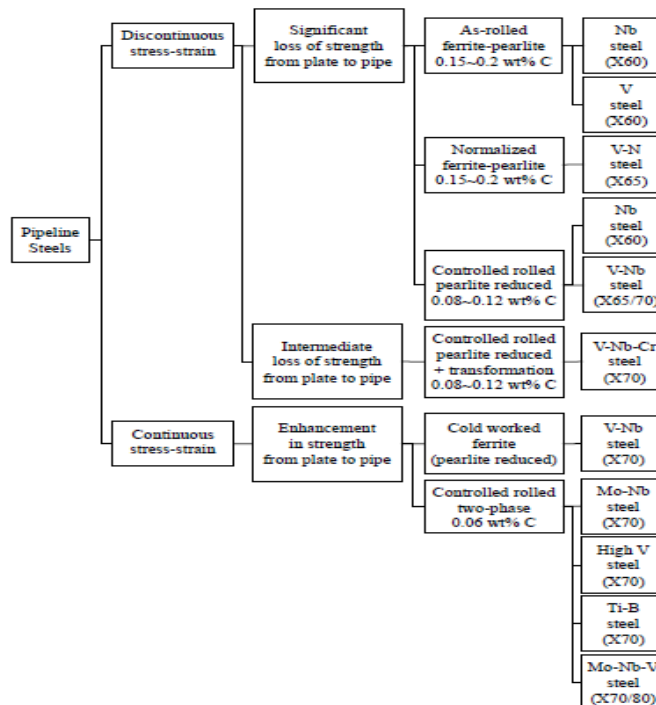


Εικόνα 1.9: Φωτογραφία οπτικής μικροσκοπίας της θερμικά επηρεασμένης ζώνης ανθρακομαγνησιούχου χάλυβα από συγκόλληση. Τα καρβίδια φαίνονται με μαύρο χρώμα, οι νησίδες μαρτενσίτη-ωστενίτη με άσπρο και ο φερρίτης με γκρι [49]

Οι μικροδομές των χαλύβων για αγωγούς πετρελαίου και φυσικού αερίου είναι περίπλοκες, λόγω της φύσης της κραμάτωσης και της διαδικασίας παραγωγής τους και έρχονται σε αντίθεση με τις ισοαξονικές φερριτικές μικροδομές των συμβατικών χαλύβων, που έχουν ελασθεί εν θερμώ. Σύμφωνα με τον Kim οι μικροδομές των χαλύβων για αγωγούς μπορούν να χωριστούν στις εξής θεμελιώδεις φάσεις [50]:

- Αλλοτριόμορφοι φερριτικοί – περλιτικοί χάλυβες
- Βελλονοειδούς φερρίτη ή μπαινιτικοί χάλυβες
- Πολυφασικοί χάλυβες

Οι φερριτοπερλιτικοί χάλυβες, οι οποίοι έχουν 0,1-0,2% κ.β. άνθρακα και μικροκραματικά στοιχεία όπως το νιόβιο, το τιτάνιο και το βανάδιο για αύξηση της αντοχής, χρησιμοποιούνται ως μικρότερης αντοχής από ποιότητα χάλυβα X70. Συνήθως χαρακτηρίζονται από μοτίβο λωρίδων με περιοχές πλούσιες σε περλίτη και περιοχές πλούσιες σε φερρίτη. Οι χάλυβες με βελλονοειδή φερρίτη μπορούν πια να παραχθούν οικονομικά με χαμηλό άνθρακα (0,02-0,08% κ.β.) εξαιτίας της ανάπτυξης της διαδικασίας εξευγένισης RH (Rheinstahl and Heraeus). Αυτό περιλαμβάνει απαερίωση και ανάδευση του τήγματος με εμφύσηση αργού αερίου μέσα δοχείο κενού με σκοπό να μειωθούν τα μη μεταλλικά εγκλείσματα. Αυτή η διεργασία χρησιμοποιείται για να παραχθούν χάλυβες μηχανικά ανώτεροι από ποιότητα X70 [51]. Οι πολυφασικοί χάλυβες περιέχουν μπαινίτη μαρτενσίτη, υπολειπόμενο ωστενίτη και καρβονιτρίδια σε φερριτική μήτρα. Οι μικροδομές αυτές σε χάλυβα συνήθως ξεπερνούν τις προδιαγραφές ποιότητας χάλυβα X100. Στην **Εικόνα 1.10** φαίνονται οι διάφοροι τύποι μικροκραματωμένων χαλύβων που έχουν παραχθεί μέσω διαφορετικών τεχνικών έλασης και χημικών συστάσεων [52].



Εικόνα 1.10: Σύνοψη της παραγωγής των χαλύβων υψηλής αντοχής χαμηλής κραμάτωσης για αγωγούς σε Ευρώπη, Αμερική και Ιαπωνία [52]

1.3. Έλεγχος της μικροδομής

Η δημιουργία χάλυβα κατάλληλου να αντεπεξέλθει στις απαιτήσεις της πετροχημικής βιομηχανίας σε μηχανικές ιδιότητες και αντίσταση σε διάβρωση αλλά και να συμβαδίζει με την ικανότητα των κατασκευαστών για υλοποίηση τους οδήγησε στην προσπάθεια να είναι ελεγχόμενη η παραγωγή του χάλυβα ούτως ώστε να επιτυγχάνονται οι επιθυμητές ιδιότητες. Οι δυο μεγάλοι παράγοντες που συμβάλλουν σε αυτό το γεγονός είναι η εφαρμογή της θερμομηχανικής έλασης και η ρύθμιση της χημικής σύστασης μέσω μικροκραμάτωσης.

1.3.1. Θερμομηχανική έλαση

Οι επιθυμητές ιδιότητες των χαλύβων υψηλής αντοχής χαμηλής κραμάτωσης επιτυγχάνονται μέσω της εκλέπτυνσης κόκκου του φερρίτη και με κατακρήμνιση σωματιδίων καρβονιτριδίων από τις μικρές κραματικές προσθήκες. Για οικονομικούς λόγους παραγωγής είναι απαραίτητο να μεγιστοποιούνται αυτές οι επιδράσεις με διάφορους τύπους θερμομηχανικής έλασης. Το επικρατέστερο ποσοστό χαλύβδινων προϊόντων παράγεται μέσω έλασης. Για μικροκραματωμένους χάλυβες χρησιμοποιούνται πέντε τύποι θερμομηχανικής έλασης [21], [53], [54].

Θερμομηχανική έλαση ή συμβατική έλαση ανακρυστάλλωσης, η οποία χρησιμοποιείται για χάλυβες με μπαινιτική ή μαρτενιτική μικροδομή. Αυτή η μέθοδος αποτελείται από έλαση κατά το θερμοκρασιακό εύρος, που συμβαίνουν οι κατακρήμνισεις σε φάσεις τύπου MX με παύσεις ανάμεσα στους διαφορετικούς υποβιβασμούς. Με αυτόν τον τρόπο επιτυγχάνεται η ωστενιτική ανακρυστάλλωση, καθώς και η ισοθερμοκρασιακή παραμονή σε μια επιλεγμένη θερμοκρασία στο τέλος της θερμής διεργασίας για συγκεκριμένο χρόνο $t_{0,5}$. Ο χρόνος αυτός είναι ο απαιτούμενος για την ανάπτυξη 50% κατ' όγκο ανακρυσταλλωμένου ωστενίτη και την άμεση απόψυξη με κατάλληλο ρυθμό απόψυξης. Η ισοθερμοκρασιακή παραμονή των προϊόντων σε συγκεκριμένη θερμοκρασία στο τέλος της έλασης για χρόνο $t_{0,5}$ είναι απαραίτητη επειδή η ύπαρξη υψηλής πυκνότητας διαταραχών στον πλαστικά παραμορφωμένο ωστενίτη αυξάνει τον ρυθμό απόψυξης. Προϊόντα που παράγονται μ' αυτή τη μέθοδο υπόκεινται μόνο σε προκαθορισμένες θερμοκρασίες επαναφοράς και γήρανσης.

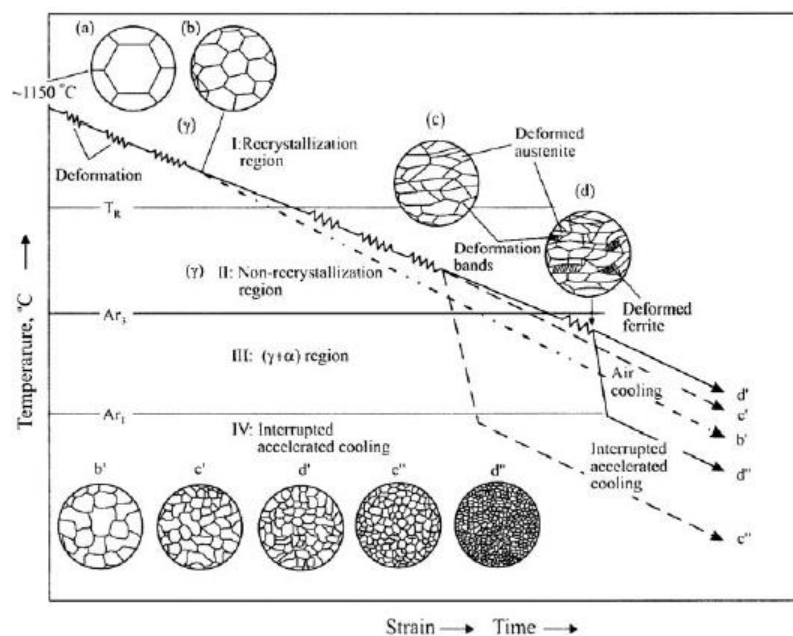
Η συμβατική ελεγχόμενη έλαση χρησιμοποιείται κανονικά για χάλυβες με φερριτική ή φερριτοπερλιτική μικροδομή. Αυτός ο τύπος έλασης περιλαμβάνει την ενδοτράχυνση της πρώτης ύλης στο άνω εύρος της θερμοκρασίας, που γίνεται η πλαστική παραμόρφωση και στο τελείωμα του υποβιβασμού στο χαμηλότερο θερμοκρασιακό εύρος της διεργασίας, για κατακρήμνιση φάσεων τύπου MX, περιορίζοντας, έτσι, την ανάπτυξη των ανακρυσταλλωμένων κόκκων ωστενίτη στο νεκρό χρόνο μεταξύ των υποβιβασμών. Το τελείωμα του υποβιβασμού συνήθως λαμβάνει χώρα σε θερμοκρασία λίγο χαμηλότερη από αυτή της ωστενιτικής ανακρυστάλλωσης T_R και λίγο μεγαλύτερη από την A_{33} ή την A_{r1} για χάλυβες με μεταγενέστερη απόψυξη στον αέρα (**Εικόνα 1.11**). Η παρουσία ζωνών ολίσθησης και ζωνών παραμόρφωσης στον μη ανακρυσταλλωμένο ωστενίτη προκαλεί την

αύξηση του πληθυσμού των σημείων πυρήνωσης, ώστε να λάβει χώρα ο μετασχηματισμός ωστενίτη σε φερρίτη $\gamma \rightarrow \alpha$ και να οδηγήσει στην ανάπτυξη πιο λεπτόκοκκων μικροδομών στα χαλύβδινα προϊόντα.

Τεχνολογία έλασης στη διφασική περιοχή είναι παραλλαγή της ελεγχόμενης έλασης. Η κύρια διαφορά είναι ότι το τελείωμα της έλασης πραγματοποιείται σε περιοχή συνύπαρξης δυο φάσεων. Μετά την απόψυξη οι κόκκοι ωστενίτη μετασχηματίζονται σε μικρούς φερριτικούς κόκκους ενώ οι παραμορφωμένοι κόκκοι φερρίτη θα ανακρυσταλλωθούν και θα γίνουν ακόμα πιο μικροί. Η τεχνολογία αυτή κανονικά χρησιμοποιείται για παραγωγή λεπτών ελασμάτων εξαιτίας της υψηλής αντίστασης σε παραμόρφωση.

Η ελεγχόμενη έλαση δυναμικής ανακρυστάλλωσης είναι και αυτή μια παραλλαγή της ελεγχόμενης έλασης. Η ολική τάση στο τελείωμα της έλασης είναι μεγαλύτερη από αυτή στην ελεγχόμενη έλαση και η συσσώρευση των παραμορφώσεων από υποβιβασμό σε υποβιβασμό οδηγεί στην υπέρβαση της κρίσιμης τάσης για δυναμική ανακρυστάλλωση. Σε αυτή τη περίπτωση η επίδραση στην εκλέπτυνση κόκκου είναι η μέγιστη.

Τέλος, η ελεγχόμενη έλαση σε συνδυασμό με επιταχυνόμενη απόψυξη μετά ή με έλαση στην διφασική περιοχή μέχρι την θερμοκρασία A_{r1} παρέχει φερριτικό μετασχηματισμό κατά ένα μέρος, εμπλουτίζει το υπόλοιπο υλικό με άνθρακα και χαμηλώνει την θερμοκρασία μετασχηματισμού του ωστενίτη. Με περαιτέρω απόψυξη ο ωστενίτης μετασχηματίζεται σε μπαινίτη και/ή σε μαρτενσίτη. Η τεχνολογία αυτή παρέχει διφασικές μικροδομές αποτελούμενες από λεπτομερείς φερριτικούς κόκκους και μπαινίτη και/ή μαρτενσίτη.



Εικόνα 1.11: Σχηματική αναπαράσταση της επίδρασης της επιταχυνόμενης απόψυξης στο μέγεθος της μικροδομής προϊόντων χάλυβα χαμηλού άνθρακα χαμηλών κραματικών προσθηκών κατά την ελεγχόμενη έλαση [53].

Οι **Πίνακας 1** και **Πίνακας 2** συνοψίζουν μερικές σχετικές παραμέτρους της θερμομηχανικής έλασης σε σχέση με τα χαρακτηριστικά των μικροδομών και τις πιθανές μικροδομές, που μπορούν να παραχθούν από διαφορετικές συνθήκες διεργασιών, αντίστοιχα.

Πίνακας 1: Σύνοψη σταδίων θερμομηχανικής έλασης, τυπικές θερμοκρασίες και χαρακτηριστικά [4], [8]

Παράμετροι διεργασίας		Εύρος	Χαρακτηριστικά
Έλαση	Θερμοκρασία αναθέρμανσης (°C)	1140-1180	Διαλυτοποίηση των καρβιδίων Λεπτόκοκκος, πολυγωνικός ωστενίτης Εντός τους εύρους της T _{NR} θερμοκρασία μη ανακρυστάλλωσης του ωστενίτη
	Ποσοστό υποβιβασμού (%)	40-75	
	Θερμοκρασία τελειώματος (°C)	760-800	
Επιταχυνόμενη απόψυξη	Θερμοκρασία εκκίνησης (°C)	730-760	Βελτιώνει την εκλέπτυνση κόκκου του φερρίτη Αποτρέπει τον σχηματισμό του περλίτη κατά την απόψυξη
	Ρυθμός απόψυξης (°C/s)	20-50	
	Θερμοκρασία τερματισμού	150-400	
Επαναφορά (Ανόπτηση)	Θερμοκρασία θέρμανσης (°C)	600	Μειώνει τα ανώτερα όρια σκληρότητας και τις παραμένουσες τάσεις

Πίνακας 2: Παραγόμενες μικροδομές χρησιμοποιώντας διαφορετικές διεργασίες και ποιότητες χαλύβων για αγωγούς. Με (*) σημειώνονται οι προς ανάπτυξη ή αναπτυσσόμενες μικροδομές [4], [8].

Ποιότητα χάλυβα κατά API 5L	Διεργασία	Μικροδομή
X70	Θερμομηχανική έλαση	Πολυγωνικός Φερρίτης + ζώνες Περλίτη
		Μπαινίτης
	Θερμομηχανική έλαση + βαφή και επαναφορά	Μπαινίτης + Μαρτενσίτης + Φερρίτης *
	Θερμομηχανική έλαση + Επιταχυνόμενη απόψυξη + Βαφή και Επαναφορά	Λεπτόκοκκος Μπαινίτης
X80	Θερμομηχανική έλαση +	Κατώτερος Μπαινίτης

	Επιταχυνόμενη απόψυξη	Φερρίτης + Μπαινίτης (Διφασικός) *
		Κατώτερος Μπαινίτης + πλακίδια Μαρτενσίτη
	Θερμομηχανική έλαση + Επιταχυνόμενη απόψυξη + απευθείας Θερμική κατεργασία	Μπαινίτης + νησίδες Μαρτενσίτη-Ωστενίτη *
X100	Θερμομηχανική έλαση	Φερρίτης + Μπαινίτης
	Θερμομηχανική έλαση + Επιταχυνόμενη απόψυξη + απευθείας Θερμική κατεργασία	Φερρίτης + Μπαινίτης (Διφασικός) *
X120	Θερμομηχανική έλαση + Επιταχυνόμενη απόψυξη	Κατώτερος Μπαινίτης
		Φερρίτης + Μαρτενσίτης (Διφασικός) *
		Επαναφερμένα πλακίδια μαρτενσίτη *

1.3.2. Μικροκραμάτωση

Τα μικροκραματικά στοιχεία και η χημική σύσταση είναι δύο σημαντικοί παράγοντες που επηρεάζουν τη μικροδομή και κατ' επέκταση τις ιδιότητες των μικροκραματωμένων χαλύβων. Το σύνολο των κραματικών στοιχείων σε αυτούς τους χάλυβες είναι μικρότερο από 3% κατά βάρος. Η επιδεκτικότητα συγκόλλησης («συγκολλησιμότητα») των χαλύβων είναι μια από τις κρίσιμες ιδιότητες που επηρεάζεται από από τη χημική σύσταση, περιγράφεται ως ισοδύναμο του άνθρακα C_{equiv} και ορίζεται για $C < 0,18\%$ κ.β. από την Εξίσωση 1 [55]:

$$C_{equiv} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn+Cr+Cu}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B \text{ κ. β. \% (1)}$$

Ο άνθρακας χρησιμοποιείται για να αυξήσει την αντοχή του χάλυβα. Με την προσθήκη καρβιδιογόνων στοιχείων στον χάλυβα και τη βοήθεια C & N σχηματίζονται καρβίδια και καρβονιτρίδια, τα οποία έχουν μεγάλη επίδραση στις μηχανικές ιδιότητες. Με σκοπό τον έλεγχο της σκληρότητας, της δυσθραυστότητας και της ψυχρής ρηγμάτωσης, ο άνθρακας κυμαίνεται κάτω από 0,07% κατά βάρος [56]. Οι μικροκραματωμένοι χάλυβες με χαμηλή περιεκτικότητα σε άνθρακα έχουν αναπτυχθεί εξαιτίας της αυξανόμενης ζήτησης μεγάλης δυσθραυστότητας σε χαμηλές θερμοκρασίες για σωλήνες με καλή επιδεκτικότητα συγκόλλησης και διαμόρφωσης [57], [58].

Το μαγγάνιο μπορεί να προστεθεί σε μεγάλη έκταση σε % κατά βάρος και δρα ως σταθεροποιητής του ωστενίτη και σχηματίζει σουλφίδια του μαγγανίου. Επίσης, αποτρέπει

τη ρηγμάτωση σε υψηλές θερμοκρασίες, η οποία συμβαίνει λόγω της ύπαρξης του θείου. Επιπρόσθετα, επιτυγχάνει καλύτερη εμβαπτότητα του χάλυβα, χωρίς μείωση της δυσθραυστότητας. Τέλος, μπορεί να μειώσει τη θερμοκρασία μετάπτωσης από την όλκιμη στη ψαθυρή θραύση, μειώνοντας την απόσταση μεταξύ των πλακιδίων του περλίτη [59].

Η εμβαπτότητα των χαλύβων μπορεί να επηρεαστεί προσθέτοντας χρώμιο, νικέλιο και μολυβδαίνιο, τα οποία επίσης αυξάνουν την σκλήρωση μέσω στερεού διαλύματος αντικατάστασης. Έχει αναφερθεί ότι νικέλιο μέχρι 3,5% κατά βάρος μόνο ή σε συνδυασμό με χρώμιο χρησιμοποιήθηκε αρχικά για να τροποποιηθούν οι χάλυβες υψηλής αντοχής χαμηλής κραμάτωσης με καλή δυσθραυστότητα [60], [61]. Το χρώμιο μπορεί να αυξήσει το όριο διαρροής, την αντίσταση σε διάβρωση, την δυσθραυστότητα και μειώνει την θερμοκρασία μετασχηματισμού του ωστενίτη [62]. Το χρώμιο, το μαγγάνιο και το βόριο χρησιμοποιούνται στη θέση του μολυβδαινίου, ώστε να αυξηθεί η εμβαπτότητα. Επίσης, το μολυβδαίνιο προστίθεται λόγω της επίδρασης του στα χαρακτηριστικά του διαγράμματος ανισόθερμου μετασχηματισμού, βελτίωσης της δυσθραυστότητας και της αντοχής σε διάβρωση. Η θερμή ρηγμάτωση μπορεί να μειωθεί καταστέλλοντας τον διαφορισμό του χαλκού στα όρια των κόκκων με την προσθήκη νικελίου [56], [59].

Το τιτάνιο, το βανάδιο και το νιόβιο πετυχαίνουν εκλέπτυνση κόκκου και δημιουργία κατακρήμνισμάτων στους χάλυβες υψηλής αντοχής χαμηλής κραμάτωσης. Αυτά τα μικροκραματικά στοιχεία με παρουσία άνθρακα και αζώτου είναι ισχυροί παράγοντες στο σχηματισμό καρβιδίων και νιτριδίων σε χαμηλές συγκεντρώσεις και ανεβάζουν την αντοχή, την όλκιμότητα και τη δυσθραυστότητα [21], [63]. Το νιόβιο προσδίδει σημαντικά στην εκλέπτυνση κόκκου με μέτρια σκλήρωση με κατακρήμνιση ενώ το βανάδιο συνεισφέρει μέτρια σκλήρωση μέσω κατακρήμνισης με σχετικά ελάχιστη εκλέπτυνση κόκκου. Το τιτάνιο συνεισφέρει και στην εκλέπτυνση κόκκου και στη σκλήρωση μέσω κατακρήμνισης [21], [64].

Το πυρίτιο είναι ισχυροποιητής του φερρίτη και αυξάνει την αντοχή σε εφελκυσμό με ταυτόχρονη μείωση της όλκιμότητας και αύξηση της θερμοκρασίας μετάπτωσης σε κρούση από την όλκιμη στην ψαθυρή θραύση [60]. Το αλουμίνιο συνεισφέρει στη δημιουργία λεπτόκοκκου χάλυβα, όταν προστεθεί δημιουργεί λεπτόκοκκα νιτρίδια του αλουμινίου. Τέλος, εξαιτίας των επιζήμιων επιπτώσεων του θείου και του φωσφόρου στις ιδιότητες των χαλύβων η περιεκτικότητά τους πρέπει να είναι κάτω από 0,02% κατά βάρος στους χάλυβες υψηλής αντοχής χαμηλής κραμάτωσης.

Ο χαλκός μπορεί να προστεθεί για εκλέπτυνση κόκκου αλλά και ως ισχυροποιητής μέσω κατακρήμνισης ή στερεού διαλύματος αντικατάστασης. Η αντοχή σε χάλυβες ένσφαιρων τριβένων (bearing steels) μπορεί να αυξηθεί με μεγαλύτερη περιεκτικότητα σε χαλκό μέσω γήρανσης και σκλήρωσης με κατακρήμνιση και να βελτιώσει τη δυσθραυστότητα και την αντίσταση σε διάβρωση [65], [66]. Επιπρόσθετα, ο χαλκός μειώνει η θερμοκρασία μετασχηματισμού του μαρτενσίτη (M_s) και του μπαινίτη (B_s) μέσω βαφής από ωστενίτη στους 900° C. Υψηλές περιεκτικότητες σε χαλκό υπονομεύουν τον κίνδυνο θερμής ρηγμάτωσης (hot shortness). Υψηλότερη περιεκτικότητα από 1,5% κατά βάρος σε χαλκό σε

συνδυασμό με μαγγάνιο μειώνει τη θερμοκρασία μετασχηματισμού του ωστενίτη στους χάλυβες υψηλής αντοχής χαμηλής κραμάτωσης [67].

Στον **Πίνακας 3** αναφέρεται συνοπτικά η επίδραση του κάθε κραματικού στοιχείου στις ιδιότητες του χάλυβα [68].

Πίνακας 3: Επίδραση των κραματικών στοιχείων στις ιδιότητες του χάλυβα [68].

Κραματικό στοιχείο		Επίδραση στις μηχανικές ιδιότητες και στη διάβρωση του χάλυβα
Άνθρακας	C	Αυξάνει την αντοχή σε εφελκυσμό και τη σκληρότητα, αλλά μειώνει την δυσθραυστότητα, τη συγκολλησιμότητα και την αντοχή σε διάβρωση
Μαγγάνιο	Mn	Αυξάνει την αντοχή σε εφελκυσμό, τη σκληρότητα και την αντίσταση στην εκτριβή. Μειώνει το πορώδες και τις ρηγματώσεις. Σχηματίζει σουλφίδια, που μπορεί να προκαλέσουν ψαθυροποίηση μέσω υδρογόνου.
Φώσφορος	P	Αυξάνει την ψαθυρότητα και τις ρηγματώσεις. Η ύπαρξη είναι απαγορευτική πάνω από 0,025% κ.β. για μη οξειδωτικές και 0,015% κ.β. για οξειδωτικές συνθήκες.
Θείο	S	Αυξάνει το πορώδες, τη ψαθυρότητα και τις ρηγματώσεις. Σχηματίζει σουλφίδια του μαγγανίου, στα οποία παγιδεύεται το υδρογόνο με αποτέλεσμα εσωτερικές ρηγματώσεις. Τα αναδυόμενα στην επιφάνεια σουλφίδια προκαλούν τοπική διάβρωση. Απαγορευτική σύσταση πάνω από 0,01% για μη οξειδωτικές και 0,005% κ.β. για οξειδωτικές συνθήκες.
Πυρίτιο	Si	Αυξάνει την αντοχή σε εφελκυσμό, αλλά μειώνει σημαντικά τη δυσθραυστότητα. Προστίθεται ως αποξειδωτικό για τη δημιουργία εφησυχασμένων χαλύβων (απομάκρυνση αερίων). Απαγορευτικό πάνω από 0,35-0,4% κ.β.
Αλουμίνιο	Al	Χρησιμοποιείται για εκλέπτυνση κόκκου. Αυξάνει τη σκληρότητα. Προστίθεται ως αποξειδωτικό για τη δημιουργία εφησυχασμένων χαλύβων. Ενισχύει τη δυσθραυστότητα της συγκόλλησης όταν προστεθεί μέχρι 0,02-0,05% κ.β.
Χαλκός	Cu	Βελτιώνει την αντίσταση σε ρηγματώσεις από όξινο περιβάλλον σε $pH > 4,5$. Επηρεάζει τη διαβρωτική ικανότητα της θερμικά επηρεασμένης ζώνης. Σε συνδυασμό με το νικέλιο λέγεται ότι σταθεροποιεί τα διαβρωμένα φιλμ και μειώνει την διάβρωση. Συχνά χρησιμοποιείται με το νικέλιο σε μεγάλου πάχους

		τοιχώματος σωλήνες.
Χρώμιο	Cr	Αυξάνει την αντοχή σε εφελκυσμό και τη σκληρότητα. Μειώνει την συγκολλησιμότητα. Έχει μεγάλη θετική επίδραση στην αντίσταση σε διάβρωση. Ο χάλυβας γίνεται ανοξειδωτος για 12% κ.β. και πάνω.
Ασβέστιο	Ca	Αποξειδωτικό και αποθειωτικό. Ως δευτερεύουσα προσθήκη χρησιμοποιείται για τον έλεγχο μεγέθους και διασποράς των καρβιδίων για χάλυβες αγωγών σε όξινο περιβάλλον.
Μολυβδένιο	Mo	Αυξάνει την αντοχή σε εφελκυσμό και την αντίσταση σε διάβρωση και συγκεκριμένα σε τοπική διάβρωση. Χρησιμοποιείται σε υψηλές ποιότητες χάλυβα.
Τιτάνιο	Ti	Μικροκραματικό στοιχείο. Αυξάνει την αντοχή σε εφελκυσμό, την εμβαιπτότητα και την αντίσταση σε εκτριβή. Σε συνδυασμό με τον άνθρακα σχηματίζει καρβίδια που μπορεί να επηρεάσουν αρνητικά τη δυσθραυστότητα.
Νιόβιο	Nb	Μικροκραματικό στοιχείο στους ανθρακούχους χάλυβες και προστίθεται πάντα σε χάλυβες ποιότητας πάνω από X42
Βανάδιο	V	Αυξάνει την αντοχή σε εφελκυσμό, την εμβαιπτότητα και την αντίσταση σε εκτριβή. Χρησιμοποιείται ως μικροκραματικό στοιχείο σε σωλήνες λεπτού πάχους τοιχώματος.
Άζωτο	N	Αυξάνει την αντοχή αλλά μειώνει τη δυσθραυστότητα σε χαμηλές θερμοκρασίες. Απαγορευτικό πάνω από 0,01% κ.β.
Νικέλιο	Ni	Αυξάνει την αντοχή σε εφελκυσμό και τη δυσθραυστότητα σε χαμηλές θερμοκρασίες και βελτιώνει την αντίσταση σε διάβρωση. Μειώνει την επιδεκτικότητα της συγκόλλησης σε διάβρωση και βελτιώνει την αντοχή της συγκόλλησης. Χάλυβας με πάνω από 1% κ.β. νικέλιο απαγορεύεται για χρήση σε όξινο περιβάλλον.

1.4. Μηχανισμοί σκλήρωσης

Οι μικροκραματωμένοι χάλυβες, που χρησιμοποιούνται σήμερα λαμβάνονται μέσω κατάλληλου συνδυασμού χημικής σύστασης και θερμομηχανικής επεξεργασίας με στόχο να επιτευχθεί ισορροπία μεταξύ των ιδιοτήτων όπως η αντοχή, η δυσθραυστότητα, η ολκιμότητα και η διαμορφωσιμότητα. Αυτές οι ιδιότητες εξαρτώνται από χαρακτηριστικά της μικροδομής, ενώ για παράδειγμα η συγκολλησιμότητα θεωρείται ότι εξαρτάται μόνο από τη χημική σύσταση. Το όριο διαρροής του χάλυβα μπορεί να αυξηθεί από ένα ή

περισσότερους μηχανισμούς σκλήρωσης [23], [21], [69], [70], [71], [4]. Σε αυτούς περιλαμβάνονται οι παρακάτω.

Ισχυροποίηση μέσω συσσώρευσης των διαταραχών. Ορίζεται ως η αντίσταση της κίνησης των διαταραχών εξαιτίας των εμποδίων, που παρουσιάζονται από άλλες διαταραχές. Οι περιορισμοί του μηχανισμού αυτού οφείλονται στον κορεσμό της μικροδομής από διαταραχές.

Ισχυροποίηση μέσω των ορίων των κόκκων. Ορίζεται ως η αντίσταση στην μετακίνηση των διαταραχών λόγω της ύπαρξης ορίου κόκκου. Εάν οι κόκκοι εκλεπτυνθούν σε πολύ μικρό μέγεθος, μπορεί να επιτευχθεί μεγάλη αντοχή. Κάτω από ένα κρίσιμο μέγεθος κόκκου η αντοχή μπορεί να μειωθεί.

Ισχυροποίηση μέσω στερεού διαλύματος αντικατάστασης ή παρεμβολής. Ορίζεται ως η αντίσταση στην κίνηση των διαταραχών εξαιτίας της παρουσίας είτε διαλυμένου στοιχείου αντικατάστασης είτε διαλυμένου στοιχείου παρεμβολής στο κρυσταλλικό πλέγμα. Ο περιορισμός του μηχανισμού εξαρτάται από το όριο διαλυτότητας σε κάθε κραματικό σύστημα.

Ισχυροποίηση μέσω κατακρημνισμάτων. Ορίζεται ως η αντίσταση στη μετακίνηση των διαταραχών εξαιτίας της ύπαρξης και επίδρασης σωματιδίων δευτερεύουσας φάσης. Τα σωματίδια αυτά μπορεί να είναι είτε κolloειδούς διασποράς σταθερά σωματίδια που έχουν προστεθεί μηχανικά και έχει συντηχθεί είτε κατακρημνίσματα, δηλαδή σωματίδια που έχουν σχηματιστεί από υπερκορεσμένο στερεό διάλυμα, το οποίο είναι και πιο πιθανό στην πράξη. Ο περιορισμός σε αυτό το μηχανισμό κυριεύεται από την επιρροή του μεγέθους και τους σχήματος στην δυσθραυστότητα αλλά όχι στην αντοχή.

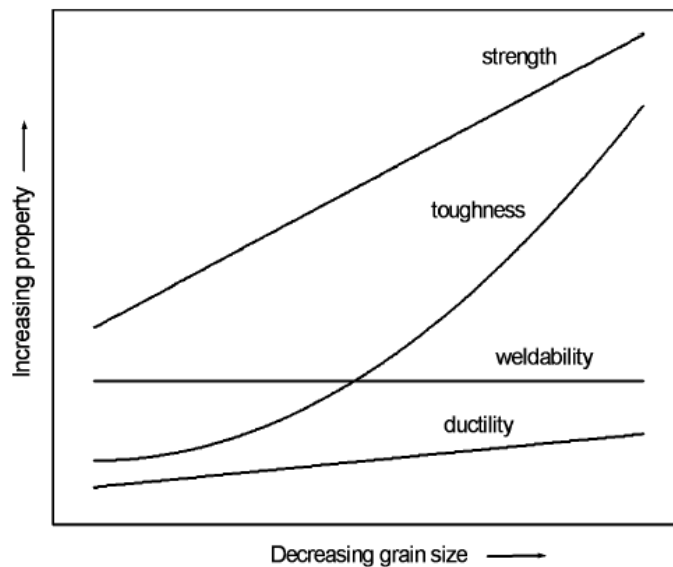
Ισχυροποίηση μέσω προτιμητέου κρυσταλλογραφικού προσανατολισμού του ιστού. Ορίζεται ως η αντίσταση στην μετακίνηση των διαταραχών εξαιτίας της ύπαρξης ενός συγκεκριμένου προτιμητέου κρυσταλλογραφικού προσανατολισμού στον ιστό. Αυτός ο μηχανισμός δεν φαίνεται να είναι τόσο δραστικός όσο οι υπόλοιποι μηχανισμοί σκλήρωσης, ενώ ταυτόχρονα η ανάπτυξη προτιμητέου κρυσταλλογραφικού ιστού τους χάλυβες με διεσπαρμένη δεύτερη φάση είναι δύσκολη.

Ισχυροποίηση μέσω μετασχηματισμών φάσεων. Ορίζεται ως η αντίσταση στην μετακίνηση των διαταραχών λόγω της παρουσίας νεοσχηματισμένων φάσεων, οι οποίες προέρχονται από μετασχηματισμό που ξεκινάει ταυτόχρονα με παραμόρφωση. Ο μηχανισμός αυτός ανοίγει νέες ευκαιρίες και θεωρείται η κύρια πρόκληση για έρευνα και εμβάθυνση.

Από τους έξι αυτούς μηχανισμούς σκλήρωσης ο κυρίαρχος μηχανισμός στους χάλυβες υψηλής αντοχής χαμηλής κραμάτωσης είναι αυτός της ισχυροποίησης των ορίων των κόκκων, διότι η επίδραση του μεγέθους κόκκου στις μηχανικές ιδιότητες είναι καθοριστική, και γιατί μπορεί να επιτευχθεί με τροποποιήσεις στη χημική σύσταση και στις παραμέτρους παραγωγής.

1.4.1. Εκλέπτυνση κόκκου

Η εκλέπτυνση κόκκου έχει άμεση επίδραση και εφαρμογή στους μικροκραματωμένους χάλυβες για τον λόγο ότι προσδίδει αυξημένη αντοχή και δυσθραυστότητα χωρίς να επηρεάζει τη συγκολλησιμότητα και την ολκιμότητα όπως φαίνεται και στην **Εικόνα 1.12** [72].



Εικόνα 1.12: Επίδραση του μεγέθους κόκκου του φερρίτη στις ιδιότητες του χάλυβα [72].

Η ποσοτική σχέση μεταξύ ορίου διαρροής και μεγέθους κόκκου στα μέταλλα είναι η Εξίσωση 2 των Hall-Petch [73], [74] :

$$\sigma_0 = \sigma_t + k_0 d^{-1/2} \quad (2)$$

Όπου:

- σ_0 = όριο διαρροής
- σ_t = όριο διαρροής μονοκρυστάλλου
- k_0 = παράγοντας Hall-Petch (σταθερά που παρουσιάζει την επίδραση της αντίστασης των ορίων των κόκκων στη μετακίνηση των διαταραχών στο αρχικό στάδιο της πλαστικής παραμόρφωσης)
- d = μέγεθος κόκκου

Η εκλέπτυνση κόκκου μπορεί να επιτευχθεί από τρεις τύπους κατακρήμνισης [72].

Μικρά σωματίδια, που δεν διαλύονται οπότε καθλώνουν τα όρια κόκκου του ωστενίτη κατά τη διάρκεια της επαναθέρμανσης και πριν την κατεργασία εν θερμώ. Τέτοια σωματίδια είναι συνήθως είναι νιτρίδια του τιτανίου και μερικές φορές καρβονιτρίδια του νιοβίου.

Σωματίδια, που διαλύονται κατά την επαναθέρμανση, αλλά κατακρημνίζονται στον ωστενίτη κατά τη διάρκεια της θερμής έλασης και αποτρέπουν την ανακρυστάλλωση και την

αύξηση του μεγέθους του κόκκου. Τέτοια σωματίδια είναι συνήθως καρβονιτρίδια του νιοβίου και μερικές φορές νιτρίδια του βαναδίου.

Τέλος, σωματίδια που κατακρημνίζονται μετά την έλαση κατά τη διάρκεια μετασχηματισμού του ωστενίτη σε φερρίτη. Τέτοια σωματίδια είναι συνήθως καρβονιτρίδια του βαναδίου και μερικές φορές καρβίδια του νιοβίου και του τιτανίου.

1.4.2. Σκλήρωση μέσω κατακρήμνισης

Η σκλήρωση μέσω κατακρήμνισης δημιουργείται από τα σωματίδια που κατακρημνίζονται στον φερρίτη. Αυτά τα σωματίδια εμποδίζουν την κίνηση των διαταραχών υπό φόρτιση και αυξάνουν το όριο διαρροής και την αντοχή σε εφελκυσμό. Τα κατακρημνίσματα, που χρησιμοποιούνται πιο συχνά για την ισχυροποίηση του ωστενίτη είναι τα καρβονιτρίδια του βαναδίου, ωστόσο τα καρβίδια του νιοβίου και του τιτανίου χρησιμοποιούνται επίσης σε χάλυβες χαμηλού άνθρακα και χαμηλού αζώτου. Τα νιτρίδια του τιτανίου είναι λιγότερο διαλυτά μικροκραματικά κατακρημνίσματα. Επίσης, τα νιτρίδια του τιτανίου σχηματίζονται σε υψηλές θερμοκρασίες και εφόσον έχουν μικρό μέγεθος και καλή διασπορά, αποτρέπουν την μεγέθυνση κόκκου του ωστενίτη σε κανονικές θερμοκρασίες αναθέρμανσης. Η περιεκτικότητα των μικροκραματικών στοιχείων, άνθρακα και αζώτου, καθώς και η θερμομηχανική επεξεργασία καθορίζουν εάν τα καρβίδια του τιτανίου και του νιοβίου και τα νιτρίδια του βαναδίου ή άλλα περίπλοκα σύμπλοκα καρβονιτρίδιων θα κατακρημνιστούν στον ωστενίτη ή στον φερρίτη. Το πιο ευδιάλυτο μικροκραματικό κατακρήμνισμα είναι το καρβίδιο του βαναδίου το οποίο κανονικά κατακρημνίζεται μόνο στον φερρίτη [72], [21], [75].

Η σχέση μεταξύ του μεγέθους κόκκου, του ποσοστού όγκου και του μεγέθους του κατακρημνίσματος προτάθηκε από τον Zener σύμφωνα με την Εξίσωση 3 [75].

$$R = \frac{4r}{3f} \quad (3)$$

Όπου:

- R = η ακτίνα του κόκκου του μητρικού υλικού
- r = η ακτίνα των κατακρημνισμάτων (καρφισωμένων σωματιδίων)
- f = το ποσοστό όγκου των κατακρημνισμάτων (καρφισωμένων σωματιδίων)

Η εξίσωση του Zener περιλαμβάνει τα κυριότερα χαρακτηριστικά για την αναχαίτιση της μεγέθυνσης του κόκκου από σωματίδια δευτερευουσών φάσεων. Ένα μικρότερο μέγεθος κόκκου θα μπορούσε να σταθεροποιηθεί από μεγαλύτερο κλάσμα όγκου σωματιδίων για δεδομένο μέγεθος κατακρημνισμάτων και μικρότερα κατακρημνίσματα είναι ικανά να σταθεροποιήσουν ένα μικρότερο μέγεθος κόκκου για δεδομένο κλάσμα όγκου κατακρημνισμάτων [21], [75].

Ένα ακόμα σημαντικό γεγονός που μπορεί να επηρεάσει το μέγεθος των σωματιδίων είναι η ωρίμανση κατά τον Oswald [21], [23], [75]. Σχετίζεται με την αύξηση του μεγέθους

του σωματιδίου, η οποία συμβαίνει για ένα σταθερό κλάσμα όγκου κατακρημνίσματος και μπορεί να έχει ως αποτέλεσμα τη σημαντική μείωση της επίδοσης του σωματιδίου. Ένας ορισμός για την ωρίμανση του Oswald μπορεί να δοθεί για την επιλεκτική μεγέθυνση μερικών σωματιδίων δευτερευουσών φάσεων, συνήθως των μεγαλύτερων σωματιδίων, που συνήθως μεγεθύνονται σε βάρος των μικρότερων σωματιδίων της ίδιας φάσης, τα οποία μικρότερα μειώνονται σε μέγεθος μέχρι να εξαφανιστούν. Η Εξίσωση 4 παρουσιάστηκε από τους Lifshitz, Slyozon και Wagner και περιγράφει την κινητική της μεγέθυνσης των σωματιδίων σε σχέση με την θερμοκρασία και τον χρόνο [75] :

$$r_t^3 - r_0^3 = \frac{8\sigma D[M]V}{9RT} t \quad (4)$$

Όπου:

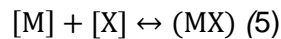
- r_1 = η ακτίνα του σωματιδίου για χρόνο t
- r_0 = η ακτίνα του σωματιδίου για χρόνο 0
- σ = η επιφανειακή ενέργεια της διεπιφάνειας σωματιδίου μητρικού υλικού
- D = συντελεστής διάχυσης των σχετικών ειδών ατόμων
- $[M]$ = συγκέντρωση (διαλυτότητα) των σχετικών ειδών ατόμων στο μητρικό υλικό
- V = γραμμομοριακός όγκος σωματιδίων
- R = σταθερά ιδανικού αερίου
- T = θερμοκρασία
- t = χρόνος

Ο πιο σημαντικός παράγοντας αυτής της εξίσωσης είναι η συγκέντρωση των σχετικών ειδών ατόμων, που είναι διαλυμένα στο μητρικό υλικό $[M]$. Η μεγέθυνση των καρφισωμένων σωματιδίων θα ελαχιστοποιηθεί για μικρό $[M]$ διαλυμένο στο μητρικό υλικό. Λόγω της θερμοδυναμικής ισορροπίας και της χαμηλής διαλυτότητας σε μεγάλες θερμοκρασίες, τα νιτρίδια του τιτανίου που σχηματίζονται στους 1400°C περίπου αντιστέκονται στην μεγέθυνση των κόκκων του ωστενίτη (π.χ. μετά από συγκόλληση ή σε φούρνο αναθέρμανσης) και αυτός είναι ο λόγος που τα καθιστούν τα πιο αποτελεσματικά σωματίδια για καθήλωση των ορίων των κόκκων. Η έννοια της ωρίμανσης του Oswald αναπτύχθηκε αρχικά για την μεγέθυνση των στερεών σωματιδίων σε υγρό μητρικό υλικό, αλλά οι μαθηματικές επεξηγήσεις εφαρμόζονται επιτυχώς και σε σωματίδια δευτερευουσών φάσεων μέσα σε στερεό μητρικό υλικό [4].

1.4.3. Διαλυτότητα των καρβιδίων και των νιτρίδιων

Με στόχο να κατανοηθεί η επιρροή των μικροκραματικών στοιχείων στις μηχανικές ιδιότητες και στην κατεργασία εν θερμώ είναι απαραίτητο να είναι ξεκάθαρες οι διεργασίες και οι αντιδράσεις που συμβαίνουν μέσα στον χάλυβα συμπεριλαμβανομένων των στοιχείων και των χημικών ενώσεων με τον άνθρακα και το άζωτο, που σχηματίζουν κατακρημνίσματα. Η αντίδραση ενός μικροκραματικού στοιχείου $[M]$ με ένα άτομο

παρεμβολής [X], και τα δυο διαλυμένα στον ωστενίτη, δίνουν μια χημική ένωση [MX] σε μια θερμοκρασία T και περιγράφονται από την Εξίσωση 5 και την Εξίσωση 6 [21] :



$$k_s = [M][X] \quad (6)$$

Το γινόμενο διαλυτότητας ορίζεται από την Εξίσωση 7:

$$\log k_s = A - \frac{B}{T} \quad (7)$$

Όπου:

- A και B = σταθερές για ένα δεδομένο σύστημα
- T = θερμοκρασία σε κέλβιν (K)

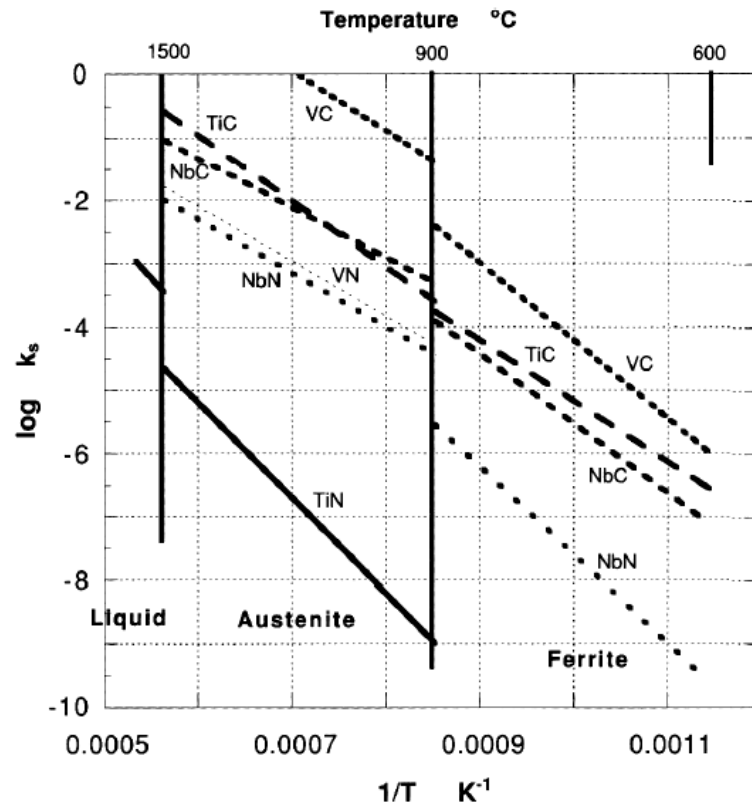
Τα γινόμενα διαλυτότητας των μικροκραματωμένων καρβιδίων και νιτριδίων συγκρίνονται στην **Εικόνα 1.13** . Τα γενικά συμπεράσματα είναι τα παρακάτω [21].

Στον ωστενίτη, τα νιτρίδια είναι πιο σταθερά από ότι τα καρβίδια. Επίσης, υπάρχουν μεγάλες διαφορές μεταξύ καρβιδίων του βαναδίου και νιτριδίων του βαναδίου, καθώς και μεταξύ νιτριδίων του τιτανίου και καρβιδίων του τιτανίου. Αντίθετα για τα νιτρίδια και τα καρβίδια του νιοβίου οι διαφορές είναι πολύ λιγότερες.

Πολλά από τα μικροκραματωμένα καρβίδια και νιτρίδια έχουν παρόμοια επίπεδα διαλυτότητας στον ωστενίτη με δυο αξιοσημείωτες εξαιρέσεις. Το νιτρίδιο του τιτανίου είναι χαρακτηριστικά πιο σταθερό από όλα τα υπόλοιπα νιτρίδια και καρβίδια. Αντίθετα, το καρβίδιο του βαναδίου είναι το πιο ευδιάλυτο από όλα τα υπόλοιπα καρβίδια και νιτρίδια.

Η διαλυτότητα του καρβιδίου του νιοβίου και του νιτριδίου του νιοβίου στον φερρίτη υποδεικνύουν ότι οι διαλυτότητες αυτών των χημικών ενώσεων είναι περίπου μια τάξη μεγέθους μικρότερη στον φερρίτη σε σχέση με την διαλυτότητα στον ωστενίτη για ίδια θερμοκρασία.

Η επίδραση της χημικής σύστασης του χάλυβα και της θερμομηχανικής διεργασίας στις αντιδράσεις διαλυτότητας και κατακρήμνισης αυτών των κατακρημνισμάτων είναι ουσιώδης για την επίτευξη των επιθυμητών ιδιοτήτων που είναι η βάση για την επιτυχή εφαρμογή των χαλύβων υψηλής αντοχής χαμηλής κραμάτωσης [4].



Εικόνα 1.13: Σύγκριση των γινομένων διαλυτότητας των καρβιδίων και των νιτριδίων [21].

Κεφάλαιο 2

2. Παραγωγή σωλήνων για αγωγούς

Υπάρχουν δύο κύριες μέθοδοι για την παραγωγή σωλήνων για βιομηχανική χρήση. Στην πρώτη παράγονται σωλήνες χωρίς ραφή και στην δεύτερη παράγονται σωλήνες μετά από ψυχρή διαμόρφωση και συγκόλληση. Οι πιο διαδεδομένες μέθοδοι συγκόλλησης για παραγωγή σωλήνων με ραφή είναι α) η συγκόλληση τόξου καταναλισκόμενου ηλεκτροδίου σε αδρανή ατμόσφαιρα και β) η συγκόλληση βυθιζόμενου τόξου για συγκολλήσεις με προσθήκη μετάλλου, γ) η συγκόλληση ηλεκτρικής αντίστασης και δ) η συγκόλληση μέσω επαγωγής για αυτογενείς συγκολλήσεις. Η τελευταία είναι ευρέως διαδεδομένη και κατάλληλη στον βιομηχανικό κλάδο της κατασκευής σωλήνων με ραφή χωρίς προσθήκη μετάλλου συγκόλλησης, όμως είναι κατάλληλη και για άλλες εφαρμογές [76].

2.1. Αυτογενής επαγωγική συγκόλληση υψίσυχνων ρευμάτων

Η αυτογενής επαγωγική συγκόλληση υψίσυχνων ρευμάτων είναι μια μοντέρνα κατασκευαστική μέθοδος κατά την οποία ελάσματα χαλύβων υψηλής αντοχής, που έχουν παραχθεί εν θερμώ από θερμομηχανική έλαση συνήθως, μπορούν να διαμορφωθούν σε σωλήνες από τους οποίους αποτελούνται αγωγοί μεγάλων αποστάσεων μεταφοράς φυσικού αερίου και πετρελαίου. Από αυτή τη μέθοδο μπορούν να κατασκευαστούν σωλήνες είτε ευθείας είτε ελικοειδούς ραφής. Η **Εικόνα 2.1** δείχνει τη διάταξη της εγκατάστασης πριν το σταθμό συγκόλλησης, όπου τα εν θερμώ κατεργασμένα ελάσματα διαμορφώνονται εν συνεχεία εν ψυχρό σε σχήμα σωλήνα από έλαστρα -ρόλους διαμόρφωσης. Η **Εικόνα 2.2** δείχνει τη διάταξη της εγκατάστασης του σταθμού συγκόλλησης (συγκολλητική μηχανή) ευθείας ραφής, όπου τα δυο επαπτόμενα άκρα του ελάσματος θερμαίνονται κατά το πέρασμα τους μέσα από τα πηνία επαγωγής και πιέζονται μαζί για να συνενωθούν από τους ρόλους πίεσης στο σταθμό συγκόλλησης. Το σημείο σύγκλισης των ακρών και οι διαχωρισμένες επαπτόμενες άκρες σχηματίζουν ένα σχήμα τύπου V. Το σημείο αυτό ονομάζεται κορυφή “Vee”, η οποία καθορίζει την έναρξη της σύνδεσης η οποία καταλήγει σε σχηματισμό συγκόλλησης. Το ρεύμα υψηλής συχνότητας ρέει κατά μήκος την εξωτερικής επιφάνειας του σωλήνα και κατά μήκος των ακρών της κορυφής “Vee”, με αποτέλεσμα να υπάρχει κλειστό ηλεκτρικό κύκλωμα όπως φαίνεται στην **Εικόνα 2.2**. Το κύκλωμα αυτό σχηματίζεται στο γενικό πλαίσιο τριών κύριων χαρακτηριστικών της επαγωγικής θέρμανσης με επαγωγή [77].

Το επαγωγικό φαινόμενο (induction effect), το οποίο επιτρέπει την ανέπαφη μετάδοση ισχύος στο τεμάχιο προς συγκόλληση με την βοήθεια εναλλασσόμενου μαγνητικού πεδίου. Το επαγωγικό πεδίο παράγει εναλλασσόμενο μαγνητικό πεδίο σύμφωνα με την Εξίσωση 8:

$$P_i = k\sqrt{f}A_W^2 \quad (8)$$

Όπου:

- P_i = επαγωγική ισχύς (kWcm^{-2})
- K = σταθερά
- A_w = εναλλαγές Ampere ανά cm του επαγωγέα
- f = συχνότητα (Hz)

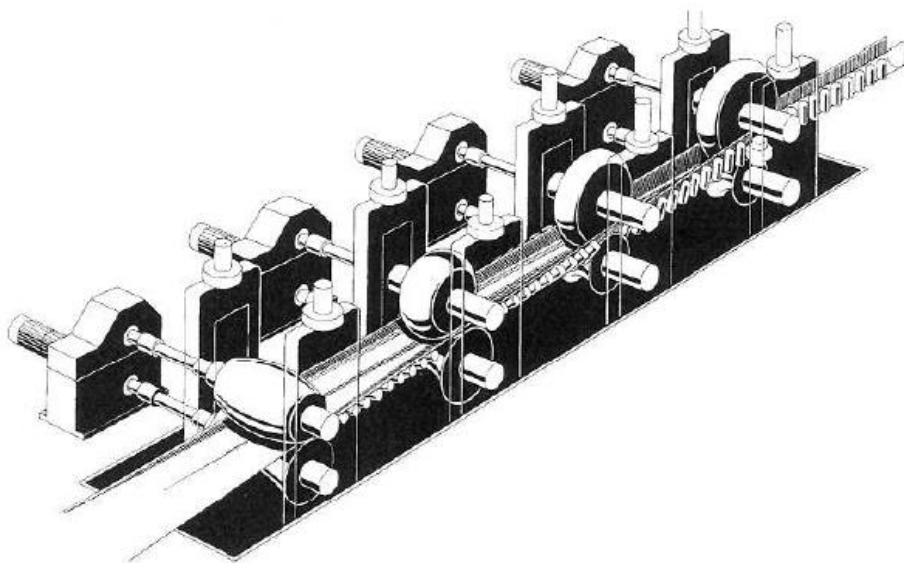
Το επιδερμικό φαινόμενο (skin effect), που πραγματοποιείται επειδή σε μεγάλες συχνότητες τα ηλεκτρικά ρεύματα και τα μαγνητικά πεδία μπορούν να συνυπάρξουν μόνο σε ένα λεπτό στρώμα στην επιφάνεια του αγωγού [78]. Το πάχος του λεπτού στρώματος καθορίζεται από την Εξίσωση 9:

$$\varepsilon = 5030 \sqrt{\frac{\rho}{\mu f}} \quad (9)$$

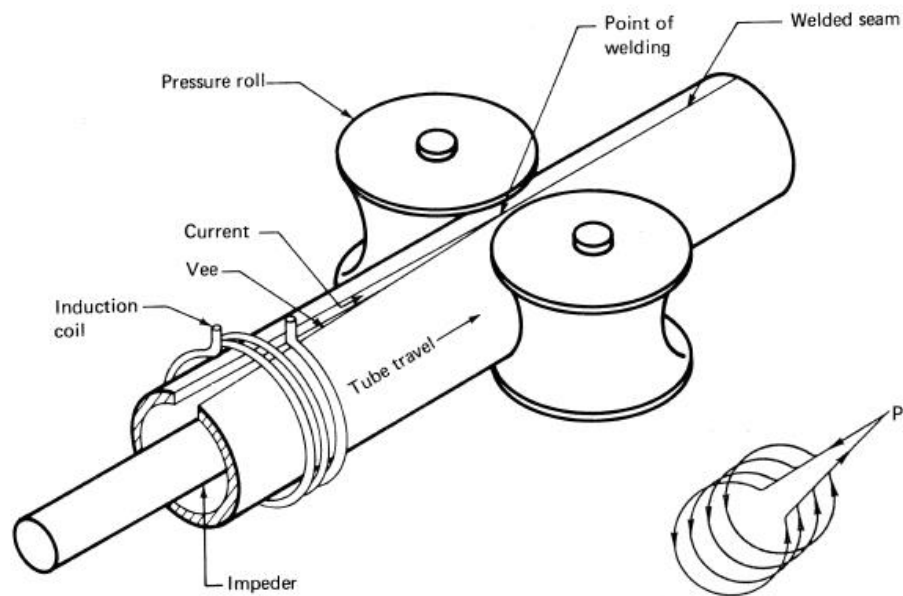
Όπου:

- ε = πάχος στρώματος
- ρ = σχετική αντίσταση σε Ωcm
- μ = σχετική διαπερατότητα του υλικού από το οποίο είναι φτιαγμένο ο αγωγός [77]

Το φαινόμενο γεινίασης (proximity effect) σημαίνει ότι τα υψίσυχνα ρεύματα πάντα ρέουν κατά μήκος της διόδου της μικρότερης αντίστασης. Τα δυο ρεύματα, που ρέουν σε αντίθετες κατευθύνσεις στο ίδιο υλικό έλκονται αμοιβαία, όπως και γίνεται στο σημείο της κορυφής “Vee” [77]. Ο Warren πρότεινε πως η θέση της συγκόλλησης θα πρέπει να είναι μεταξύ έξι και δεκατεσσάρων χιλιοστών αντίθετα στο ρεύμα από τον άξονα των πηνίων επαγωγής, ώστε η γωνία που σχηματίζεται στην κορυφή “Vee” να είναι μέσα σε ένα αποδεκτό εύρος [79].



Εικόνα 2.1: Σχηματική αναπαράσταση της διαδικασίας συνεχούς ψυχρής διαμόρφωσης του ελάσματος σε σωλήνα [80].



Εικόνα 2.2: Σχηματική αναπαράσταση της διαδικασίας της αυτογενούς επαγωγικής συγκόλλησης με υψίσυχνα ρεύματα (μεγάλο σχήμα αριστερά) και της διαδρομής του υψίσυχνου ρεύματος (μικρό σχήμα δεξιά) [77]. Το σημείο P δείχνει το σημείο συγκόλλησης.

Μόνο η θέρμανση κατά μήκος των ακρών του τόξου “Vee” είναι ικανές για συγκόλληση. Η άνοδος της θερμοκρασίας περιορίζεται εκεί εξαιτίας του συνδυασμού του επιδερμικού φαινομένου και του φαινομένου γειτνίασης. Το ρεύμα, που ρέει περιφερειακά του αγωγού έχει ως αποτέλεσμα σε θερμικές απώλειες, οι οποίες πρέπει να περιορίζονται. Αυτό επιτυγχάνεται μειώνοντας την αντίσταση του σωλήνα περιφερειακά ουσιαστικά επεκτείνοντας τη δίοδο του ρεύματος. Είναι σημαντικό το πηνίο επαγωγέα να είναι κατάλληλα σχεδιασμένο [77]. Η κατανομή και διείσδυση της θέρμανσης από το υψίσυχνο ρεύμα ελέγχονται μέσω του επιδερμικού φαινομένου και του φαινομένου γειτνίασης μαζί με τη συχνότητα της ισχύς της τροφοδοσίας και την ταχύτητα που διέρχεται ο σωλήνας από τη συγκολλητική μηχανή. Επομένως, η συχνότητα της συγκόλλησης και η ταχύτητα των ρόλων μπορεί να έχει επιλεχθεί προσεκτικά [81].

Αν και το φαινόμενο γειτνίασης είναι υπεύθυνο για την αμοιβαία έλξη των δυο επαπτόμενων ακρών, μπορεί να παρεμποδιστεί από τους εξής λόγους [79]:

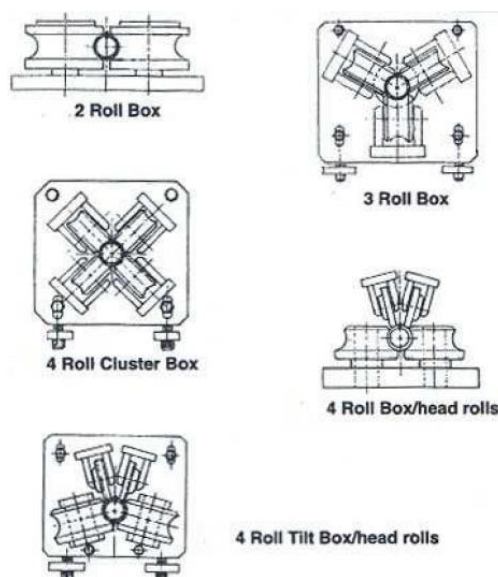
- Την τραχύτητα των δυο επαπτόμενων επιφανειών
- Την ύπαρξη στρώματος οξειδίου ή ξένου υλικού
- Την ύπαρξη λεπτού στρώματος απορροφημένου αερίου στην επιφάνια του οξειδίου
- Και τις σχετικές θέσεις των επαπτόμενων επιφανειών κατά την επιβολή υψίσυχνου ρεύματος, ώστε να επιτευχθεί η θέρμανση.

Για την αποφυγή των παραπάνω ανεπιθύμητων γεγονότων πριν τους ρόλους ψυχρής παραμόρφωσης, οι προς συγκόλληση άκρες του ελάσματος διέρχονται από μύλους με περιστρεφόμενους κυλίνδρους για την αφαίρεση υλικού, ώστε οι επιφάνειες προς

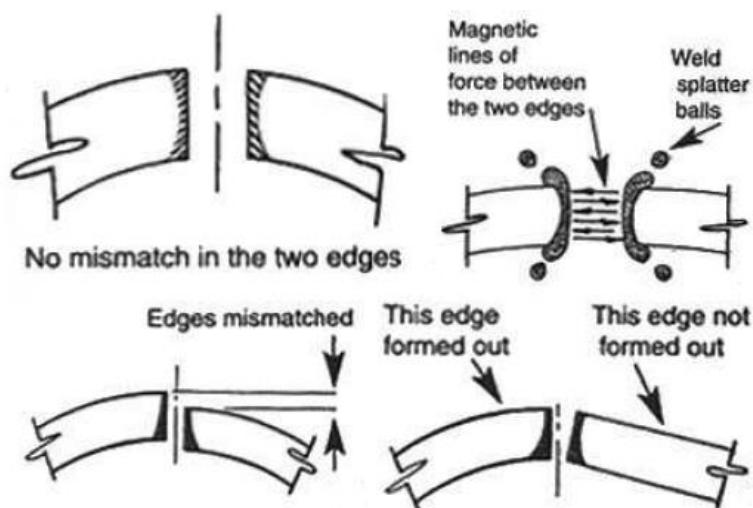
συγκόλληση να είναι φρέσκιες χωρίς οξειδωση και με κατάλληλη τραχύτητα. Επίσης, οι ρόλοι ψυχρής παραμόρφωσης, το πηνίο επαγωγής και οι ρόλοι πίεσης οφείλουν να είναι κατάλληλα τοποθετημένοι και ευθυγραμμισμένοι, ώστε η θέση της συγκόλλησης και οι σχετικές θέσεις των εφαπτόμενων ακρών προς συγκόλληση να είναι στην ίδια ευθεία.

Εφαρμόζοντας πίεση από τους ρόλους πίεσης της συγκολλητικής μηχανής, το λιωμένο υλικό με σχετικά υψηλή περιεκτικότητα από ακαθαρσίες εξωθείται από την συγκόλληση. Το μέταλλο στην συνένωση ρέει προς την εξωτερική και την εξωτερική επιφάνεια του σωλήνα. Η ποσότητα που εξωθείται καθορίζεται από την διαφορά μεταξύ της μετρημένης περιφέρειας στο τόξο “Vee” πριν από τους ρόλους πίεσης και του σωλήνα μετά τους ρόλους πίεσης, η οποία είναι συνήθως ένα με πέντε χιλιοστά. Η έκταση της πίεση έχει άμεση επιρροή στην αντοχή και δυσθραυστότητα της συγκόλλησης [82]. Μετά την συγκόλληση, το εξωθημένο υλικό αφαιρείται μηχανικά από την εσωτερική και την εξωτερική επιφάνεια του σωλήνα.

Η ποιότητα της συγκόλλησης, επίσης, καθορίζεται από συγκεκριμένες ρυθμίσεις της συγκολλητικής μηχανής και από τον σχεδιασμό των ρόλων πίεσης. Η **Εικόνα 2.3** δείχνει πέντε διαφορετικές διατάξεις ρόλων πίεσης, που χρησιμοποιούνται στο σταθμό συγκόλλησης. Μερικά κριτήρια, που ακολουθούνται στον σχεδιασμό αυτών των ρόλων είναι το γεγονός ότι το άνω πέλμα πρέπει να είναι αρκετά μεγάλο σε διάμετρο για να περιέχει και τις δυο άκρες και οι ρόλοι πίεσης, που βρίσκονται στην άνω μεριά πρέπει να είναι όσο το δυνατόν πιο λεπτοί, ώστε να μην υπάρχει καμία παραμόρφωση των ακρών κατά τον λυγισμό τους. Οι άνω ρόλοι χρησιμοποιούνται για να διορθώσουν μόνο μικρές αναντιστοιχίες στη σύνδεση των ακρών [79]. Η ιδανική θέση των εφαπτόμενων ακρών, της τήξης τους και δυο είδη αναντιστοιχιών παρουσιάζονται σχηματικά στην **Εικόνα 2.4**. Η κάθετη και η γωνιακή αναντιστοιχία (**Εικόνα 2.4**) έχουν ως αποτέλεσμα την ανομοιόμορφη θέρμανση και κατανομής της.



Εικόνα 2.3: Αναπαράσταση των ποικίλων διατάξεων ρόλων πίεσης που χρησιμοποιούνται στην συγκολλητική μηχανή σωλήνων [79].



Εικόνα 2.4: Ιδανική σχέση των δυο ακρών προς συγκόλληση παράλληλα και κάθετα (πάνω αριστερά). Η ηλεκτρομαγνητική δύναμη εκτοξεύει τηγμένο μέταλλο κατά τη διάρκεια της συγκόλλησης με υψίσυχο ρεύμα (πάνω δεξιά). Αναντιστοιχισμένες άκρες σε κάθετη διεύθυνση (κάτω αριστερά). Γωνιακά αναντιστοιχισμένες άκρες (κάτω δεξιά) [79].

2.2. Πλεονεκτήματα

Η αυτογενής συγκόλληση υψίσυχνων ρευμάτων περιλαμβάνει τις συγκολλήσεις με επαγωγή και με αντίσταση. Η δεύτερη απαιτεί ηλεκτρική επαφή για να θερμανθεί η περιοχή προς συγκόλληση, ενώ η αλλοίωση της τελικής μικροδομής των συγκολλήσεων και των σωλήνων από την ηλεκτρική επαφή δεν αποτελεί πρόβλημα στη συγκόλληση υψίσυχνων ρευμάτων με επαγωγή.

Η συγκόλληση με υψίσυχνα ρεύματα είναι μεγαλύτερης ενεργειακής απόδοσης σε σχέση με τις συμβατικές συγκολλήσεις αντίστασης και επαγωγής. Το 60% της ενέργειας από τη γραμμή ισχύος μετατρέπεται σε χρήσιμη θέρμανση κατά τη διαδικασία [76]. Σε σύγκριση με τη συγκόλληση βυθιζόμενου τόξου, η επαγωγική διαδικασία δεν απαιτεί μέταλλο προσθήκης, άρα, έχει και μεγαλύτερη παραγωγικότητα [76], [83].

Η λεπτή ζώνη τήξης και η θερμικά επηρεασμένη ζώνη που επιτυγχάνεται μέσω της συγκόλλησης υψίσυχνων ρευμάτων με επαγωγή είναι δυνατότερη και ανθεκτικότερη από πολλές άλλες συγκολλήσεις εξαιτίας της απουσίας δομής χυτού και της ελαχιστοποίησης της αλλοίωσης των συγκολληθέντων τεμαχίων [76].

2.3. Έλεγχος ποιότητας

Με σκοπό την εγγύηση της καλής ποιότητας της συνένωσης μέσω συγκόλλησης υψίσυχνων ρευμάτων με επαγωγή, πολλοί παράγοντες και λεπτομέρειες πρέπει να ελεγχθούν και να ρυθμιστούν. Υπάρχουν πολλές παράμετροι οι οποίες πρέπει να ελέγχονται στον σταθμό συγκόλλησης για να παραχθούν προϊόντα χαλύβδινων σωλήνων που να ικανοποιούν τις απαιτήσεις λειτουργίας υπό πίεση φυσικού αερίου ή υγρών υδρογονανθράκων. Μερικοί από αυτούς τους παράγοντες είναι: οι γεωμετρικές διαστάσεις

του ελάσματος, η γεωμετρία και τραχύτητα των ακρών προς συγκόλληση και ο υποβιβασμός περιφερειακά κατά τη ψυχρή διαμόρφωση σε σωλήνα. Η εξωτερική διάμετρος του συγκολλημένου σωλήνα πρέπει να είναι μικρότερη από την περιφέρεια του μη συγκολλημένου σωλήνα, ώστε να είναι σίγουρο ότι κατά την συγκόλληση οι ρόλοι πίεσης θα εξωθήσουν αρκετό υλικό από τη ζώνη συγκόλλησης. Όλες αυτές οι προσπάθειες έγιναν με στόχο να αποφευχθούν οι ατέλειες εξαιτίας της ακατάλληλης ρύθμισης ισχύος, η οποία προκαλεί ψυχρή, κολλώδη συγκόλληση ή καθόλου συγκόλληση ή συγκόλληση με κενά από φυσαλίδες (διότι με την άνοδο της θερμοκρασίας ανεβαίνει ο κορεσμός στο τήγμα σε αέρια) [79].

Το μέγεθος της εισόδου θερμότητας αντανακλάται άμεσα στην μικροδομή, το οποίο μπορεί να αποκαλύψει την ποιότητα της συγκόλλησης, ώστε να καθοριστεί πότε οι παράμετροι είναι ρυθμισμένοι σωστά ή όχι. Οι κύριες παράμετροι ελέγχου είναι [82]:

- f_n, f_i, f_o : το εύρος (πλάτος) της περιοχής συγκόλλησης (ζώνη τήξης) μετρημένο σε γεωμετρικά ουδέτερη γραμμή, εντός και εκτός του τοιχώματος του σωλήνα.
- h_n, h_i, h_o : το εύρος (πλάτος) της θερμικά επηρεασμένης ζώνης συγκόλλησης μετρημένο σε γεωμετρικά ουδέτερη γραμμή, εντός και εκτός του τοιχώματος του σωλήνα.
- Κανονικό εύρος : $f_o \approx f_i \approx (1,3 \sim 3) f_n$, $f_n = 0,02 \sim 0,14$ mm
- Προειδοποιητικό εύρος : $f_o \approx f_i \approx (3 \sim 5) f_n$, $f_n = 0,01 \sim 0,02$ mm ή $f_n = 0,14 \sim 0,17$ mm

Η ιδανική συνθήκη συγκόλλησης όσον αφορά στην παράμετρο της εισόδου θερμότητας μπορεί να καθοριστεί πειραματικά με προσομοιώσεις συγκολλήσεων ηλεκτρικής αντίστασης, μη καταστροφικό έλεγχο συγκολλήσεων με υπερήχους για ατέλειες και με μετρήσεις ενέργειας κρούσης. Το ιδανικό εύρος θερμότητας εισόδου πρέπει να επανακαθιερωθεί, όποτε οι συνθήκες του υλικού αλλάζουν.

Όσο η σύγχρονη ζήτηση για πετρέλαιο και φυσικό αέριο αυξάνεται, τα κύρια προδιαγραφές οδηγούν στη δημιουργία των εξής απαιτήσεων [84]:

- Επίτευξη μεγαλύτερης αντοχής ποιότητες χάλυβα ικανές να μην χρειάζονται προθέρμανση για συγκόλληση με ηλεκτρόδια σελλουλόζης.
- Χάλυβες υψηλής καθαρότητας για αντίσταση στην διάδοση της πλαστικής θραύσης σε αγωγούς μεταφοράς φυσικού αερίου και υψηλής ακεραιότητας συγκόλληση ευθείας ραφής

- Έλεγχος των επιπέδων του διαφορισμού στο κέντρο των ελασμάτων¹ για να διασφαλιστεί η ποιότητα της συγκόλλησης σε μικρής διαμέτρου σωλήνες που προέρχονται από διχοτόμηση των ελασμάτων.

Οι απαιτήσεις για σωλήνες υψηλότερης αντοχής και ολκιμότητας έχει οδηγήσει σε υψηλότερες περιεκτικότητες σε μαγγάνιο στα εν θερμώ χαλύβδινα ελάσματα. Ωστόσο, υψηλότερη περιεκτικότητα σε μαγγάνιο (>1,2% κ.β.) και μεγαλύτερη πάχη τοιχώματος είναι πιθανόν να προκαλέσουν ατέλειες διείσδυσης στην ζώνη συγκόλλησης. Αυτές οι ατέλειες γενικά κατηγοριοποιούνται ως εξής:

- Υπολειπόμενα οξειδία $FeO-MnO-SiO_2-Al_2O_3$ που δεν έχουν εξωθηθεί από την συγκόλληση
- Εκτεθειμένες ρωγμές στην εξωτερική επιφάνεια του σωλήνα λόγω της κύρτωσης κατά τη διαμόρφωση και θερμές ρηγματώσεις
- Φυσαλίδες, που περιέχουν οξειδία

Οι ατέλειες διείσδυσης εμφανίζονται πιο συχνά όσο η θέρμανση εισόδου αυξάνεται και η ταχύτητα της συγκολλητικής μηχανικής και η αναλογία μαγγανίου – πυριτίου μειώνεται. Η περιεκτικότητα σε μαγγάνιο και πυρίτιο στη συγκόλληση μειώνεται αισθητά με τον θερμικό συντελεστή, ο οποίος ορίζεται ως εξής:

$$Q = \frac{E_p I_p}{ut} \quad (10)$$

Όπου:

- E_p = το δυναμικό στο μεταλλικό έλασμα (kV)
- I_p = το ρεύμα στο μεταλλικό έλασμα (A)
- u = ταχύτητα της συγκόλλησης του σωλήνα (m/min)
- t = το πάχος τοιχώματος του σωλήνα

Αυτός ο θερμικός συντελεστής χρησιμοποιείται γενικά ως δείκτης για συνθήκες συγκόλλησης σωλήνα. Η τιμή του είναι μεγαλύτερη με μείωση της ταχύτητας συγκόλλησης και αύξηση της εισαγόμενης θερμότητας στη συγκόλληση [85].

Γενικά, η σύνδεση μέσω συγκόλλησης με επαγωγή σε σωλήνα περιέχει ατέλειες, που μπορεί να έχουν προκληθεί από περιβαλλοντικούς παράγοντες ή από ακατάλληλη ισχύ κατά συγκόλληση ραφής [86]. Οι ατέλειες αυτές είναι συνδεδεμένες με την έναρξη θραύσης από κόπωση [87], [88]. Ο ρυθμός διάδοσης της ρωγμής κόπωσης στη ζώνη συγκόλλησης είναι μικρότερος από αυτόν στο μέταλλο βάσης. Αυτό μάλλον προκαλείται από την

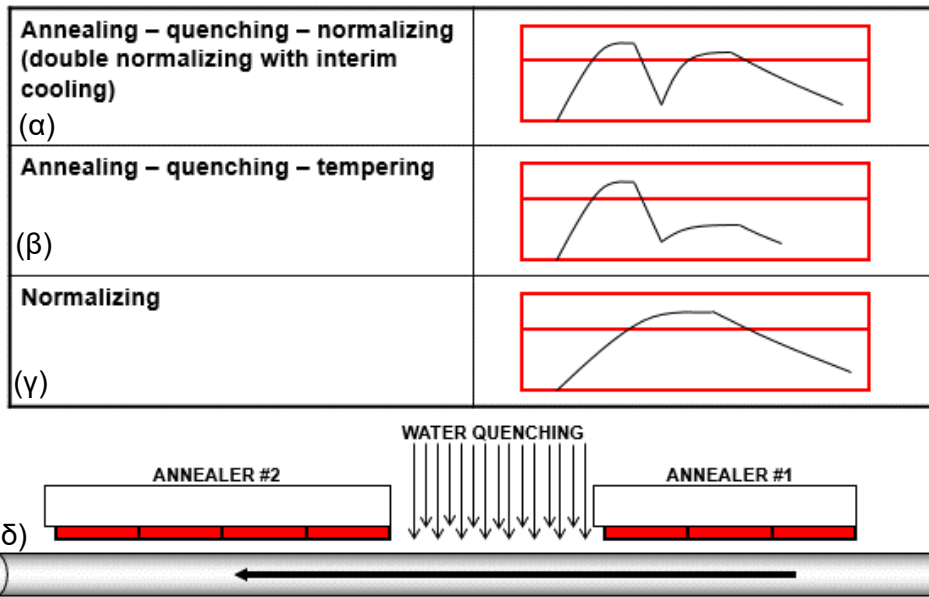
¹ ο διαφορισμός προέρχεται από το τελευταίο στερεοποιηθέν κλάσμα κατά της στερεοποίηση, το οποίο είναι κορεσμένο σε ακαθαρσίες, αν υπάρχουν, αφού το υγρό έχει μεγαλύτερη διαλυτότητα σε ακαθαρσίες από το στερεό

σκληρωμένη μικροδομή και τις παραμορφωμένη διάδοση των ρωγμών της κόπωσης ανάμεσα από τους ακανόνιστα διατεταγμένους μεγεθυμένους κόκκους στην ζώνη συγκόλλησης [89], [90]. Για βέλτιστη ισχύ εισαγωγής σχηματίζονται μικρά οξειδία στην ζώνη συγκόλλησης, τα οποία δεν βοηθάνε σε μείωση του ρυθμού διάδοσης της κόπωσης [91]. Για την ανίχνευση και αξιολόγηση τέτοιου τύπου ατελειών υπάρχει μη καταστροφική μέθοδος [92].

Η καθαρότητα του χάλυβα απαιτεί χαμηλές περιεκτικότητες σε θείο για την βελτιστοποίηση δυσθραυστότητας στο μέταλλο βάσης του σωλήνα και την αποφυγή της συσσώρευσης εγκλεισμάτων αλούμινας, ώστε να μειωθούν οι ενδείξεις για σφάλματα από τον έλεγχο με υπερήχους στην περιοχή της ευθείας ραφής συγκόλλησης. Έτσι, το μέγιστο σε περιεκτικότητα θείου έχει οριστεί αυστηρά σε 0.005% κ.β. και τα πραγματικά επίπεδα ασβεστίου έχουν μειωθεί από 0,0035% κ.β. για εμβολιασμό σε 0,0008% κ.β. για απαερίωση σε κενό κατά τη διαδικασία παραγωγής χάλυβα [84], [93]. Για πιο αυστηρές απαιτήσεις σε αγωγούς μεταφοράς φυσικού αερίου, που περιέχουν μεγάλα ποσοστά ρευστοποιήσιμων υδρογονανθράκων όπου χρειάζονται μεγαλύτερες τιμές ενεργειών κρούσης κατά Charpy, είναι απαραίτητο οι τιμές του θείου να κυμαίνονται κάτω από 0,003% κ.β [94].

2.4. Θερμική κατεργασία μετά την συγκόλληση

Η κύρια δυσκολία στις συγκολλήσεις είναι η αποφυγή της απότομης μείωσης των ιδιοτήτων, που οφείλονται σε εμφάνιση μικροδομών, οι οποίες μειώνουν την αντοχή στην ψαθυρή θραύση στην θερμικά επηρεασμένη ζώνη [95]. Γι' αυτό το λόγο χρησιμοποιείται συχνά πια μετά την επαγωγική συγκόλληση σωλήνων με υψίσυχνα ρεύματα δύο κύκλων θερμική κατεργασία με ενδιάμεση ψύξη μέχρι τη θερμοκρασία περιβάλλοντος (ανόπτηση) (**Εικόνα 2.5**). Σε εμπορικούς χάλυβες, μονή θερμική κατεργασία ανόπτησης παρουσίασε μικρή άνοδο στην δυσθραυστότητα [96]. Οι ιδιότητες δυσθραυστότητας του μετάλλου βάσης εμφανίζονται στην περιοχή της συγκόλλησης μόνο όταν γίνει βαφή με νερό μετά τον πρώτο κύκλο ανόπτησης και αμέσως επαναθέρμανση σε θερμοκρασία ωστενιτοποίησης. Για να επιτευχθεί αυτό είναι απαραίτητο η θερμική κατεργασία να γίνει τοπικά μόνο στην περιοχή της συγκόλλησης χωρίς να επηρεαστεί αρνητικά ολόκληρος ο σωλήνας από την θερμική κατεργασία, κάτι το οποίο μπορεί να επιτευχθεί μόνο με επαγωγική θέρμανση.



Εικόνα 2.5: Θερμικές κατεργασίες μετά την συγκόλληση α) διπλής ανόπτησης με ενδιάμεση ψύξη (βαφή), β) ανόπτησης και επαναφοράς με ενδιάμεση ψύξη (βαφή), γ) μονής ανόπτησης. δ) Διάταξη σταθμού θερμικής κατεργασίας σωλήνα μετά από συγκόλληση [97]

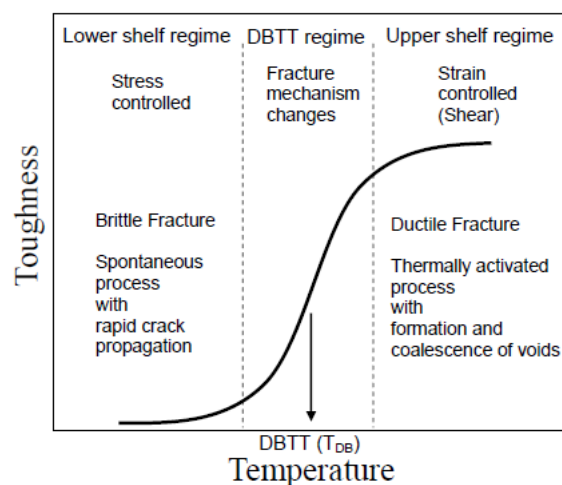
Κεφάλαιο 3

3. Επίδοση υλικού - Δυσθραυστότητα

3.1. Η μηχανική των θραύσεων

Η αντοχή στην θραύση είναι μια ιδιότητα, η οποία περιγράφει την ικανότητα ενός υλικού που περιέχει ρωγμές να αντέχει στην θραύση. Περιγράφεται σε όρους έργου θραύσης και μια παράμετρος του είναι η ένταση της κρίσιμης τάσης, αναφερόμενη ως K_{Ic} με μονάδες $Mpa\sqrt{m}$. Στην **Εικόνα 3.1** φαίνεται σχηματικά η αντοχή σε θραύση χωροκεντρομένου κυβικού συστήματος μετάλλων σε συνάρτηση με τη θερμοκρασία [98].

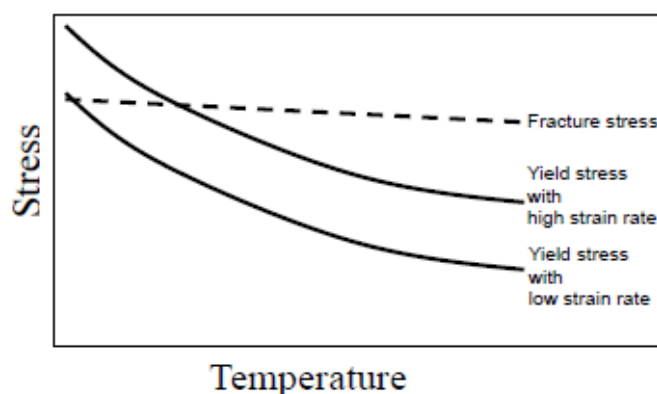
Η θραύση μπορεί να διαχωριστεί σε όρους όλκιμης και ψαθυρής διαδικασίας. Η όλκιμη θραύση σχετίζεται με την πλαστικότητα πριν την αστοχία. Είναι αποτέλεσμα διατμητικής παραμόρφωσης και σχηματισμού και συνένωσης οπών. Αντίθετα, η ψαθυρή θραύση περιλαμβάνει ραγδαία διάδοση ρωγμών με ελάχιστη τοπική πλαστική παραμόρφωση. Η μετάβαση από την όλκιμη στην ψαθυρή θραύση συμβαίνει καθώς η θερμοκρασία δοκιμής μειώνεται και η πλαστική διαρροή γίνεται πιο δύσκολη σε σχέση με το σχισμό, και είναι χαρακτηριστικό των υλικών με τάση διαρροής εξαρτώμενη από την θερμοκρασία. Επειδή, η θραύση μέσω σχισμού είναι ανεξάρτητη της θερμοκρασίας, η τάσης διαρροής γίνεται μεγαλύτερη από την απαιτούμενη για σχισμό σε χαμηλές θερμοκρασίες οπότε το υλικό γίνεται ψαθυρό. Όλων των μετάλλων χωροκεντρωμένου κυβικού πλέγματος το όριο διαρροής είναι εξαρτημένο από την θερμοκρασία. Η πλαστική διαρροή στη χωροκεντρωμένη κρυσταλλική δομή του σιδήρου γίνεται ιδιαίτερα δύσκολη σε χαμηλές θερμοκρασίες επειδή ο πυρήνας των διαταραχών είναι ανισότροπος, οδηγεί σε με μεγάλη αντίσταση Peierls (η δύναμη που χρειάζεται μια διαταραχή εντός του πλέγματος των ατόμων μοναδιαίας κυψελίδας) και τελικά χρειάζεται μεγαλύτερη τάση για να μετακινηθούν οι διαταραχές [23].



Εικόνα 3.1: Σχηματική αναπαράσταση της αντοχής σε θραύση μετάλλων χωροκεντρομένου κυβικού πλέγματος σε συνάρτηση με την θερμοκρασία [98].

Έτσι, η θερμοκρασία λειτουργίας και η ταχύτητα παραμόρφωσης έχουν σημαντική επίδραση στον μηχανισμό θραύσης. Στην **Εικόνα 3.2**: Σχηματική αναπαράσταση της επίδρασης της θερμοκρασίας και της ταχύτητας παραμόρφωσης στο όριο διαρροής και όριο θραύσης . φαίνεται ότι η μείωση της θερμοκρασίας και η αύξηση της ταχύτητας παραμόρφωσης έχουν ως αποτέλεσμα την αύξηση του ορίου ελαστικότητας του μετάλλου [99]. Ωστόσο, η τάσης θραύσης θα αυξηθεί με μείωση της θερμοκρασίας και με αύξηση του ρυθμού παραμόρφωσης. Επομένως, σε συγκεκριμένες συνθήκες όπως χαμηλές θερμοκρασίες και μεγάλο ρυθμό παραμόρφωσης, η ψαθυρή θραύση μπορεί να λάβει χώρα κάτω από το όριο διαρροής.

Η ψαθυρή θραύση σε χαμηλές θερμοκρασίες ήρθε στο προσκήνιο από τα πλοία της Ελευθερίας (Liberty ships). Το 1943, κατά τη διάρκεια του δευτέρου παγκοσμίου πολέμου, πολλά τέτοια πλοία που βρέθηκαν σε κρύες περιοχές μεταξύ Σιβηρίας και Αλάσκας έσπασαν λόγω ελαττωμάτων, που προκλήθηκαν από συγκόλληση, την τοπική συγκέντρωση των τάσεων σε ακριανά σημεία και την χαμηλή δυσθραυστότητα των υλικών που χρησιμοποιήθηκαν [99]. Μετά από αυτό, ο σχεδιασμός τεχνικών έργων γίνεται με την προϋπόθεση της ύπαρξης εσωτερικών ρωγμών στους χάλυβες και με δεδομένη αντοχή, ολκιμότητα και δυσθραυστότητα.



Εικόνα 3.2: Σχηματική αναπαράσταση της επίδρασης της θερμοκρασίας και της ταχύτητας παραμόρφωσης στο όριο διαρροής και όριο θραύσης [99].

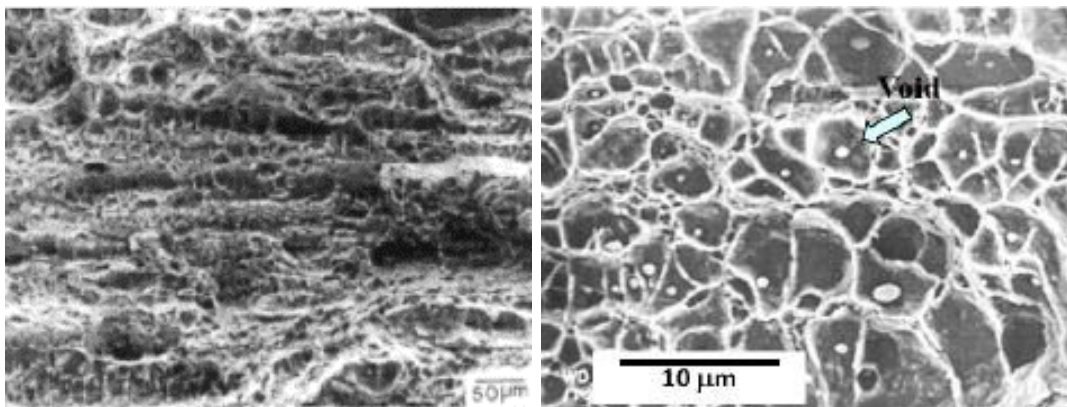
3.1.1. Όλκιμη θραύση

Η όλκιμη θραύση χαρακτηρίζεται από ένα μεγάλο ποσοστό παραμόρφωσης, το οποίο προκαλεί μεγάλη απορρόφηση ενέργειας κατά την διαδικασία. Γενικά η όλκιμη θραύση χαρακτηρίζεται από τρία στάδια: δημιουργία οπών, ανάπτυξη των οπών κι συνένωση των οπών. Χαρακτηριστικά όπως χαμηλό ρυθμός παραμόρφωσης, υψηλή θερμοκρασία λειτουργίας και επίπεδη εντατική κατάσταση είναι ευνοϊκά για την όλκιμη θραύση.

Η δημιουργία οπών προκαλείται είτε από διαχωρισμό των επιφανειών των εγκλεισμάτων με το μητρικό υλικό (όπως συμβαίνει με τα σουλφίδια του μαγγανίου και τη φερριτική μήτρα) ή από ρηγμάτωση των σωματιδίων. Ανάλογα με το μέγεθος και σχήμα των σωματιδίων το

μέγεθος και σχήμα των οπών ποικίλει. Η ανάπτυξη των οπών προκαλείται από την πλαστική παραμόρφωση του μητρικού υλικού, που περιβάλλει την επιφάνεια του εγκλείσματος και εκεί γίνεται η μεγαλύτερη απορρόφηση ενέργειας μεταξύ των τριών σταδίων της όλκιμης θραύσης. Η έκταση της πλαστικής παραμόρφωσης επίσης εξαρτάται από το σχήμα, μέγεθος και την απόσταση μεταξύ των οπών. Μετά από συγκεκριμένη αύξηση των οπών, η απόσταση μεταξύ των γειτονικών οπών είναι τόσο μικρή όπου λαμβάνει χώρα η συνένωση τους.

Στην **Εικόνα 3.3** φαίνεται η επιφάνεια όλκιμης θραύσης όπου μικροοπές έχουν δημιουργηθεί από ύπαρξη σφαιροειδών καρβιδίων.



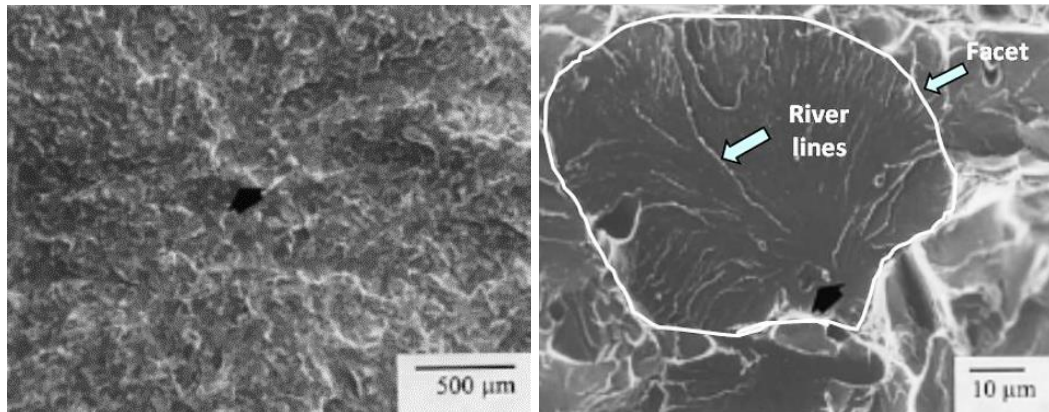
Εικόνα 3.3: Επιφάνεια όλκιμης θραύσης σε μικρή μεγέθυνση (αριστερά) και μεγάλη μεγέθυνση (δεξιά), όπου φαίνονται μικροοπές (micro-voids) να δημιουργούνται από σωματίδια σφαιροειδών σουλφιδίων του μαγγανίου (MnS) [100].

3.1.2. Ψαθυρή θραύση

Στα υλικά που κρυσταλλώνονται στο χωροκεντρομένο κυβικό σύστημα η ψαθυρή θραύση ή σχισμός πραγματοποιείται από την διακρυσταλλική αποκόλληση των {001} οικογενειών επιπέδων, που είναι και γνωστά ως επίπεδα σχισμού [101]. Αν και οι {001} οικογένειες επιπέδων δεν είναι τα επίπεδα χαμηλής ενέργειας του χωροκεντρωμένου κυβικού συστήματος του σιδήρου, χαμηλότερη εφελκυστική δύναμη κατά τον άξονα <001> κάνει τα επίπεδα {001} πιο επιρρεπή σε θραύση μέσω σχισμού εξαιτίας του μετασχηματισμού από χωροκεντρωμένο κυβικό σύστημα σε εδροκεντρωμένο κυβικό σύστημα [102]. Η χαμηλή θερμοκρασία, ο μεγάλος ρυθμός παραμόρφωσης και η φόρτιση σε ένα επίπεδο είναι ευνοϊκά για ψαθυρή θραύση. Εξαιτίας της ασυμμετρίας των τάσεων γύρω από μια διαταραχή, η τάση ολίσθησης, για παράδειγμα η τάση Peierls-Nabarro είναι μεγαλύτερη στα υλικά χωροκεντρωμένου κυβικού συστήματος σε σύγκριση με αυτά του εδροκεντρωμένου κυβικού συστήματος [101]. Αντίθετα, στα υλικά χωροκεντρωμένου κυβικού συστήματος υπάρχουν μόνο δώδεκα πρωταρχικά συστήματα ολίσθησης. Έτσι, στα υλικά του χωροκεντρωμένου κυβικού πλέγματος η συνεισφορά της τάσης ολίσθησης στο όριο διαρροής είναι μεγαλύτερη σε σχέση με αυτή της τάσης της αλληλεπίδρασης των διαταραχών. Η τάση Peierls-Nabarro είναι ευαίσθητη στη θερμοκρασία, άρα το όριο

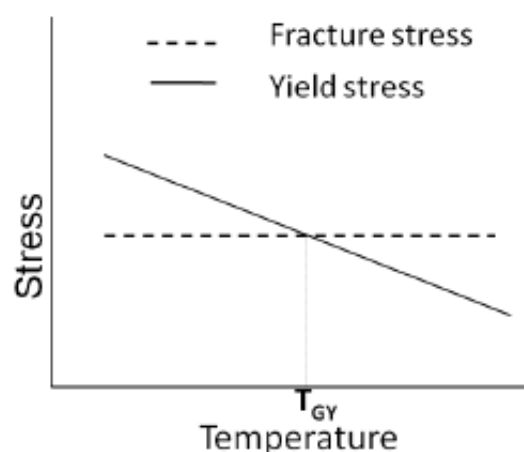
διαρροής των υλικών που κρυσταλλώνονται στο χωροκεντρωμένο κυβικό σύστημα είναι ισχυρά εξαρτημένο από την θερμοκρασία [100].

Στην **Εικόνα 3.4** φαίνεται η επιφάνεια ψαθυρής θραύσης όπου σχηματισμοί τύπου ποταμιού έχουν δημιουργηθεί από ύπαρξη σωματιδίου νιτριδίου του τιτανίου.



Εικόνα 3.4: Επιφάνεια ψαθυρής θραύσης σε μικρή μεγέθυνση (αριστερά) και μεγάλη μεγέθυνση (δεξιά), όπου φαίνονται η όψη (facet) του σχισμού που έχει δημιουργηθεί από ύπαρξη σωματιδίου νιτριδίου του τιτανίου και οι σχηματισμοί τύπου ποταμιού (river lines) που φαίνεται ότι έχουν σχηματιστεί με αρχή το σωματίδιο.

Η διαφοροποίηση στο όριο διαρροής και όριο θραύσης σε σχέση με την θερμοκρασία φαίνεται στην **Εικόνα 3.5**. Η θερμοκρασία (T_{GY}) στην οποία το όριο διαρροής τέμνει το όριο θραύσης είναι γνωστή ως η γενικευμένη θερμοκρασία διαρροής [103]. Η σημαντικότητα της θερμοκρασίας αυτής είναι ότι κάτω από αυτήν λαμβάνει χώρα ψαθυρή θραύση χωρίς πλαστική διαρροή. Στα υλικά χωροκεντρωμένου κυβικού συστήματος, εξαιτίας της ευαισθησίας υψηλής θερμοκρασίας του ορίου διαρροής πραγματοποιείται θραύση μέσω σχισμού.

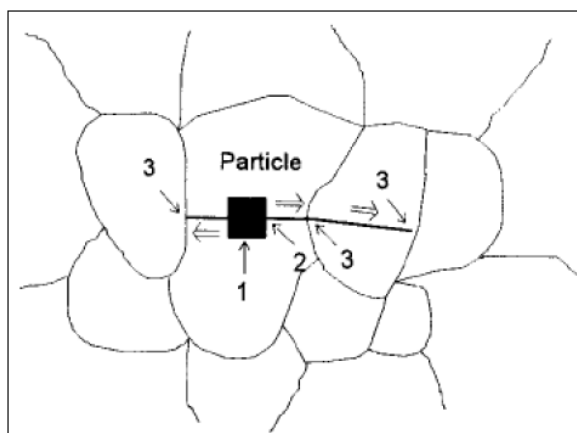


Εικόνα 3.5: Σχηματική αναπαράσταση της διαφοροποίησης του ορίου διαρροής και ορίου θραύσης σε σχέση με την θερμοκρασία. Ως T_{GY} αναφέρεται η γενικευμένη θερμοκρασία διαρροής [100].

Αντίθετα, το όριο θραύσης μέσω σχισμού είναι, επίσης, μια κρίσιμη παράμετρος που εξαρτάται από παραμέτρους της μικροδομής και τον μηχανισμό σχισμού [103].

Ο μηχανισμός θραύσης μέσω σχισμού στους χάλυβες περιλαμβάνει 3 βήματα, τα οποία φαίνονται και στην **Εικόνα 3.6** [104]. Αρχικά, μια μικρορωγμή δημιουργείται σε ατέλειες της μικροδομής, όπως εγκλείσματα (νιτρίδια του τιτανίου), σκληρές φάσεις (περλίτης, νησίδες μαρτενσίτη-ωστενίτη) καρβίδια στα όρια των κόκκων, συσσώρευση των διαταραχών και διδυμισμό. Έπειτα, πραγματοποιείται η διάδοση της μικρορωγμής εγκάρσια στην διεπιφάνεια σωματιδίου - μητρικού υλικού. Τέλος, η μικρορωγμή διαδίδεται εγκάρσια του πρώτου ορίου μητρικού υλικού – μητρικού υλικού.

Οι συνθήκες που κυριαρχεί κάθε ένα από τα παραπάνω βήματα ποικίλουν σε μικροδομή, θερμοκρασία, κατανομή τάσης και παραμόρφωσης πάνω στην εγκοπή / προ-ρηγματωμένο άκρο [105], [106], [107].



Εικόνα 3.6: Σχηματική αναπαράσταση όπου φαίνονται τα διαφορετικά βήματα της θραύσης μέσω σχισμού. Βήμα 1: Δημιουργία μικρο-ρωγμών λόγω χαρακτηριστικών της μικροδομής, Βήμα 2: Διάδοση της μικρο-ρωγμής εγκάρσια της διεπιφάνειας σωματιδίου-μήτρας, Βήμα 3: Διάδοση της μικρο-ρωγμής εγκάρσια στα όρια κόκκων μητρικού υλικού - μητρικού υλικού [104].

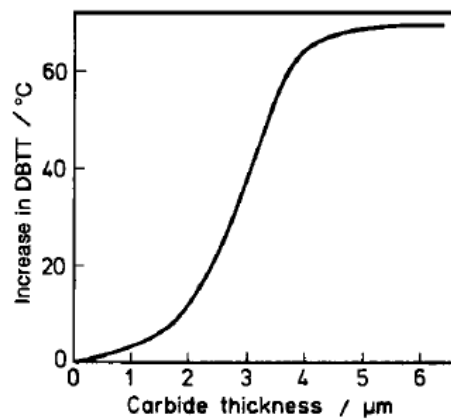
Ο σχηματισμός ρωγμών μπορεί να λάβει χώρα από τέσσερις διαφορετικούς λόγους [100]:

- Συσσώρευση διαταραχών
- Αλληλεπίδραση δίδυμων κόκκων
- Καρβίδια
- Εγκλείσματα

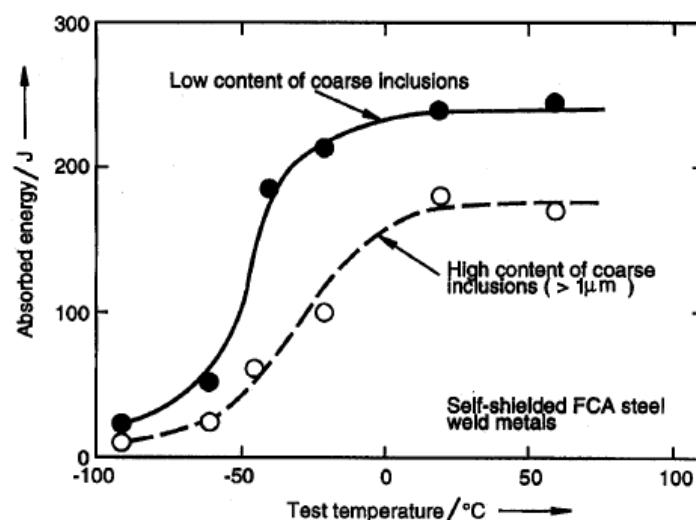
3.2. Λόγοι που επηρεάζουν την δυσθραυστότητα

Η προσθήκη διαφορετικών κραματικών στοιχείων όπως το τιτάνιο, το νιόβιο και το βανάδιο βελτιώνει την αντοχή των φερριτικών χαλύβων χαμηλού άνθρακα μέσω της συνεισφοράς τους στην εκλέπτυνση κόκκου και στην σκλήρωση μέσω κατακρήμνισης. Μικρής κλίμακας κατακρημνίσματα νιοβίου και βαναδίου σχηματίζονται κατά την έλαση ή την απόψυξη ενώ αδιάλυτα σωματίδια νιτρίδιου του τιτανίου ελέγχουν το μέγεθος κόκκου του ωστενίτη κατά την αναθέρμανση και την θερμική κατεργασία συγκόλλησης [21]. Ωστόσο, ανάλογα με τη συγκέντρωση του τιτανίου και του αζώτου στον χάλυβα, μπορεί να

σχηματιστούν ευμεγέθη και κυβοειδή νιτρίδια του τιτανίου, σε μέγεθος της τάξεως 2-3 μm , τα οποία δρουν ως πιο πιθανά σημεία έναρξης ψαθυρής θραύσης και, επομένως, να μειώσουν την δυσθραυστότητα σε κρούση σε χαμηλές θερμοκρασίες [21], [108], [103], [109], [104]. Η επίδραση του μεγέθους των καρβιδίων στην θερμοκρασία μετάβασης από την όλκιμη στην ψαθυρή θραύση είναι σημαντική και φαίνεται στην **Εικόνα 3.7** [110]. Εάν τα επίπεδα θείου ξεπερνάνε το 0,005% κ.β. τότε μπορεί να δημιουργηθούν μεγάλα εγκλείσματα σουλφιδίων του μαγγανίου κατά την στερεοποίηση του τήγματος χάλυβα. Τα μαλακά σουλφίδια του μαγγανίου επιμηκύνονται κατά την θερμή έλαση, τα οποία μειώνουν την όλκιμότητα και την αντοχή σε θραύση από κρούση στον χάλυβα και προκαλούν ανισοροπία στις ιδιότητες [111]. Στην **Εικόνα 3.8** φαίνεται η επίδραση των εγκλεισμάτων στην αντοχή σε κρούση κατά Charpy [112]. Έτσι, η πρόκληση είναι η βελτίωση της δυσθραυστότητας σε κρούση σε χάλυβες υψηλής αντοχής ειδικά σε χαμηλές θερμοκρασίες, με την παρουσία μη μεταλλικών εγκλεισμάτων. Αυτό μπορεί μόνο να επιτευχθεί μέσω του κατάλληλου ελέγχου των παραμέτρων της μικροδομής και του κρυσταλλογραφικού ιστού του μητρικού υλικού.



Εικόνα 3.7: Επίδραση του πάχους του καρβιδίου στην θερμοκρασία μετάβασης από την όλκιμη στην ψαθυρή θραύση [110].



Εικόνα 3.8: Η επίδραση των εγκλεισμάτων στην αντοχή κρούσης κατά Charpy στο συγκολλημένο μέταλλο [112]

Η εκλέπτυνση κόκκου του φερρίτη βελτιώνει το όριο διαρροής, την δυσθραυστότητα του μετάλλου, καθώς και την θερμοκρασία μετάβασης από την όλκιμη στην ψαθυρή θραύση [21], [103], [104], [108], [109], [111] [113]. Με σκοπό την εκλέπτυνση του φερριτικού κόκκου, οι χάλυβες υψηλής αντοχής χαμηλής κραμάτωσης ελάσσονται θερμομηχανικά σε διαφορετικές τελικές θερμοκρασίες [21]. Εάν οι επιθυμητές ιδιότητες δυσθραυστότητας σε κρούση δεν επιτευχθούν μετά την ελεγχόμενη έλαση, ο χάλυβας υπόκειται σε θερμική κατεργασία ανόπτησης εξομάλυνσης [113]. Για τη βελτίωση του συνδυασμού ιδιοτήτων αντοχής δυσθραυστότητας των υπάρχων ποιοτήτων χάλυβα, η επίδραση της τελικής θερμοκρασίας έλασης και της θερμοκρασίας ανόπτησης εξομάλυνσης στην μικροδομή, στον κρυσταλλογραφικό ιστό και στην δυσθραυστότητα είναι αναγκαίο να κατανοηθούν.

Γενικά, έχουν διενεργηθεί πολλές έρευνες με σκοπό την κατανόηση της επίδρασης των παραμέτρων της μικροδομής, όπως το μέγεθος κόκκου του φερρίτη, το μέγεθος και το ποσοστό των κατακρημνισμάτων και της πυκνότητας των διαταραχών, στην δυσθραυστότητα σε κρούση σε χαμηλές θερμοκρασίες σε φερριτικούς χάλυβες [21], [113]. Ωστόσο, η επίδραση του κρυσταλλογραφικού ιστού στις ιδιότητες δυσθραυστότητας δεν έχουν καθιερωθεί ακόμα. Η θερμομηχανική έλαση είναι γνωστό ότι δημιουργεί ενδιάμεσης πυκνότητας προτιμητέο κρυσταλλογραφικό ιστό, δηλαδή μειώνει την διαφορά προσανατολισμού μεταξύ των γειτονικών φερριτικών κρυστάλλων και ταυτόχρονα εντείνει τον προτιμητέο κρυσταλλογραφικό ιστό του ελασμένου υλικού [114], [115]. Ο συνδυασμός του μεγέθους του φερριτικού κόκκου και της απόκλισης προσανατολισμού των ορίων των κόκκων παρουσιάζεται με τον όρο πραγματικό μέγεθος κόκκου (effective grain size) και ορίζεται ως η κρυσταλλογραφική μονάδα κατά την οποία ρωγμές από σχισμό διαδίδονται με μη διακοπτόμενο τρόπο [114]. Αν και η μέθοδος αυτή χαρακτηρισμού χρησιμοποιείται κατά κόρον, ο ορισμός πραγματικό μέγεθος κόκκου δεν είναι ακόμα ξεκάθαρος. Η συμβατική πρακτική μέτρησης πραγματικού μεγέθους κόκκου είναι με την χρήση ανάλυσης περίθλασης οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων λαμβάνοντας υπ' όψιν μόνο ότι τα όρια κόκκου υψηλής γωνίας έχουν απόκλιση προσανατολισμού μεγαλύτερη από μια κρίσιμη γωνία [114]. Επιπρόσθετα στα παραπάνω, ο σχηματισμός ρηγμάτωσης με διεύθυνση διάδοσης παράλληλη στο εγκάρσιο επίπεδο σε σχέση με το επίπεδο της θραύσης, μειώνει δραστικά την δυσθραυστότητα σε κρούση των θερμομηχανικά ελασμένων φερριτικών χαλύβων [116]. Ο λόγος πίσω από τον σχηματισμό ρηγμάτωσης και ειδικά της επίδρασης της θερμοκρασίας έλασης και του κρυσταλλογραφικού ιστού σε τέτοια συμπεριφορά δεν έχει κατανοηθεί πλήρως. Αντίστοιχα εκτός από την μικροδομή σε ζωνώσεις και την παρουσία επιμηκών εγκλεισμάτων ή δισκοειδών φερριτικών κόκκων, ο κρυσταλλογραφικός ιστός, επίσης, επιδρά στην ανισοτροπία της δυσθραυστότητας σε κρούση στους χάλυβες έλασης [117].

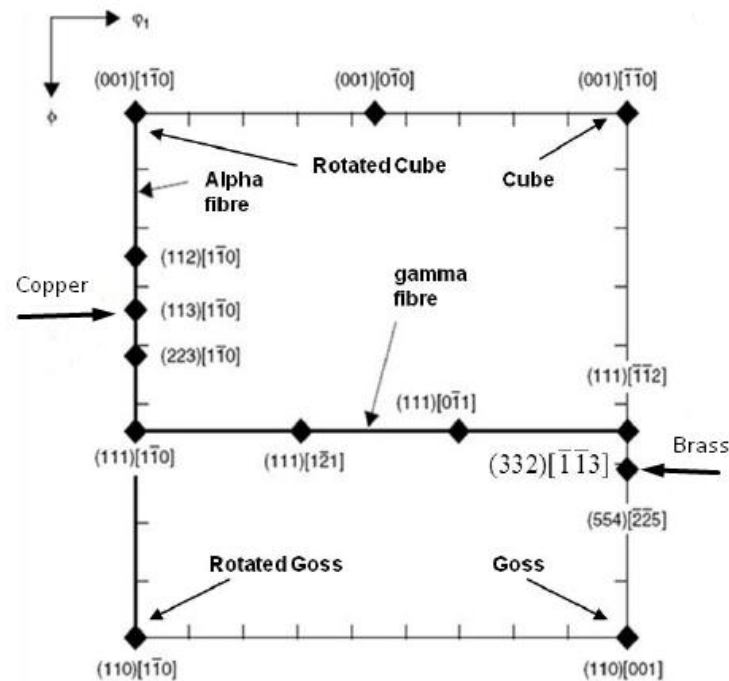
Στον **Πίνακα 4** γίνεται μια σύνοψη των κρίσιμων χαρακτηριστικών μικροδομής σε σχέση με τις παραμέτρους χημικής σύστασης και διεργασίας που είναι επωφελείς την δυσθραυστότητα σε κρούση και την θερμοκρασία μετάβασης από την όλκιμη στην ψαθυρή θραύση σε χάλυβες υψηλής αντοχής χαμηλής κραμάτωσης.

Πίνακας 4: Επίδραση των παραμέτρων χημικής σύστασης και διεργασίας στα χαρακτηριστικά της μικροδομής που ευνοούν την υψηλή δυσθραυστότητα σε κρούση και την χαμηλή θερμοκρασία μετάβασης [100].

Επωφελή χαρακτηριστικά μικροδομής για την δυσθραυστότητα	Επιθυμητές παράμετροι σε χημική σύσταση	Επιθυμητές παράμετροι διεργασίας
Μικρό μέγεθος κόκκου	Παρουσία μικροκραματικών στοιχείων όπως νιόβιο, τιτάνιο, βανάδιο, ώστε να σχηματισθούν μικρά καρβίδια για καθήλωση των ορίων των κόκκων – μεγέθυνσης κόκκων και να επιβραδυνθεί η ανακρυστάλλωση κατά την θερμομηχανική έλαση για επίτευξη εκλέπτυνσης κόκκου	Χαμηλή θερμοκρασία αναθέρμανσης Χαμηλή θερμοκρασία ανάμεσα στους υποβιβασμούς Χαμηλή θερμοκρασία τελειώματος έλασης Ταχεία απόψυξη μετά την έλαση Μεγάλης δύναμης τελική παραμόρφωση με μεγάλο λόγο υποβιβασμού Θερμική κατεργασία ανόπτησης εξομάλυνσης μετά την έλαση
Αποφυγή εκτεταμένα μεγάλων κόκκων	Παρουσία μικροκραματικών στοιχείων όπως νιόβιο, τιτάνιο, βανάδιο ώστε να σχηματισθούν μικρά καρβίδια για καθήλωση των ορίων των κόκκων	Χαμηλή θερμοκρασία βαθμιαίας απόψυξης Μεγάλο λόγο υποβιβασμού με χαμηλή θερμοκρασία τελειώματος έλασης Επιταχυνόμενη απόψυξη μετά την έλαση
Μικρή περιεκτικότητα σε περλίτη	Χαμηλό άνθρακά χαμηλό ισοδύναμο του άνθρακα	Ελεγχόμενη απόψυξη μετά την έλαση
Μικρό διάκενο μεταξύ των πλακιδίων περλίτη	Μεγάλη περιεκτικότητα σε μαγγάνιο	Χαμηλή θερμοκρασία διεργασίας Χαμηλές θερμοκρασίες ανάμεσα στους υποβιβασμούς και στο τελείωμα της έλασης
Μικρό πάχος καρβιδίων στα όρια των κόκκων	Αύξηση της περιεκτικότητας μαγγανίου, μειώνει την θερμοκρασία μετασχηματισμού άρα και το πάχος των καρβιδίων στα όρια των κόκκων	Υψηλού ρυθμού απόψυξη μετά την έλαση δίνει λεπτά καρβίδια στα όρια των κόκκων

	Μείωση της περιεκτικότητας του άνθρακα στον χάλυβα	
Απότομη αλλαγή γωνιών των ορίων των κόκκων		Μεγάλη παραμόρφωση και ολική ανακρυστάλλωση των φερριτικών κόκκων
Μικρά και καλά διεσπαρμένα κατακρημνίσματα	Ελεγχόμενη προσθήκη άνθρακα, αζώτου και άλλων μικροκραματικών προσθηκών όπως τιτάνιο, νιόβιο και βανάδιο που σχηματίζουν καρβίδια	Θερμομηχανική διεργασία με ελεγχόμενη έλαση και επιταχυνόμενη απόψυξη
Χαμηλή πυκνότητα διαταραχών		Ολική ανακρυστάλλωση της φερριτικής δομής

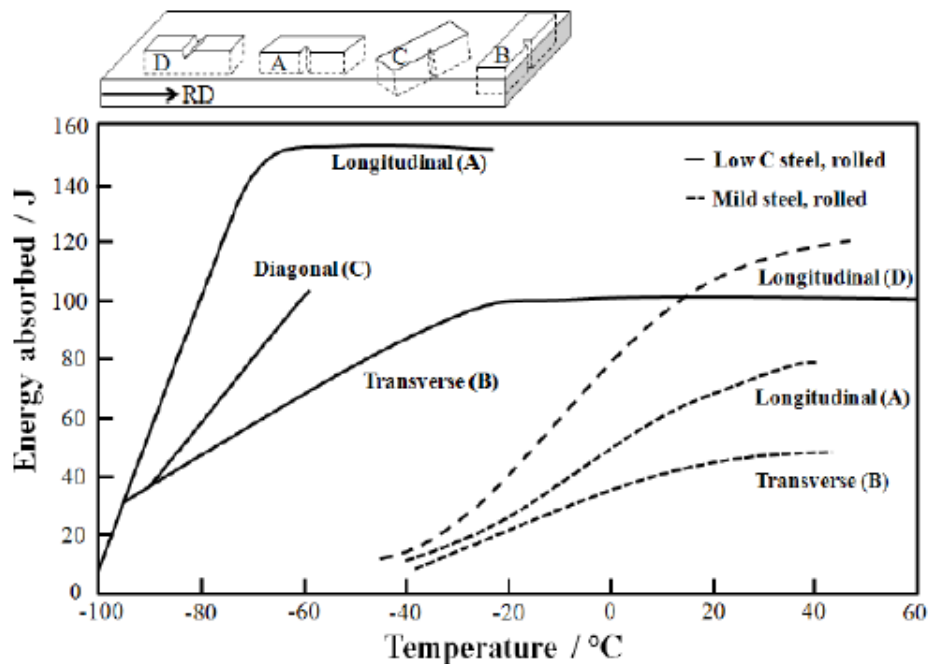
Η δυσθραυστότητα στους ελασμένους χάλυβες εξαρτάται από τον κρυσταλλογραφικό ιστό, αφού η κατανομή και πυκνότητα των $\{100\}$ επιπέδων είναι σημαντική στην θραύση μέσω σχισμού $[100]$, $[118]$, $[119]$, $[120]$. Η όλκιμη θραύση συμβαίνει από την δημιουργία, ανάπτυξη και συνένωση μικροοπών $[121]$, οι οποίες σχετίζονται με διαδικασία ολίσθησης. Τα $\{110\}\langle 111 \rangle$ είναι το κύριο σύστημα ολίσθησης του χωροκεντρομένου κυβικού συστήματος. Άρα το ποσοστό των κόκκων, που ανήκουν στο $\{110\}$ και είναι παράλληλα στο επίπεδο της θραύσης μπορούν να την επηρεάσουν. Τα $\{112\}$ και $\{123\}$ σχετίζονται, επίσης, με την ολίσθηση στο χωροκεντρωμένο κυβικό σύστημα, αλλά η επίδραση τους δεν είναι σαφής $[71]$, $[122]$, $[123]$. Στην **Εικόνα 3.9** φαίνονται τα διάφορα πιθανά στοιχεία του κρυσταλλογραφικού ιστού για χάλυβες υψηλής αντοχής χαμηλής κραμάτωσης.



Εικόνα 3.9: Διαφορετικά στοιχεία κρυσταλλογραφικού ιστού χάλυβα υψηλής αντοχής χαμηλής κραμάτωσης για γωνία $\phi_2 = 45^\circ$ εγκάρσια στον χώρο του Euler $[100]$

3.3. Ανισοτροπία των ιδιοτήτων κρούσης κατά Charpy

Η διαφοροποίηση στις ιδιότητες ανάλογα με τον προσανατολισμό του δείγματος κατά την δοκιμή ονομάζεται ανισοτροπία. Η ανισοτροπία στην αντοχή στην κρούση κατά Charpy έχει αναφερθεί σε χάλυβες υψηλής αντοχής χαμηλής κραμάτωσης ψυχρής και θερμής έλασης που προορίζονται για αγωγούς (Εικόνα 3.10). Τα δοκίμια κρούσης με κατεύθυνση τον οριζόντιο άξονα δείχνουν να έχουν καλύτερες ιδιότητες κρούσης κατά Charpy από ότι αυτά κατά στον εγκάρσιο άξονα [124].



Εικόνα 3.10: Διαφοροποίηση των θερμοκρασιακών καμπύλων μετάπτωσης σε διαφορετικού προσανατολισμού δείγματα [124].

Υπάρχουν πολλοί παράγοντες, που μπορεί να συμβάλουν στην ανισοτροπία των ιδιοτήτων κρούσης κατά Charpy.

Επιμηκυμένα εγκλείσματα. Τα εγκλείσματα που συνήθως υπάρχουν στον χάλυβα είναι σουλφίδια του μαγγανίου, πυριτικά άλατα, αλούμινα και οξειδία, τα οποία είτε μπορεί να παραμορφωθούν κατά τον άξονα της παραμόρφωσης είτε να σπάσουν σε κομμάτια και να προσανατολιστούν ως γραμμή ασυνεχούς εγκλείσματος κατά τον ίδιο άξονα. Συνεχή εγκλείσματα μιας κατεύθυνσης είναι γνωστό ότι προκαλούν ανισοτροπία στις μηχανικές ιδιότητες, όπως την εφελκυστική ολκιμότητα και την αντοχή σε θραύση από κρούση [125], [126], [127].

Σχήμα και μέγεθος κόκκων φερρίτη. Η μικροδομή διαδραματίζει σημαντικό ρόλο στην ανισοτροπία. Η ποικιλότητα στο μέγεθος και σχήμα των κόκκων κατά μήκος διαφορετικών κατευθύνσεων μπορεί να προκαλέσει ανισοτροπία στις ιδιότητες [128]. Η έλαση κάτω από τις ελάχιστες κρίσιμες θερμοκρασίες οδηγεί στη δημιουργία επιμηκυμένων κόκκων φερρίτη

κατά τη διεύθυνση της έλασης. Έτσι, το μέγεθος κόκκου του φερρίτη ποικίλει ανάλογα την κατεύθυνση με αποτέλεσμα την ανισοτροπία στις μηχανικές ιδιότητες [128], [129], [130].

Ζωνώσεις περλίτη. Οι περλιτικές ζώνες, που μπορεί να σχηματίζονται στην μικροδομή δημιουργούν, επίσης, ανισοτροπία στις ιδιότητες κρούσης κατά Charpy [131].

Κρυσταλλογραφικός ιστός. Σε μεγάλο αριθμό μελετών έχει γίνει αναφορά για τον ρόλο του κρυσταλλογραφικού ιστού στις ιδιότητες κρούσης κατά Charpy [123] [132], [133], , [134], [135]. Η μη ομοιόμορφη κατανομή των κρυσταλλογραφικών επιπέδων μπορεί να προκαλέσουν ανισοτροπία στις ιδιότητες κρούσης κατά Charpy [134]. Η ύπαρξη πυκνού $\{112\}<110>$ κρυσταλλογραφικού στοιχείου έχει αναφερθεί ότι προκαλεί ανισοτροπία [132]. Έχει αναφερθεί ότι η παρουσία κρυσταλλογραφικού ιστού συνεισφέρει στην ανισοτροπία της όλκιμης θραύσης και ότι δεν έχει επιρροή στην θραύση μέσω σχισμού [135], ενώ αντίθετα αποδείχτηκε ότι ο κρυσταλλογραφικός ιστός μπορεί να μην έχει καμία σχέση με την κατακράτηση της όλκιμης θραύσης [136].

Μέρος Δεύτερο

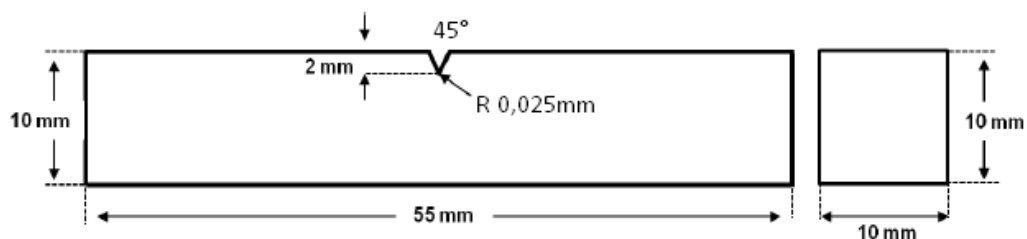
Πειραματικό – Αποτελέσματα

Κεφάλαιο 4

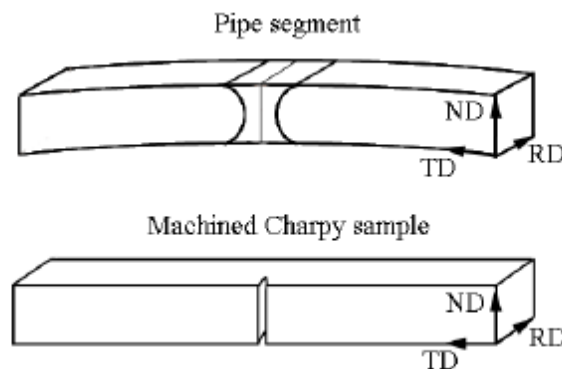
4. Πειραματική διαδικασία

4.1. Μελετώμενο υλικό

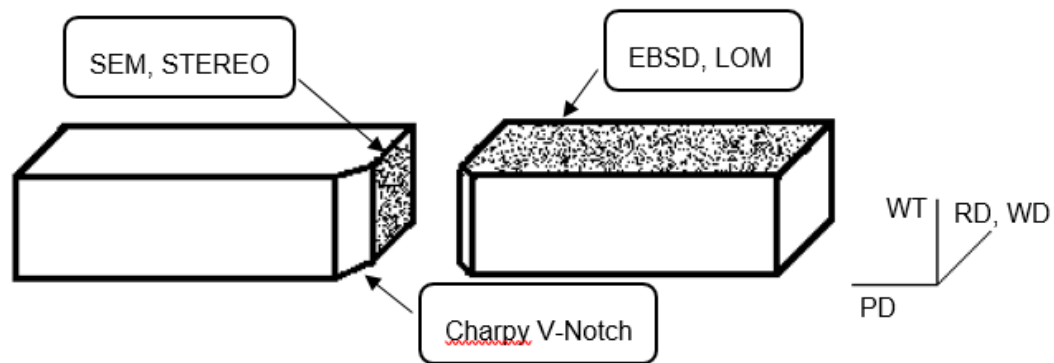
Στα πλαίσια της εκπόνησης της παρούσας διπλωματικής χρησιμοποιήθηκαν έξι δείγματα κρούσης κατά Charpy ποιότητων χάλυβα X60, X65, X70 κατά API 5L μετά από συγκόλληση υψίσυχνων ρευμάτων με επαγωγή και διπλή ανόπτηση. Οι δοκιμές κρούσης κατά Charpy έγιναν στις εγκαταστάσεις της «Σωληνουργεία Κορίνθου Α.Ε.». Τα δείγματα προς μελέτη επιλέχθηκαν με βάση τις ενέργειες κρούσης μετά τη δοκιμή για ίδια θερμοκρασία δοκιμής και ποιότητας χάλυβα. Τα 4 από τα 6 δείγματα ήταν δοκίμια πλήρους μεγέθους ενώ τα 2 ήταν τα 2/3 του μεγέθους για μια διάσταση (ύψος). Τα δοκίμια με μικρότερο ύψος, 6,67 mm, έχουν εξαχθεί από σωλήνες με μικρότερο πάχος τοιχώματος από 10 mm. Για την εξαγωγή των δοκιμίων και τις δοκιμές κρούσης ακολουθήθηκαν τα πρότυπα ASTM E 23 και API 5L [137], [138]. Στην **Εικόνα 4.1** δίνονται οι διαστάσεις και τα χαρακτηριστικά της εγκοπής για δοκίμια πλήρους μεγέθους, στην Εικόνα 4.2 δίνεται το δοκίμιο Charpy σε σχέση με τον σωλήνα από τον οποίο προέρχεται και στην Εικόνα 4.3 φαίνονται οι τεχνικές παρατήρησης που χρησιμοποιήθηκαν.



Εικόνα 4.1: Σχηματική αναπαράσταση των διαστάσεων των δοκιμίων Charpy πλήρους μεγέθους



Εικόνα 4.2: Σχηματική αναπαράσταση του δείγματος από τον σωλήνα σε σχέση με την συγκόλληση, η διεύθυνση της έλασης είναι παράλληλη με τη διεύθυνση συγκόλλησης (πάνω) και κατεύθυνση του δοκιμίου Charpy με την εγκοπή [94].



Εικόνα 4.3: Σχηματική αναπαράσταση δείγματος Charpy και τεχνικές παρατήρησης που έγιναν σε κάθε περιοχή. Στους άξονες σημειώνονται: RD=διεύθυνση έλασης, WD=διεύθυνση συγκόλλησης, WT=πάχος σωλήνα, PD=διάμετρος σωλήνα

4.2. Προετοιμασία δειγμάτων

Όλα τα δείγματα εξάχθηκαν με την βοήθεια μηχανικών κοπών χωρίς να επηρεαστούν θερμικά από άλλου είδους κοπές, ώστε να παραμείνουν αναλλοίωτα. Μετά από κατάλληλη αρίθμηση, διαστασιολόγηση και μέτρηση των ενεργειών κρούσης κατά Charpy, το ένα από τα δυο κομμάτια που παρήχθησαν από τη δοκιμή κρούσης χρησιμοποιήθηκε για μελέτη της επιφάνειας θραύσης ενώ το άλλο για μεταλλογραφική μελέτη και σκληρομετρήσεις.

Για την μελέτη των επιφανειών θραύσεων χρειάστηκε να καθαριστούν οι επιφάνειες από ξένα σώματα και οξειδία που δημιουργούνται από ατμοσφαιρική οξείδωση με διάλυμα που περιέχει 100ml νερό, 3ml HCl και 3gr 2-Butyno-1,4-Diol σε υπερήχους για 40sec. Έπειτα, ξέπλυμα με οινόπνευμα, απομάκρυνση του με πεπιεσμένο αέρα και αποθήκευση σε ξηραντήρα.

Για την μεταλλογραφική μελέτη τα δοκίμια εγκιβωτίστηκαν σε φαινολική ρητίνη θερμού εγκιβωτισμού. Έπειτα, ακολούθησε λείανση και στίλβωση των δοκιμίων όπου ανάλογα με την διαδικασία μετά ήταν και διαφορετική.

Τα δοκίμια προς παρατήρηση στο οπτικό και ηλεκτρονικό μικροσκόπιο λειάνθηκαν σε χαρτιά καρβιδίου του πυριτίου 220, 500, 1200 grid για 4 λεπτά το καθένα με 40N δύναμη και 300grm και στίλβωση σε δυο διαφορετικά πανιά, ένα με αιώρημα διαμαντιού 3μm και ένα με αιώρημα οξειδίου του πυριτίου 0,04μm για 7 λεπτά το καθένα με 35N δύναμη και 300grm. Η προσβολή των δοκιμίων για την παρατήρηση στο οπτικό μικροσκόπιο έγινε με Nital 2% για 10-15sec.

Τα δοκίμια για ανάλυση περίθλασης οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων: λείανση σε χαρτιά καρβιδίου του πυριτίου 220, 500, 1200 και 4000 grid για 5 λεπτά το καθένα με 35N δύναμη και 300grm και στίλβωση σε τρία διαφορετικά πανιά, ένα με αιώρημα διαμαντιού 3μm, ένα με αιώρημα διαμαντιού 1μm και ένα με αιώρημα οξειδίου του πυριτίου 0,04μm για 10 λεπτά το καθένα με 30N δύναμη και 300grm. Χωρίς προσβολή. Η τεχνική είναι ευαίσθητη και για να αποφευχθούν όσο το δυνατόν περισσότερο οι παραμορφώσεις από την

διεργασία χρησιμοποιήθηκαν περισσότερα στάδια λείανσης και στίλβωσης και για περισσότερο χρόνο με μικρότερη δύναμη και περιστροφές/λεπτό.

Τα δοκίμια προς μικροσκοπήση λειάνθηκαν μέχρι σε χαρτί καρβιδίου του πυριτίου 500 και 1200 grid.

4.3. Μεταλλογραφική εξέταση

Η μεταλλογραφική πραγματοποιήθηκε σε ανάστροφο οπτικό μικροσκόπιο με ικανότητα συνολικής μεγέθυνσης 1000 φορές ενώ για περαιτέρω έρευνα της μορφολογίας της μικροδομής χρησιμοποιήθηκε ηλεκτρονικό μικροσκόπιο διερχόμενης δέσμης 20kV. Η εξέταση έγινε στο επίπεδο παράλληλο της έλασης και κάθετο της θραύσης. Έγινε παρατήρηση των προφίλ της θραύσης και της μικροδομής ανά 2mm από το προφίλ της θραύσης (ζώνη συγκόλλησης) με και χωρίς προσβολή των δοκιμίων για παρατήρηση της μικροδομής και εγκλεισμάτων αντίστοιχα. Στα σημεία παρατήρησης έγιναν μετρήσεις του μεγέθους κόκκου με την τεχνική μέτρησης τετμημένων γραμμών σύμφωνα με το πρότυπο ASTM E112 [139], του μεγέθους των εγκλεισμάτων και των ποσοστών φάσεων, με χρήση του προγράμματος Image Pro Plus. Επίσης, ταυτοποιήθηκαν ποιοτικά τα εγκλείσματα με την χρήση φασματοσκοπίας ενεργειακής διασποράς (Electron Dispersive X-Ray Spectroscopy).

4.4. Θραυστογραφία

Η εξέταση των επιφανειών θραύσης έγινε αρχικά στο στερεοσκόπιο για μέτρηση της όγκιμης και ψαθυρής επιφάνειας, η οποία εξακριβώθηκε και από το ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης [140]. Επίσης, έγινε παρατήρηση των διάφορων μορφολογιών θραύσης στις επιφάνειες.

4.5. Ανάλυση κρυσταλλογραφικού ιστού

Η ανάλυση του κρυσταλλογραφικού ιστού έγινε μέσω της τεχνικής περίθλασης οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (Electron Backscatter Diffraction technique). Το δείγμα τοποθετείται στον θάλαμο κενού του ηλεκτρονικού μικροσκοπίου με κλίση 70°. Η διερχόμενη δέσμη χτυπάει πάνω στην κεκλιμένη επιφάνεια του δείγματος προς εξέταση και ικανοποιώντας τον νόμο περίθλασης του Bragg τα οπισθοσκεδαζόμενα ηλεκτρόνια περιθλώνται σε ανιχνευτή φωσφορούχου οθόνης από όπου τα δεδομένα έντασης και γωνιών περνάνε στον υπολογιστή και κατασκευάζεται ο χάρτης του κρυσταλλογραφικού ιστού στο πρόγραμμα Orientation Imaging Microscopy Data Collection. Από εκεί και πέρα μπορεί να γίνει περαιτέρω επεξεργασία, φιλτράρισμα και επιλογή των δεδομένων προς προεπισκόπηση μέσω του προγράμματος Orientation Imaging Microscopy Analysis. Επιλέχθηκε να χαρτογραφηθεί το προφίλ ψαθυρής θραύσης (σχισμού) όλων των δοκιμίων, καθώς και από το δοκίμιο 2 η περιοχή στο μέταλλο βάσης 20mm μακριά από την επιφάνεια θραύσης και από το δοκίμιο 6 η ανοπτημένη θερμικά επηρεασμένη ζώνη 4mm μακριά από

την επιφάνεια θραύσης. Καθαρισμός και διαχωρισμός των στοιχείων έγινε σύμφωνα με τα χαρακτηριστικά μεγέθη/μετρήσεις της τεχνικής τα οποία είναι [141]:

- **Δείκτης εμπιστοσύνης (Confidence Index):** ποσοτικοποιεί τον βαθμό αξιοπιστίας του υπολογισμού του προσανατολισμού σε κάθε σημείο του φάσματος.
- **Ποιότητα εικόνας (Image Quality):** σχετίζεται με την ποιότητα κάθε περιοχής του διαθλώμενου φάσματος
- **Γωνία μέσης απόκλισης προσανατολισμού (Misorientation angle):** δείχνει τη μέση γωνία απόκλισης μεταξύ δυο γειτονικών σημείων σε ένα κόκκο με σημείο αναφοράς το κέντρο του κόκκου
- **Προσανατολισμός κρυστάλλων**
- **Φάση του υλικού**
- **Συντεταγμένες κάθε σημείου, που χαρτογραφείται στο δείγμα**

Μερικοί χάρτες και μετρήσεις, που επιλέχθηκαν στα πλαίσια της συγκεκριμένης διπλωματικής εργασίας είναι:

- **Μέγεθος κόκκου** με την αυτοματοποιημένη τεχνική μέτρησης τετμημένων γραμμών.
- **Χάρτης συνδυασμού ποιότητας εικόνας και δείκτη εμπιστευτικότητας (IQ + CI map):** εμφανίζει καθαρά τα όρια των κόκκων και ενδεχομένως διαφορετικές φάσεις εφόσον υπάρχει διαφορά στο κρυσταλλικό πλέγμα, η οποία μεταφράζεται ως μεγάλη διαφορά στους δείκτες CI και IQ
- **Χάρτης αντίστροφης εικόνας πόλων (Inverse Pole Figure map):** δείχνει τον κρυσταλλογραφικό προσανατολισμό των κόκκων σε σχέση με τη διεύθυνση παρατήρησης.
- **Χάρτης κατανομής μέσης απόκλισης προσανατολισμού (Kernel Average Disorientation map):** δείχνει τη γωνία μέσης απόκλισης προσανατολισμού των ορίων κόκκων σε σχέση με αυτή στον πυρήνα του κάθε κόκκου
- **Χάρτης πυκνότητας γεωμετρικά απαιτούμενων διαταραχών (Geometrically Necessary Dislocation Density map):** δείχνει τις γεωμετρικά απαιτούμενες διαταραχές, που μέσω μεγάλης τάσης οδηγούν σε πλαστική παραμόρφωση. Η πυκνότητα των γεωμετρικά απαιτούμενων διαταραχών υπολογίζεται από τις τοπικές αποκλίσεις γωνίας προσανατολισμού και δίνεται σε όρους $1 \times 10^{12} \text{ m}^{-2}$. Για μέγιστη γωνία προσανατολισμού υπολογίζονται οι γραμμικές διαταραχές και οι διαταραχές ελίκωσης
- **Κλάσμα κατανομής προσανατολισμού (Orientation Distribution Function):** δείχνει την πυκνότητα των κρυσταλλογραφικών επιπέδων του ιστού.

Για τον καθαρισμό και διαχωρισμό των δεδομένων ορίστηκε $CI > 0,1$ και μέγεθος κόκκου κάτω από $5 \mu\text{m}$, φάση φερρίτης, χωροκεντρομένο κυβικό σύστημα, με μέσω όρο

καθαρισμένων στοιχείων το 5% των στοιχείων που συλλέχθηκαν σε κάθε φάσμα. Για την μέτρηση του μεγέθους κόκκου χρησιμοποιήθηκαν 52 κάθετες και 52 οριζόντιες γραμμές. Για τους χάρτες αντίστροφης εικόνας πόλων έγινε περιστροφή των δεδομένων της χαρτογράφησης κατά 90° στον κάθετο άξονα τους δείγματος, ώστε τα δεδομένα τους κρυσταλλογραφικού ιστού να φαίνονται από την πλευρά της παρατήρησης που είναι παράλληλη στην έλαση και παράλληλη στην επιφάνεια θραύσης. Για τους χάρτες μέσης απόκλισης προσανατολισμού χρησιμοποιήθηκε μέγιστη γωνία μέσης απόκλισης 15°, ενώ για τους χάρτες πυκνότητας γεωμετρικά απαιτούμενων διαταραχών χρησιμοποιήθηκαν τα παρακάτω συστήματα ολίσθησης για χωροκεντρωμένο κυβικό σύστημα. {110}<111> και {112}<111>. Για το κλάσμα κατανομής προσανατολισμού χρησιμοποιήθηκε η μαθηματική ακολουθία Harmonic Series σε χώρο γωνιών Euler για μοίρες ϕ_1 και $\Phi = 0-90^\circ$ και $\phi_2 = 45^\circ$ αφού προηγήθηκε περιστροφή των δεδομένων όπως για τους χάρτες αντίστροφης εικόνας πόλων.

4.6. Μικροσκληρομέτρηση

Μικροσκληρομέτρηση έγινε και στα 6 δοκίμια σε σημεία ανά 2mm από το προφίλ θραύσης σύμφωνα με το πρότυπο ASTM E 384, με τετράγωνης πυραμίδας κορυφής 136° διεισδυτή Vickers, φορτίο 200gr και εφαρμογή για 10sec [142].

Κεφάλαιο 5

5. Αποτελέσματα – Σχολιασμός αποτελεσμάτων

5.1. Στοιχεία μελετώμενου υλικού

Στους Πίνακες 5 και Πίνακας 6 δίνονται τα αρχικά στοιχεία για τα δοκίμια της μελέτης.

Πίνακας 5: Στοιχεία παραγωγής και δοκιμής κρούσης των δειγμάτων

Δείγματα	Ποιότητα χάλυβα	Πάχος τοιχώματος σωλήνα (mm)	Θερμοκρασία δοκιμής (C°)	Ενέργεια απορρόφησης (J)
1	X65	20,6	0	18
2	X65	20,6	0	97
3	X70	15,9	0	69
4	X70	15,9	0	14
5	X60	7,9	-45	15
6	X60	7,9	-45	81

Πίνακας 6: Χημικές συστάσεις δειγμάτων

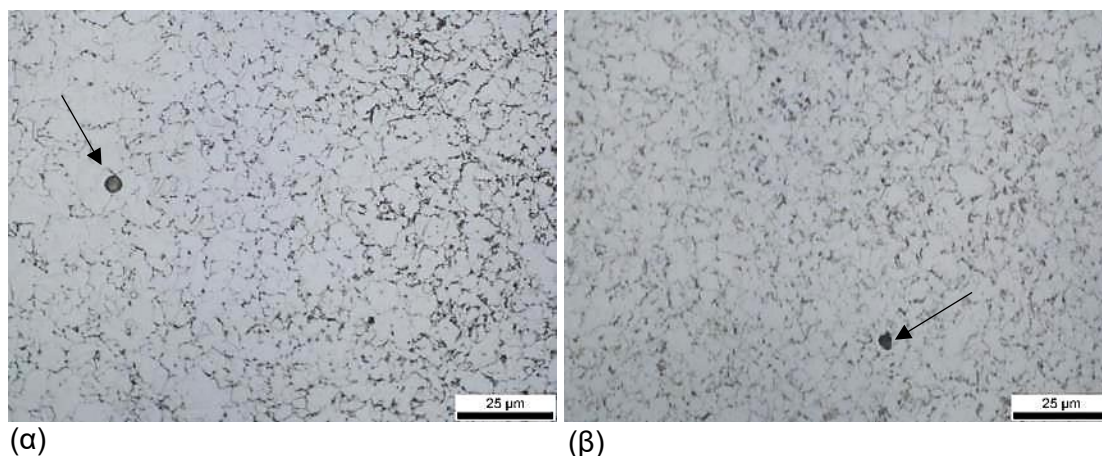
Στοιχεία (% κ.β.)	Ποιότητες χαλύβων (δοκίμια)		
	X65 (1&2)	X70 (3&4)	X60 (5&6)
C (%)	0,06	0,05	0,07
Mn (%)	1,5	1,53	1,17
P (%)	0,014	0,013	0,013
S (%)	0,0018	0,0021	0,0024
Si (%)	0,21	0,21	0,24
Cr (%)	0,02	0,017	0,037
Ni (%)	0,015	0,015	0,023
Mo (%)	0,009	0,01	0,012
Cu (%)	0,01	0,011	0,012
Ti (%)	0,017	0,0165	0,016

Nb (%)	0,048	0,047	0,033
V (%)	0,001	0,001	0,0012
Al (%)	0,031	0,03	0,034
Sn (%)	0,001	0,001	0,001
Ca (%)	0,002	0,002	0,0016
N (%)	0,0042	0,0038	0,0067
B (%)	0,0001	0,0001	0,0001
C _{eq}	0,32	0,31	0,27

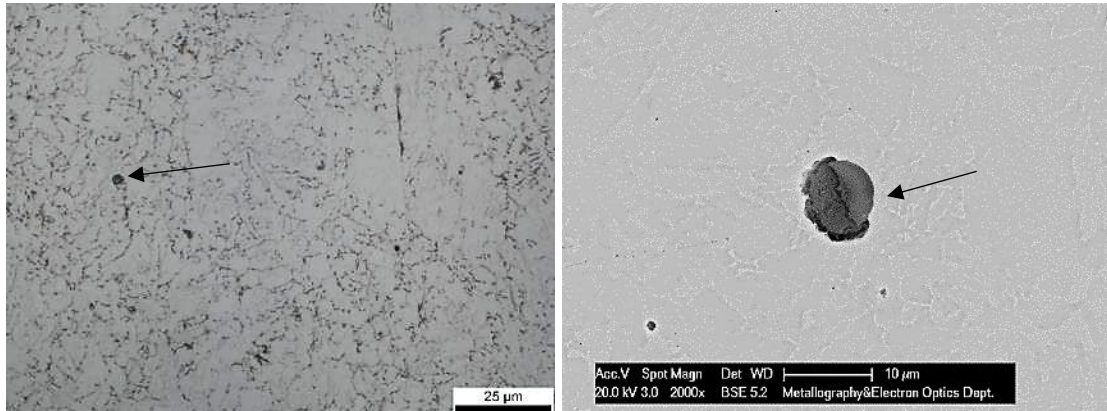
5.2. Αποτελέσματα χαρακτηρισμού μικροδομής

5.2.1. Εγκλείσματα

Ελάχιστα εγκλείσματα βρέθηκαν στις μικροδομές κυριότερα από αυτά είναι σφαιροειδή εγκλείσματα που περιέχουν προϊόντα αποξείδωσης και αποθείωσης με μέγεθος κάτω από 5 μm σε όλα τα δοκίμια διεσπαρμένα σε όλες τις περιοχές του δείγματος και νιτρίδια του τιτανίου μερικά ευμεγέθη πάνω από 5 μm σε όλες τις περιοχές των δοκιμίων 5 και 6. Ακολουθούν ενδεικτικά εικόνες οπτικής μικροσκοπίας και φάσματα διασποράς ενέργειας από το δοκίμιο 1 για τα σφαιροειδή εγκλείσματα και από το δοκίμιο 6 για τα νιτρίδια του τιτανίου.

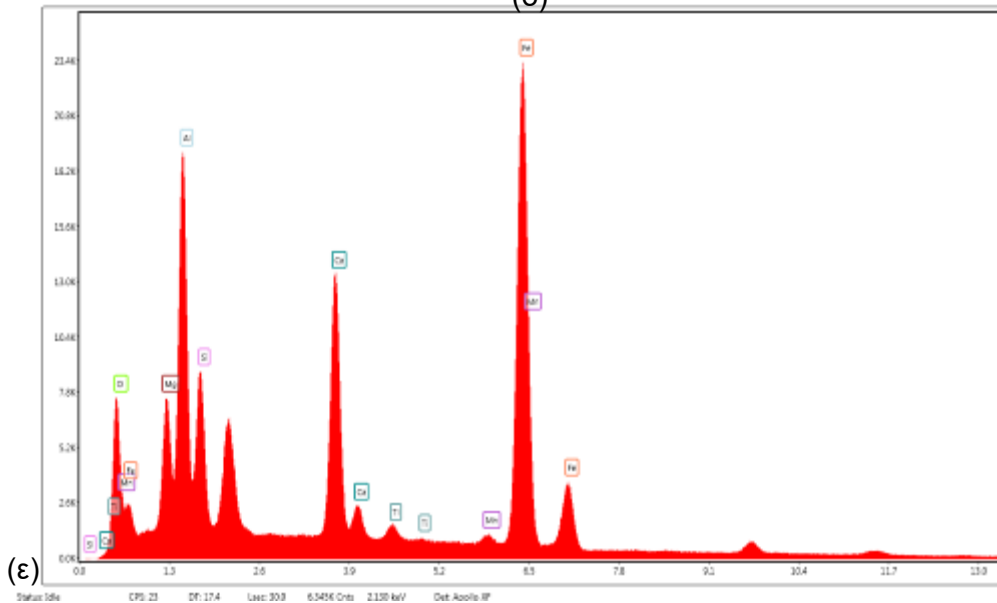


Μελέτη περιοχής διαδικασίας συγκόλλησης ΗΦW χαλύβων υψηλής αντοχής για εφαρμογές αγωγών φυσικού αερίου / πετρελαίου.

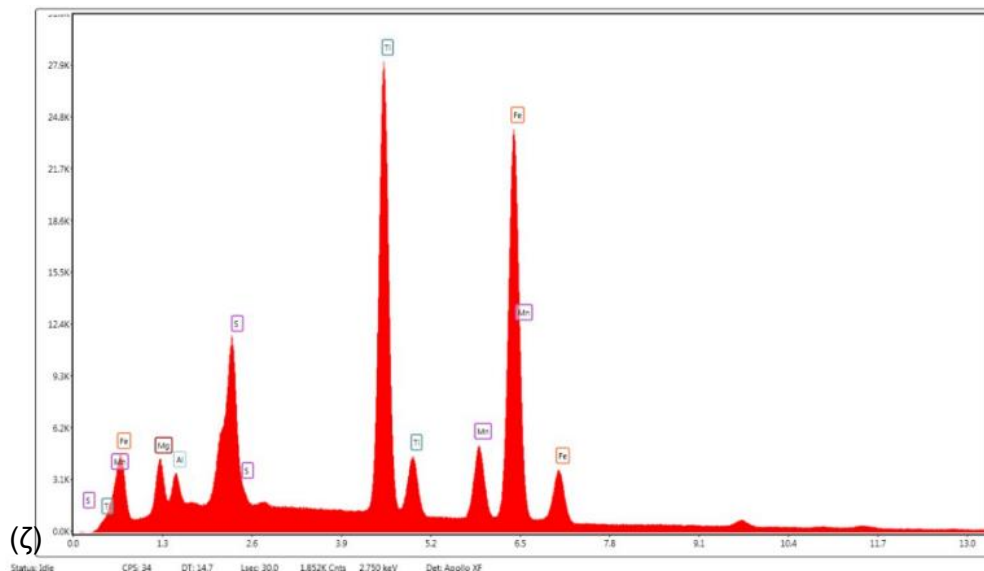


(γ)

(δ)



(ε)

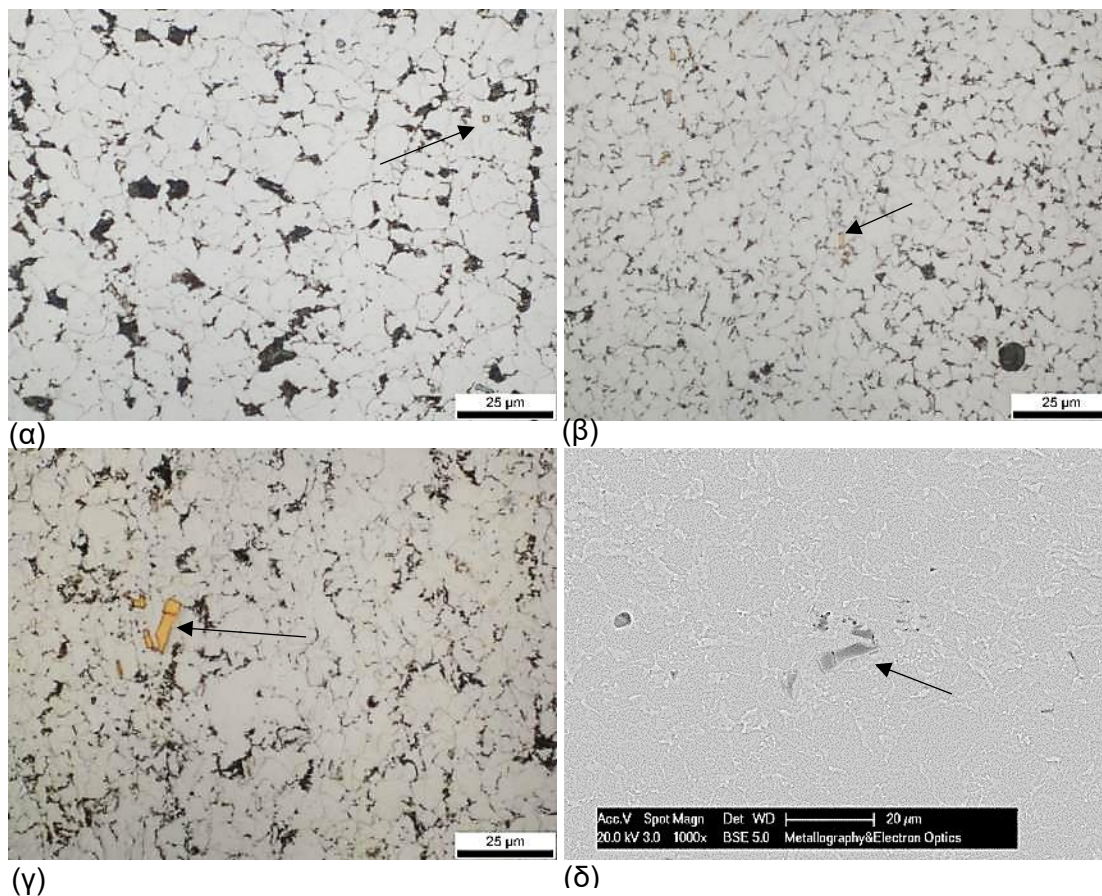


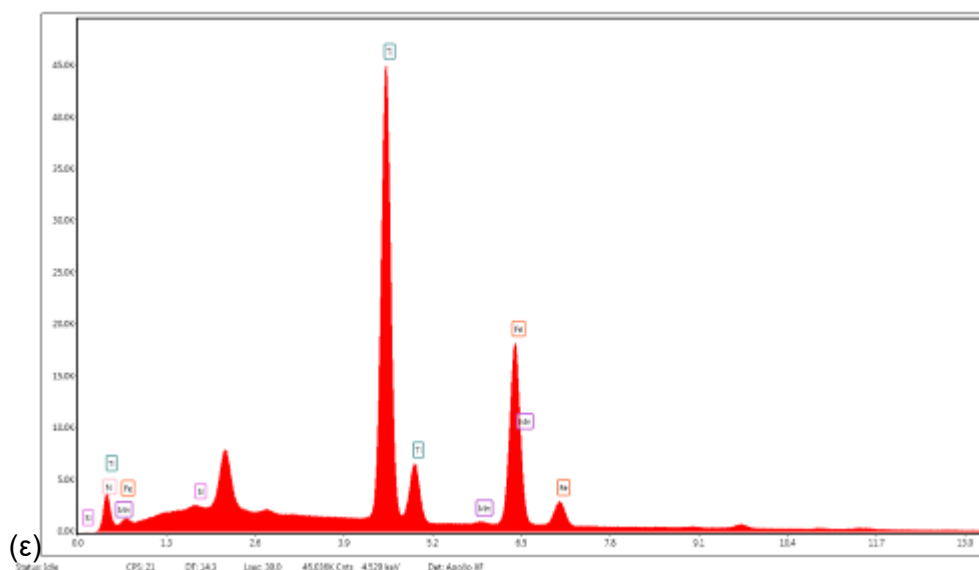
(ζ)

Εικόνα 5.1: Εικόνες οπτικής μικροσκοπίας που δείχνουν σφαιροειδή εγκλείσματα στην α) ζώνη συγκόλλησης κοντά, β) ανοπτημένη θερμικά επηρεασμένη ζώνη, γ) μέταλλο βάσης, δ) Εικόνα ηλεκτρονική μικροσκοπίας που δείχνει σφαιροειδές εγκλείσμα και Φάσματα διασποράς ενέργειας για ε) σφαιροειδές οξειδίο και ζ) σχεδόν σφαιροειδές σουλφίδιο του μαγγανίου από το δοκίμιο 1

Πίνακας 7: Χημικές συστάσεις φασμάτων εικόνας 5.1 (ε) και (ζ) αντίστοιχα

Στοιχεία	Βάρος (%)	
	Φάσμα 1 (σφαιροειδές οξείδιο)	Φάσμα 2 (σχεδόν σφαιροειδές σουλφίδιο του μαγγανίου)
O	5,43	-
S	-	8,8
Mg	2,63	1,96
Al	14,45	0,6
Si	2,5	-
Ca	4,38	-
Ti	-	28,82
Mn	0,02	8,32
Fe	70,58	51,5





Εικόνα 5.2: Εικόνες οπτικής μικροσκοπίας που δείχνουν νιτρίδια του τιτανίου στην α) ζώνη συγκόλλησης κοντά, β) ανοπτημένη θερμικά επηρεασμένη ζώνη, γ) μέταλλο βάσης, δ) Εικόνα ηλεκτρονικής μικροσκοπίας που δείχνει νιτρίδιο του τιτανίου και (ε) Φάσμα διασποράς ενέργειας για νιτρίδιο του τιτανίου από το δοκίμιο 6

Πίνακας 8: Χημική σύσταση νιτρίδιου του τιτανίου από Φάσμα-Εικόνα 5.2 (ε)

Στοιχεία	N	Si	Ti	Fe
Βάρος (%)	2,53	0,01	21,96	75,5

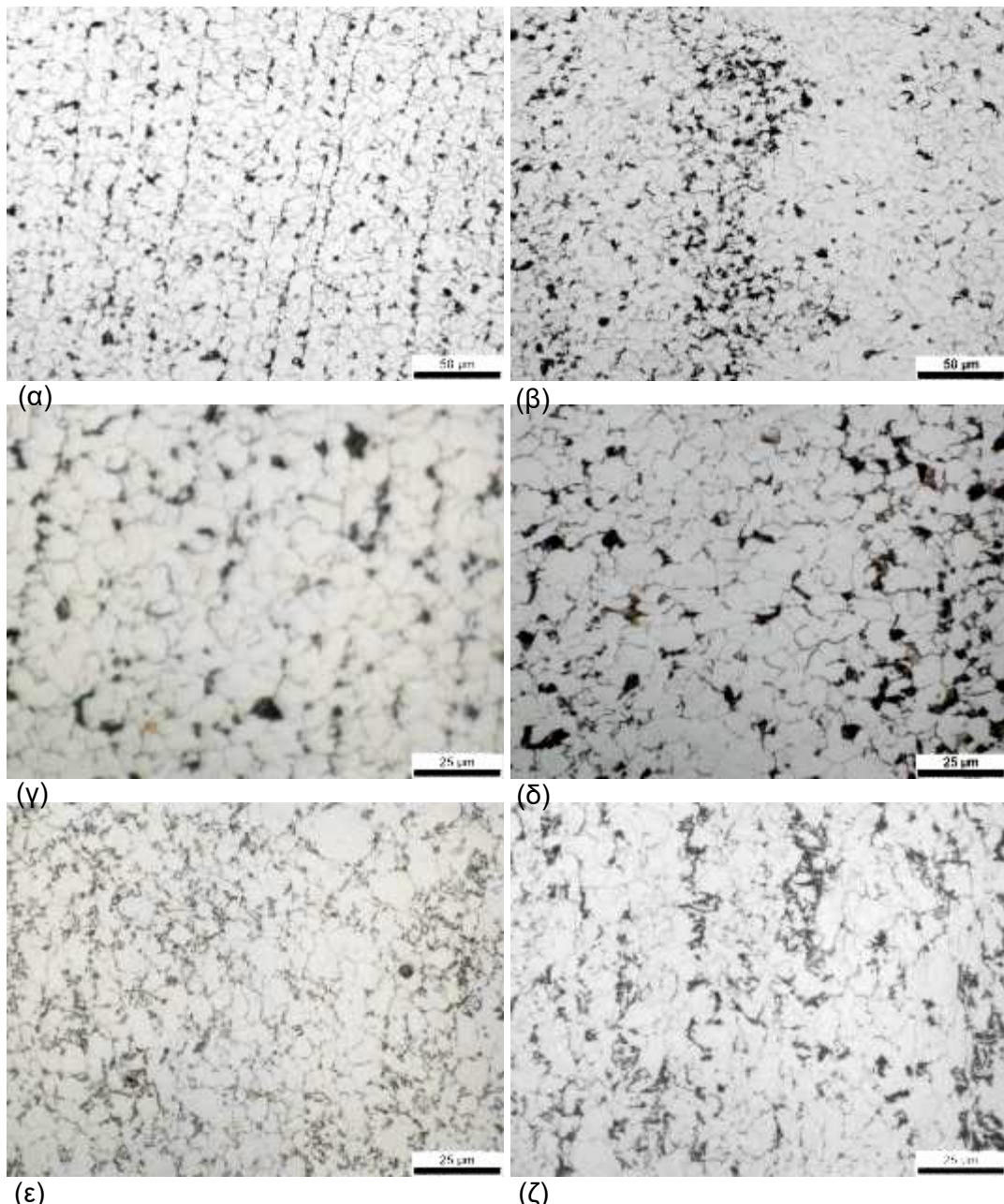
5.2.2. Μέγεθος κόκκου

Η μέτρηση μεγέθους κόκκου λόγω των μεγάλων αποκλίσεων της μέτρησης μπόρεσε να μετρηθεί με σιγουριά κάτω από 5 μm χωρίς μεγάλες αλλαγές και ανομοιομορφία και πτωτική τάση από τις ζώνες συγκόλλησης, ανοπτημένης θερμικά επηρεασμένης ζώνης έως και μετάλλου βάσης.

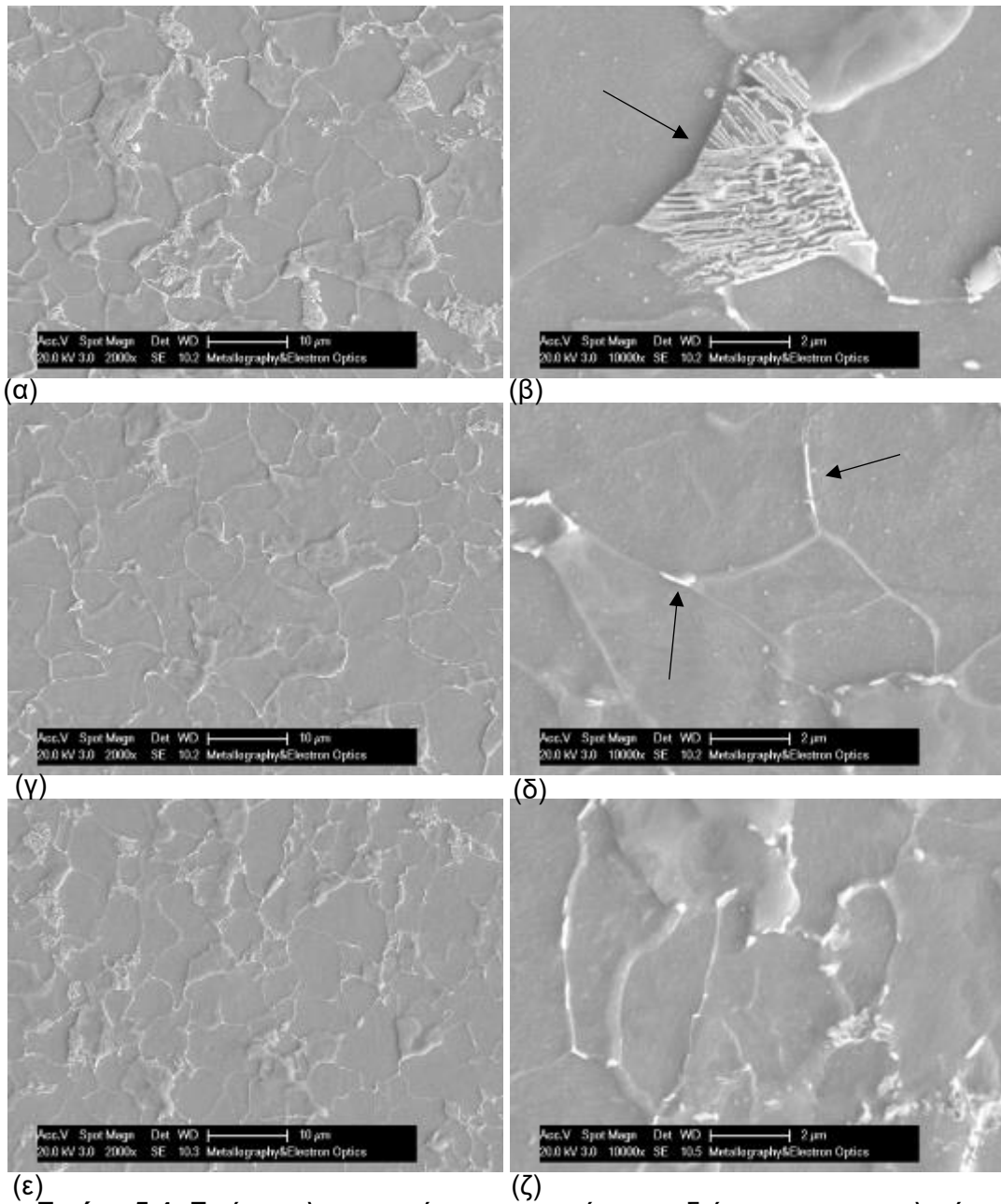
5.2.3. Μικροδομή

Η μικροδομή χαρακτηρίζεται φερριτοπερλιτική με αναλογία 90% φερρίτη – 10% περλίτη, η οποία αλλάζει ελάχιστα πτωτικά από την ζώνη συγκόλλησης στην ανοπτημένη θερμικά επηρεασμένη ζώνη έως το μέταλλο βάσης. Χαρακτηριστική είναι η παρουσία μεγάλων σε έκταση ζωνών περλίτη κοντά στη ζώνη συγκόλλησης, που ακολουθούνται από περιοχές φερρίτη. Το ίδιο φαινόμενο παρουσιάζεται σε μικρότερη κλίμακα στο μέταλλο βάσης, ενώ στην θερμικά επηρεασμένη ζώνη δεν εμφανίζεται καθόλου. Επίσης, είναι σημαντικό να αναφερθεί η παρουσία πολλών υπο-ορίων κόκκων στη φερριτική μήτρα. Η μορφολογία της φερριτοπερλιτικής δομής αλλάζει από την ζώνη συγκόλλησης, όπου υπάρχει αρκετός περλίτης, στην ανοπτημένη θερμικά επηρεασμένη ζώνη, όπου δεν υπάρχει περλίτης, αλλά

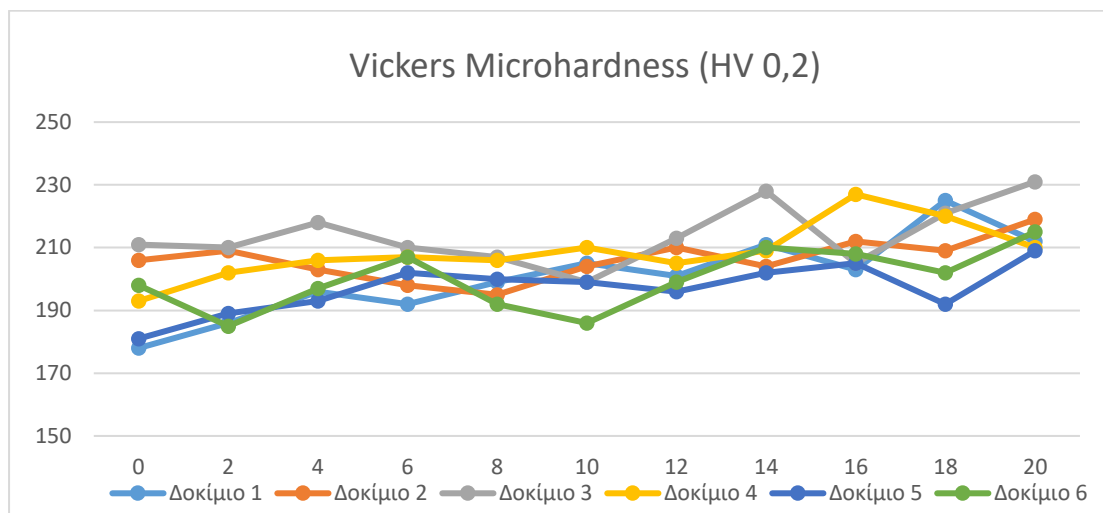
μόνο προευτηκτοειδής σεμεντίτης σε λίγο ποσοστό στα όρια των κόκκων του φερρίτη έως και το μέταλλο βάσης, όπου υπάρχει περλίτης, σεμεντίτης στα όρια των κόκκων του φερρίτη [143], [144]. Σε όλη την έκταση των διάφορων περιοχών της συγκόλλησης εντοπίζονται εντός της φερριτικής μήτρας πιθανόν καρβίδια, ενώ ύπαρξη υπο-ορίων κόκκου φερρίτη υπάρχουν μόνο στο μέταλλο βάσης. Οι μικροσκληρότητες είναι τυπικές για φερριτοπερλιτικό χάλυβα με μικρές αυξομειώσεις από την ζώνη συγκόλλησης, στην ανοπτημένη θερμικά επηρεασμένη ζώνη έως το μέταλλο βάσης όπου βρίσκονται και οι μεγαλύτερες τιμές (**Εικόνα 5.5**). Ακολουθούν ενδεικτικά **Εικόνα 5.3** και **Εικόνα 5.4** οπτικής και ηλεκτρονικής μικροσκοπίας αντίστοιχα από το δοκίμιο 6.



(ε) **Εικόνα 5.3:** Εικόνες οπτικής μικροσκοπίας, που δείχνουν τις ζώνες περλίτη α) και γ) στη ζώνη συγκόλλησης, β) και δ) κοντά στη ζώνη συγκόλλησης, ε) κοντά στο μέταλλο βάσης και ζ) στο μέταλλο βάσης



Εικόνα 5.4: Εικόνες ηλεκτρονικής μικροσκοπίας που δείχνουν τη μορφολογία φερριτοπερλιτικής δομής, α) και β) κοντά στη ζώνη συγκόλλησης, γ) και δ) στην ανοπτημένη θερμικά επηρεασμένη ζώνη και ε) και ζ) στο μέταλλο βάσης



Εικόνα 5.5: Μικροσκληρότητες δοκιμίων από τη ζώνη συγκόλλησης έως το μέταλλο βάσης ανά 2mm

5.3. Αποτελέσματα θραυστογραφίας

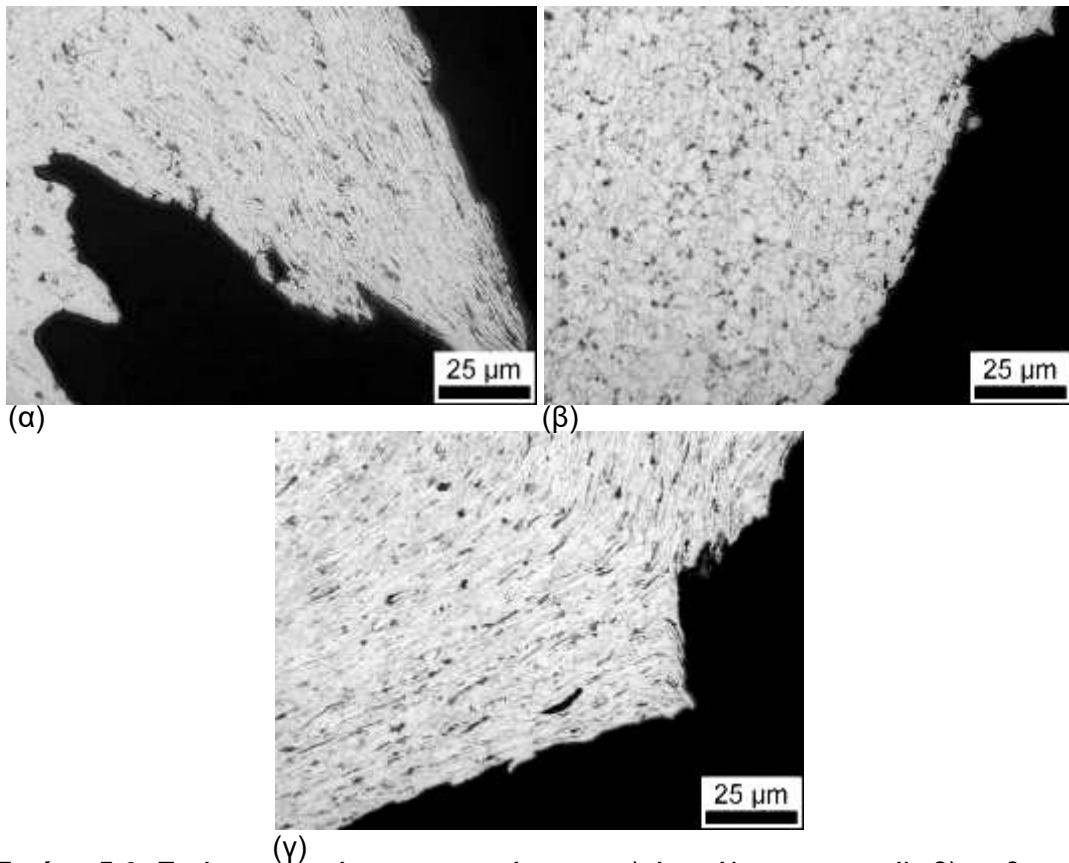
Στον Πίνακα 9 δίνονται τα ποσοστά και οι εκτάσεις των επιφανειών θραύσης μετρημένες από το στερεοσκόπιο και το ηλεκτρονικό μικροσκόπιο αντίστοιχα.

Πίνακας 9: Ποσοστά και έκταση επιφανειών θραύσης

Δοκίμια	Επιφάνεια θραύσης από διάτμηση (%)	Επιφάνεια θραύσης από σχισμό (%)	Άνω όλκιμη επιφάνεια (μm)	Κάτω όλκιμη επιφάνεια (μm)
1	27	73	40-660	530-1300
2	76	24	3300	1350
3	52	48	700-970	2500
4	24	76	150-300	450-600
5	21	79	100-250	350-500
6	58	42	1100-2000	920-1300

5.3.1. Προφίλ θραύσης

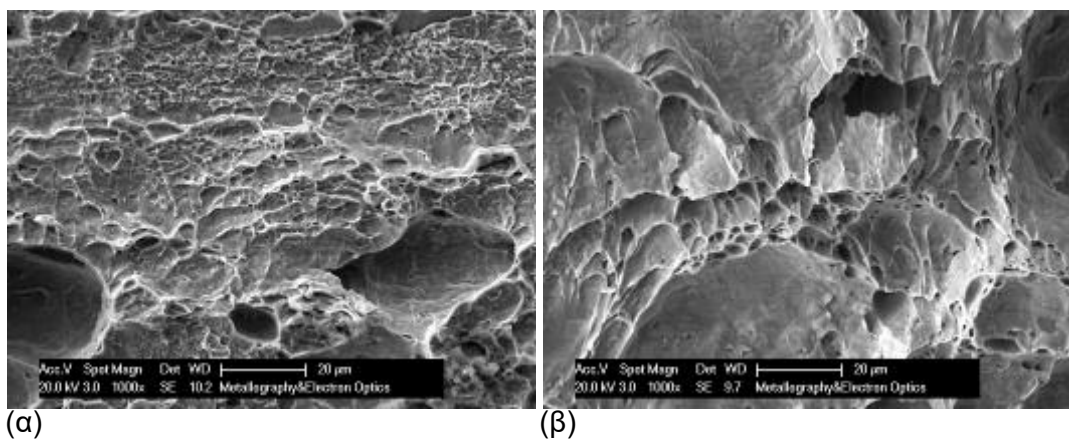
Στην **Εικόνα 5.6** φαίνεται ενδεικτικά το προφίλ θραύσης του δοκιμίου 2, όπου εντοπίζονται οι περιοχές άνω όλκιμης, ψαθυρής και κάτω όλκιμης περιοχής που προκύπτουν από τη δοκιμή κρούσης κατά Charpy.

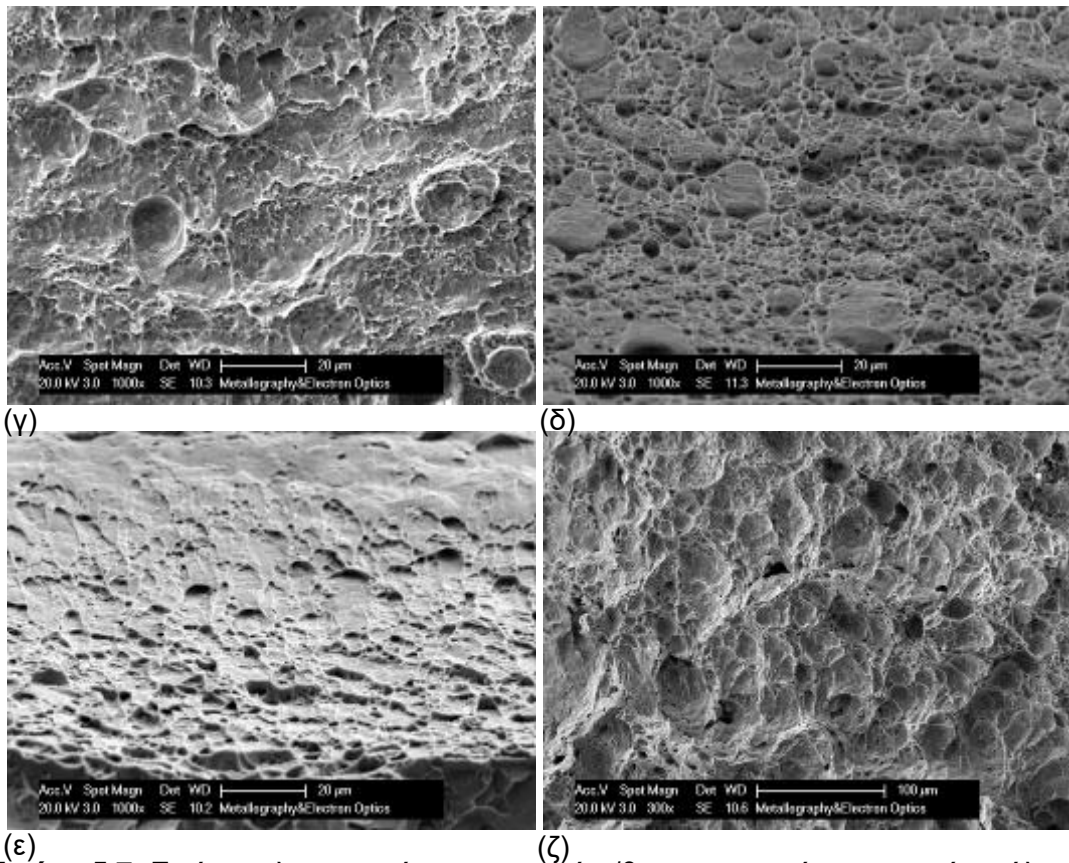


Εικόνα 5.6: Εικόνες οπτικής μικροσκοπίας των α) άνω όλκιμου προφίλ, β) ψαθυρού προφίλ και γ) κάτω όλκιμου προφίλ

5.3.2. Άνω όλκιμη περιοχή

Στην Εικόνα 5.7 φαίνονται οι μορφολογίες της αρχικής όλκιμης θραύσης, δηλαδή εκείνης κοντά στην εγκοπή, που χαρακτηρίζονται κυρίως από σπηλαιώσεις. Η έκταση της μορφολογία, καθώς και το βάθος και των σπηλαιώσεων δείχνουν την πλαστική παραμόρφωση. Για τα δοκίμια 4 και 5 οι σπηλαιώσεις φαίνονται να είναι ρηχές. Στο δοκίμιο 1 υπάρχουν περιοχές μεγάλων σπηλαιώσεων, όπου πιθανώς να υπήρχε κάποιο έγκλεισμα.

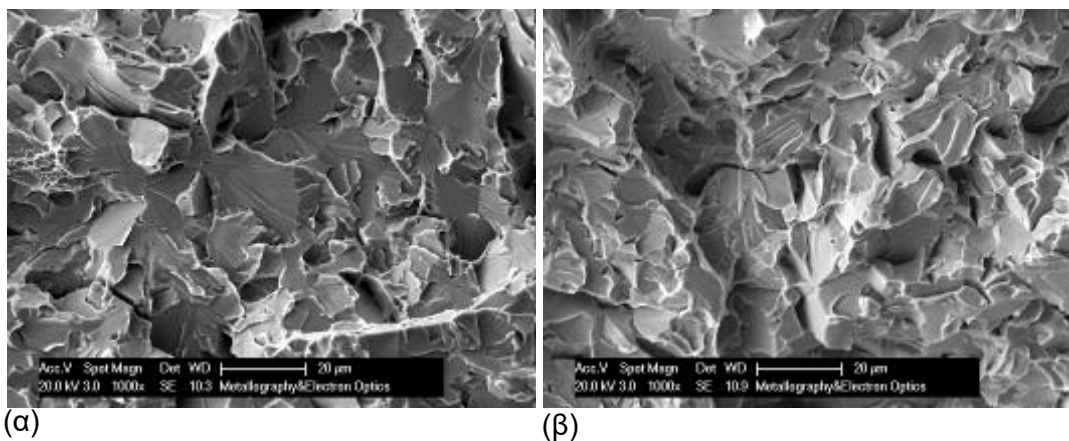


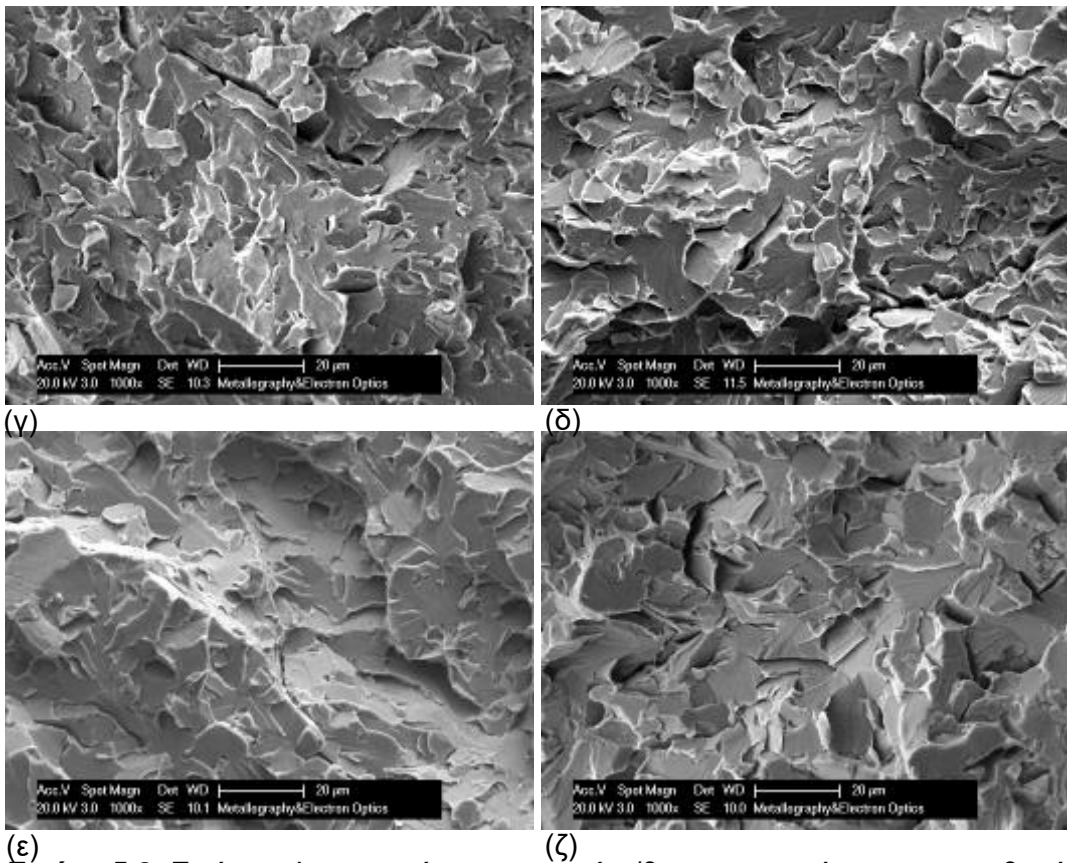


Εικόνα 5.7: Εικόνες ηλεκτρονικής μικροσκοπίας/θραυστογραφίας για την άνω όλκιμη επιφάνεια των α) δοκίμιο 1, β) δοκίμιο 2, γ) δοκίμιο 3, δ) δοκίμιο 4, ε) δοκίμιο 5 και ζ) δοκίμιο 6

5.3.3. Ψαθυρή περιοχή σχισμού

Στην Εικόνα 5.8 φαίνονται οι μορφολογίες ψαθυρής θραύσης μέσω σχισμού διακρυσταλλικά. Επίσης, παρατηρούνται πολλές εγκάρσιες ρωγμές. Στα τα δοκίμια 1 και 5 παρατηρούνται περιοχές τοπικής συσσωρευμένης παραμόρφωσης, προσπάθεια του υλικού να συμπεριφερθεί πλαστικά.

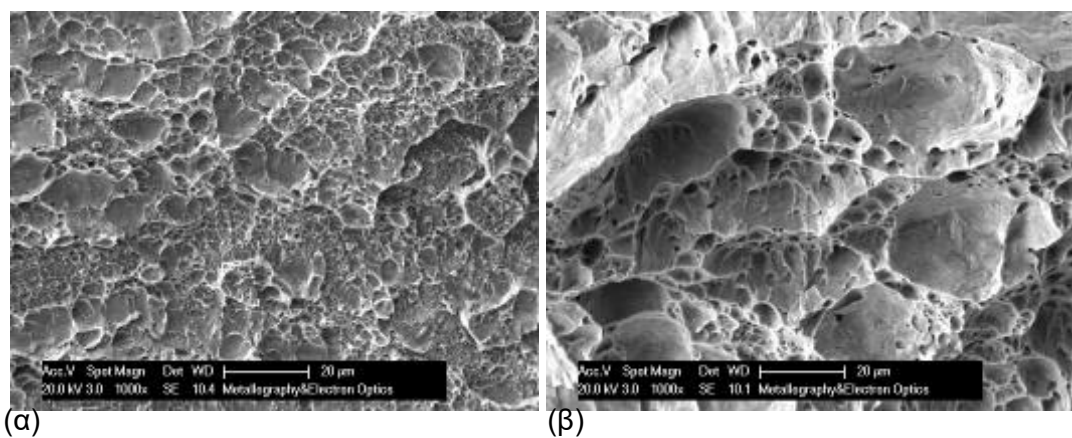


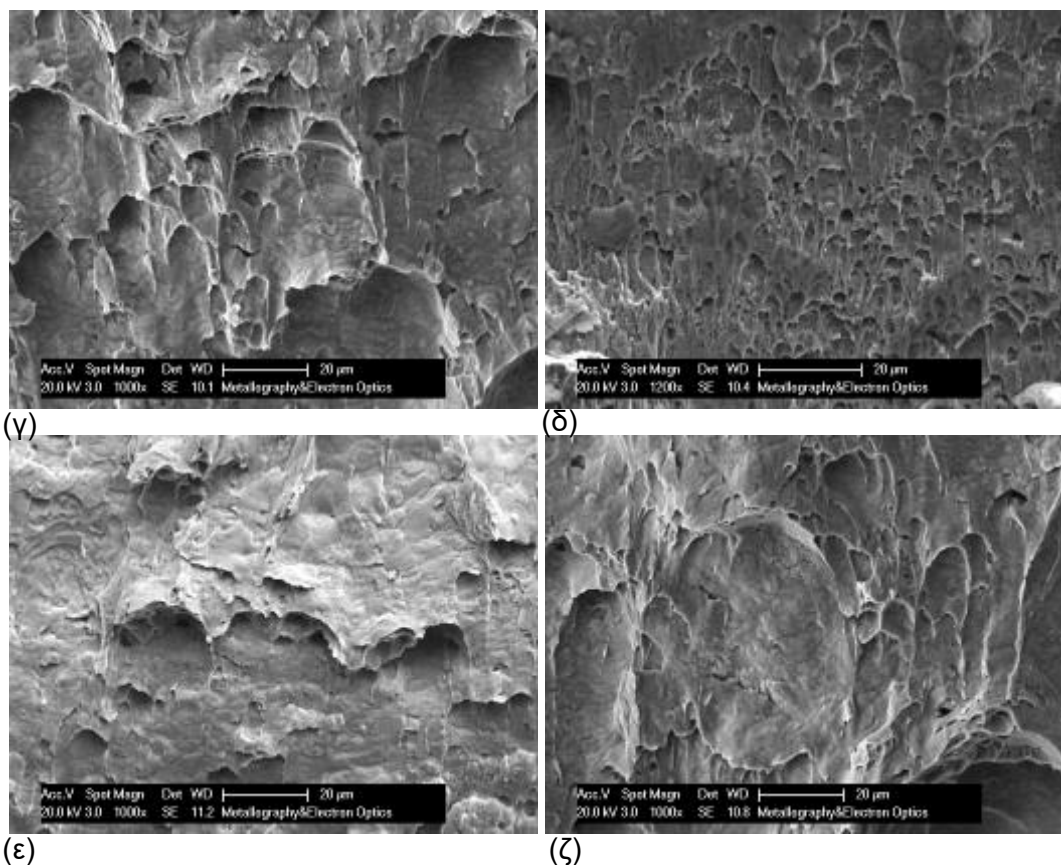


Εικόνα 5.8: Εικόνες ηλεκτρονικής μικροσκοπίας/θραυστογραφίας για την ψαθυρή επιφάνεια των α) δοκίμιο 1, β) δοκίμιο 2, γ) δοκίμιο 3, δ) δοκίμιο 4, ε) δοκίμιο 5 και ζ) δοκίμιο 6

5.3.4. Κάτω όλκιμη περιοχή

Στην Εικόνα 5.9 φαίνονται οι μορφολογίες της κάτω όλκιμης θραύσης με τυπική μορφολογία σπηλαιώσεων και στα περισσότερα δοκίμια ατελών ή πεπλατυσμένων σπηλαιώσεων.





Εικόνα 5.9: Εικόνες ηλεκτρονικής μικροσκοπίας/θραυστογραφίας για την κάτω όγκιμη επιφάνεια των α) δοκίμιο 1, β) δοκίμιο 2, γ) δοκίμιο 3, δ) δοκίμιο 4, ε) δοκίμιο 5 και ζ) δοκίμιο 6

5.4. Αποτελέσματα ανάλυσης κρυσταλλογραφικού ιστού

5.4.1. Πραγματικό μέγεθος κόκκου

Στον **Πίνακα 10** δίνεται το πραγματικό μέγεθος κόκκου μετρημένο μέσω της ανάλυσης του κρυσταλλογραφικού ιστού (EBSD).

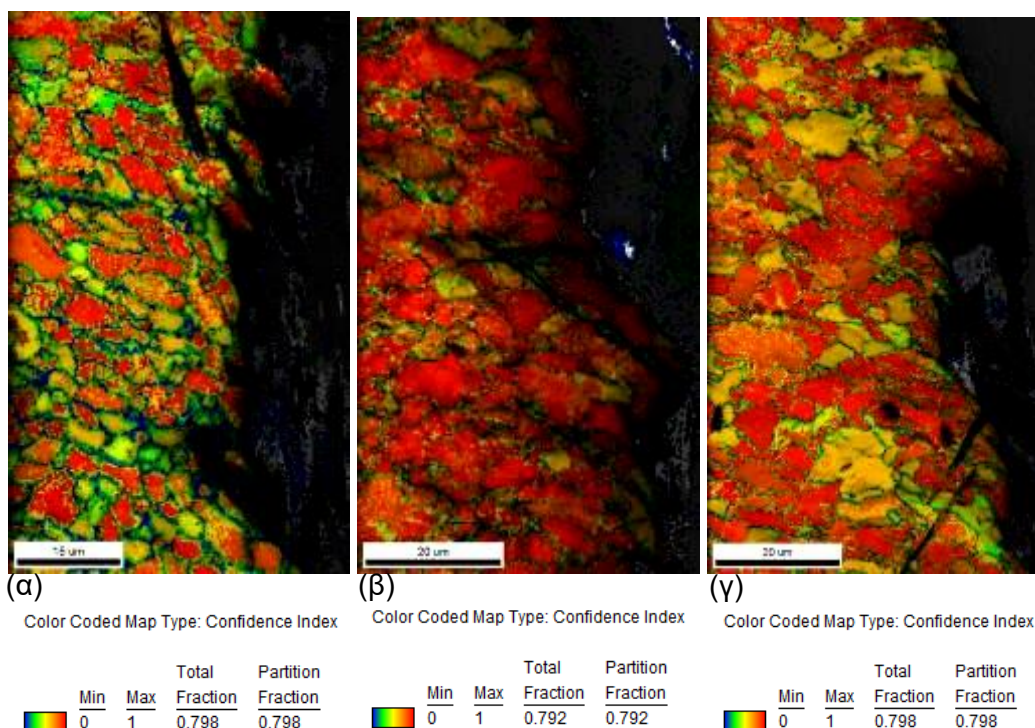
Πίνακας 10: Πραγματικό μέγεθος κόκκου προσδιορισμένο μέσω της τεχνικής EBSD

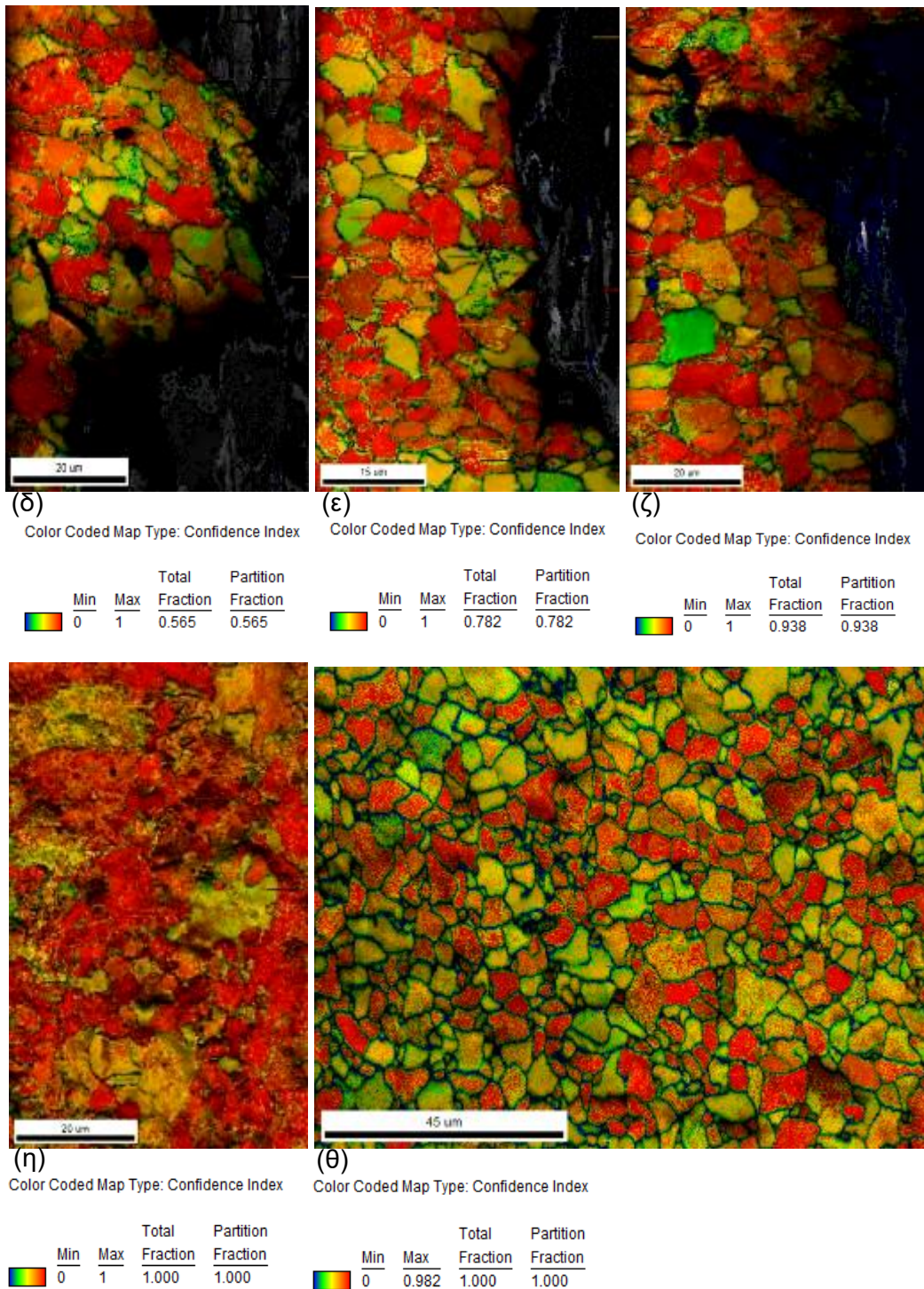
Δοκίμιο	Πραγματικό μέσο μέγεθος κόκκου	Τυπική απόκλιση
1	2,5	1,9
2	2,8	2,4
3	2,7	2,5
4	3,2	2,7
5	2,7	1,9

6	2,5	2,5
Μέταλλο βάσης	3	3
Ανοπτημένη θερμικά επηρεασμένη ζώνη	2,7	2,2

5.4.2. Χάρτες IQ+CI

Στην Εικόνα 5.10 φαίνονται οι χάρτες συνδυασμού δείκτη εικόνας ποιότητας και δείκτη εμπιστοσύνης. Σε όλα τα δοκίμια, αλλά πιο πολύ στα δοκίμια 1, 4, 5, 6 και στην ανοπτημένη θερμικά επηρεασμένη ζώνη φαίνονται καθαρά ότι στα όρια των κόκκων υπάρχει χαμηλός συνδυασμός δείκτη ποιότητας εικόνας και δείκτη εμπιστοσύνης. Αντίστοιχα, οι πιο έντονα κόκκινοι κόκκοι ανιχνεύονται ως αυτοί με το καλύτερο πλέγμα χωρίς ασυμμετρίες γωνιών πλεγμάτων ή αλλαγή κάποιας διάστασης του κυβικού συστήματος.



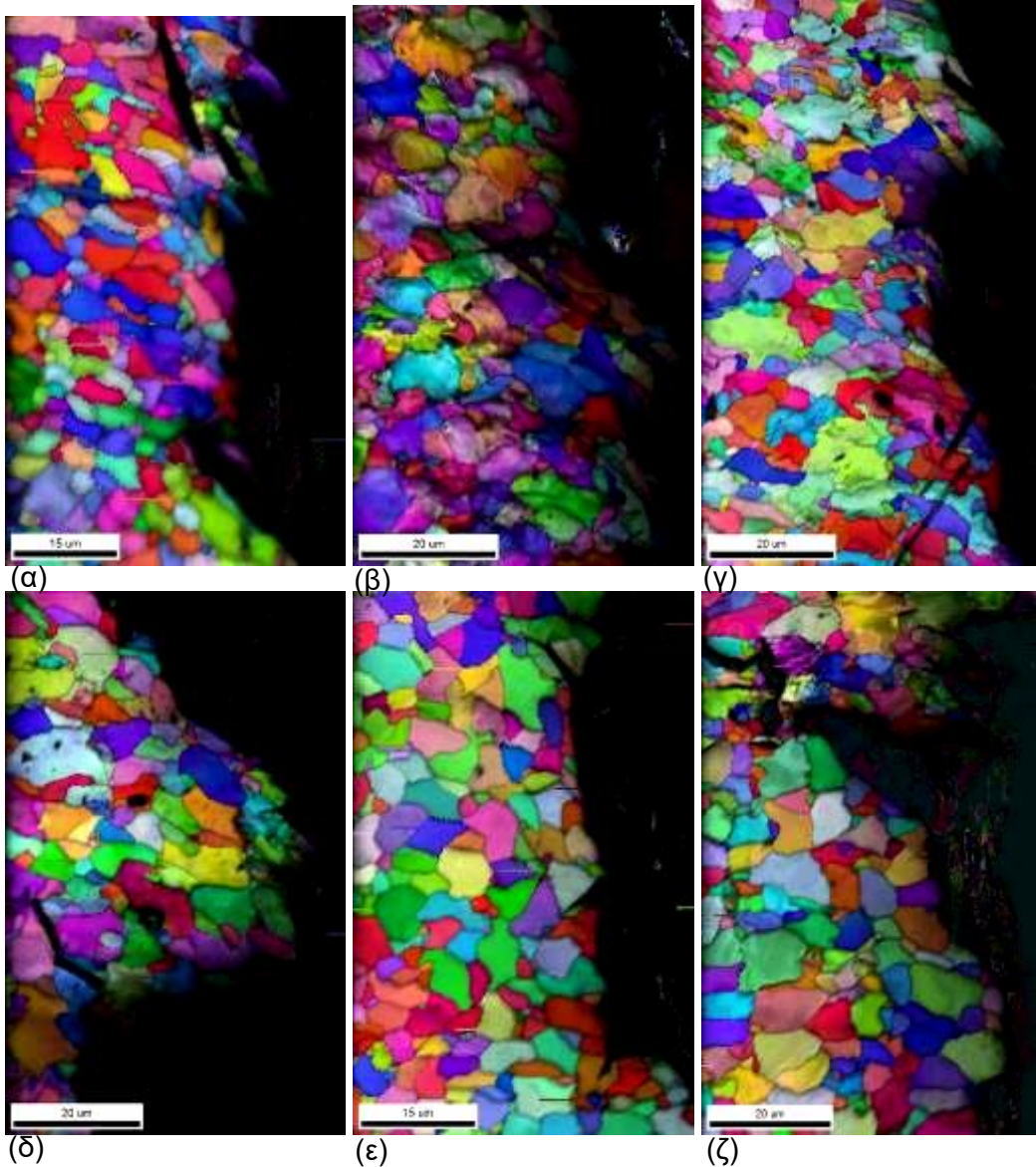


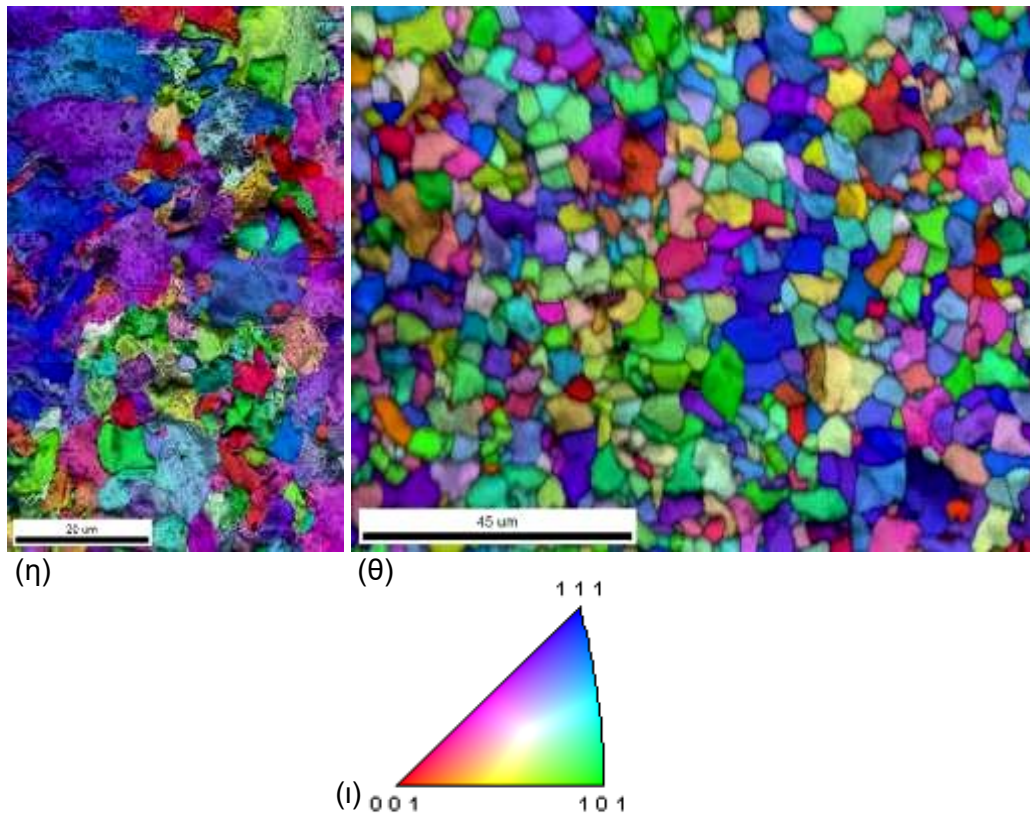
Εικόνα 5.10: Χάρτες IQ+CI για α) δοκίμιο 1, β) δοκίμιο 2, γ) δοκίμιο 3, δ) δοκίμιο 4, ε) δοκίμιο 5, ζ) δοκίμιο 6, η) μέταλλο βάσης, θ) ανοπτημένη θερμικά επηρεασμένη ζώνη με τα υπομνήματά τους

5.4.3. Χάρτες Inverse Pole Figure

Στην **Εικόνα 5.11** φαίνονται οι χάρτες αντίστροφης εικόνας πόλων. Σε όλα τα δοκίμια φαίνεται η παρουσία των (100), (110) και (111) επιπέδων σύμφωνα με την χρωματική

απεικόνιση. Πιο συγκεκριμένα στο δοκίμιο 1 η ύπαρξη (100) επιπέδων είναι μεγάλη, ενώ στο δοκίμιο 2 φαίνεται να υπάρχει σχεδόν πλήρη απουσία (100) επιπέδων. Στην ανοπτημένη θερμικά επηρεασμένη ζώνη φαίνεται να μην κυριαρχεί κανένα επίπεδο.



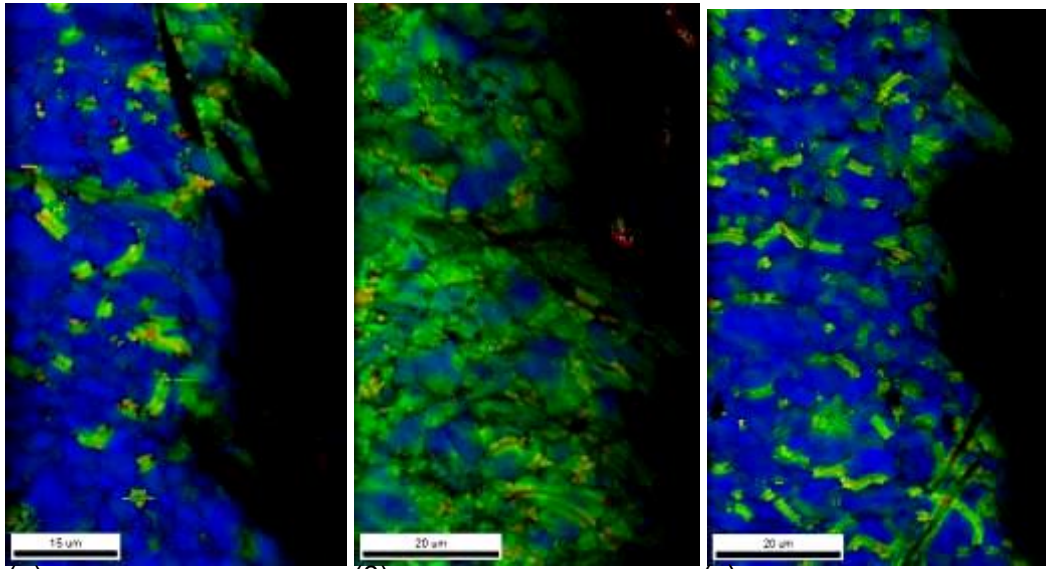


Εικόνα 5.11: Χάρτες Inverse pole figure για α) δοκίμιο 1, β) δοκίμιο 2, γ) δοκίμιο 3, δ) δοκίμιο 4, ε) δοκίμιο 5, ζ) δοκίμιο 6, η) μέταλλο βάσης, θ) ανοπτημένη θερμικά επηρεασμένη ζώνη, (ι) χρωματικό υπόμνημα επιπέδων

5.4.4. Χάρτες Kernel Average Misorientation

Στην **Εικόνα 5.12** φαίνονται οι χάρτες Kernel Average Misorientation, οι οποίοι χρησιμοποιώντας την μέση απόκλιση προσανατολισμού είναι έμμεσος τρόπος προσδιορισμού της συγκέντρωσης τάσεων στα όρια των κόκκων. Στο δοκίμιο 2 φαίνεται μια συνολική διασπορά τάσεων γύρω από τους κόκκους έως προς το εσωτερικός τους σε όλη την έκταση του χάρτη. Στα υπόλοιπα δοκίμια φαίνεται τοπική συγκέντρωση των τάσεων και σε πολλά σημεία στα όρια των κόκκων η μέση απόκλιση προσανατολισμού να είναι στις 15° και φαίνονται έντονα με κόκκινο χρώμα. Στο μέταλλο βάσης φαίνονται κάποιες τάσεις, ενώ στην ανοπτημένη θερμικά επηρεασμένη ζώνη ελάχιστες.

Μελέτη περιοχής διαδικασίας συγκόλλησης HFW χαλύβων υψηλής αντοχής για εφαρμογές αγωγών φυσικού αερίου / πετρελαίου.



(α) Color Coded Map Type: Kernel Average Misorientation

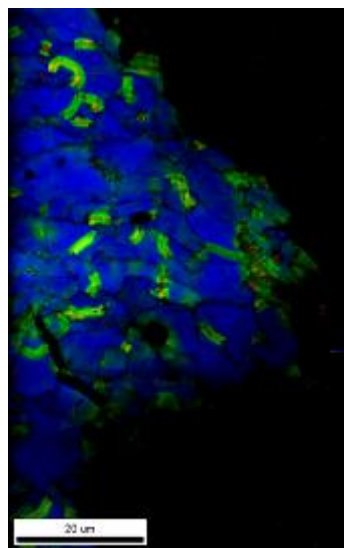
	Min	Max	Total Fraction	Partition Fraction
	0	15	0.751	0.751

(β) Color Coded Map Type: Kernel Average Misorientation

	Min	Max	Total Fraction	Partition Fraction
	0	15	0.792	0.792

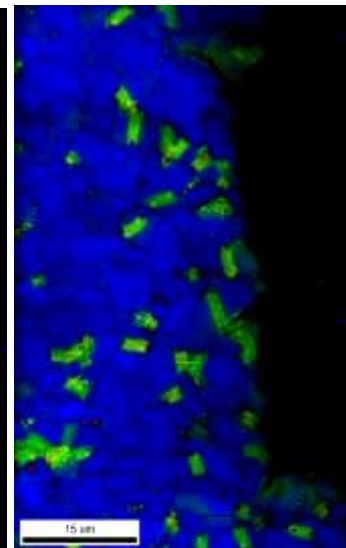
(γ) Color Coded Map Type: Kernel Average Misorientation

	Min	Max	Total Fraction	Partition Fraction
	0	15	0.798	0.798



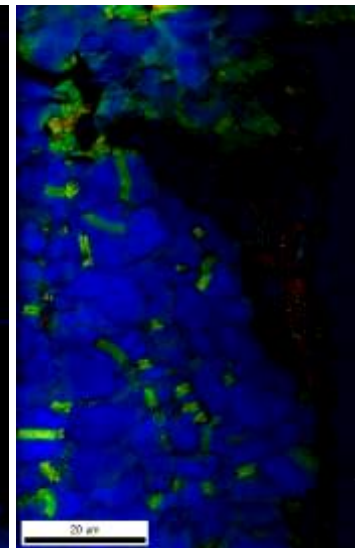
(δ) Color Coded Map Type: Kernel Average Misorientation

	Min	Max	Total Fraction	Partition Fraction
	0	15	0.565	0.565



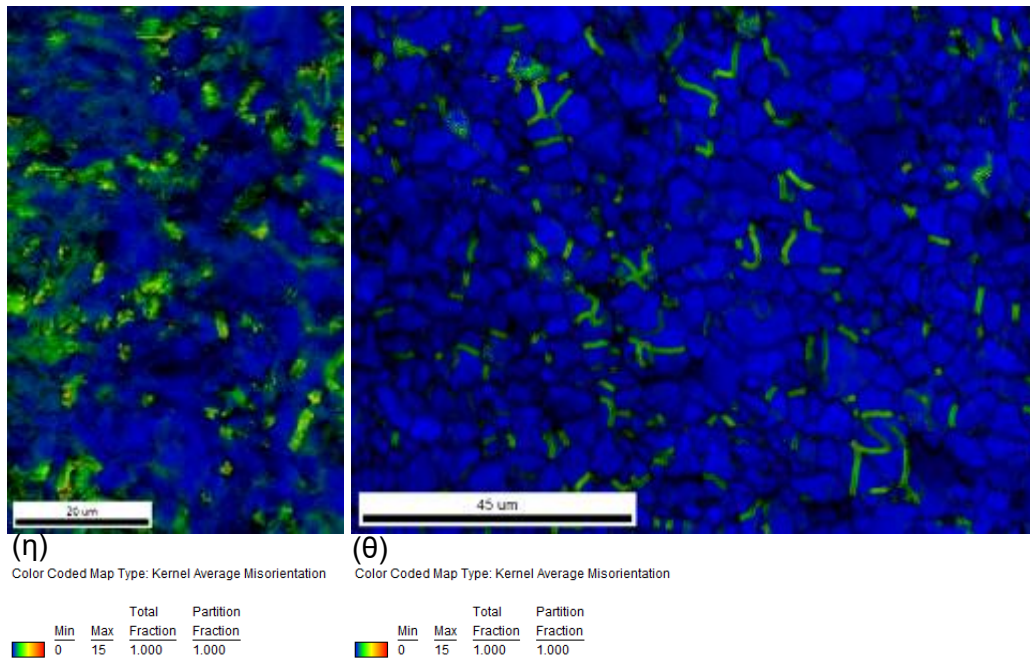
(ε) Color Coded Map Type: Kernel Average Misorientation

	Min	Max	Total Fraction	Partition Fraction
	0	15	0.782	0.782



(ζ) Color Coded Map Type: Kernel Average Misorientation

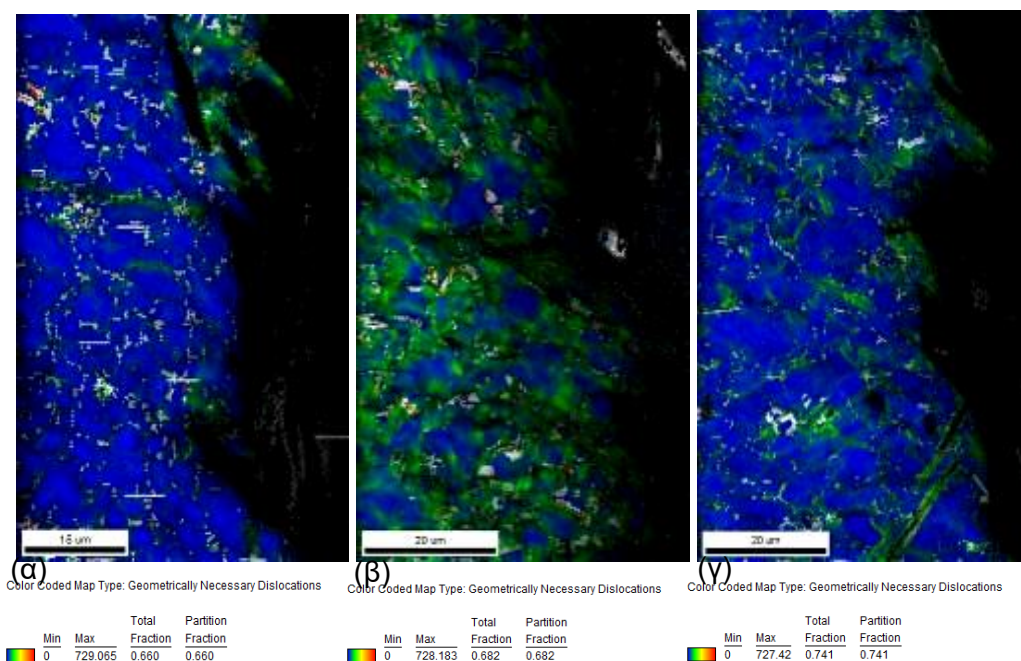
	Min	Max	Total Fraction	Partition Fraction
	0	15	0.938	0.938

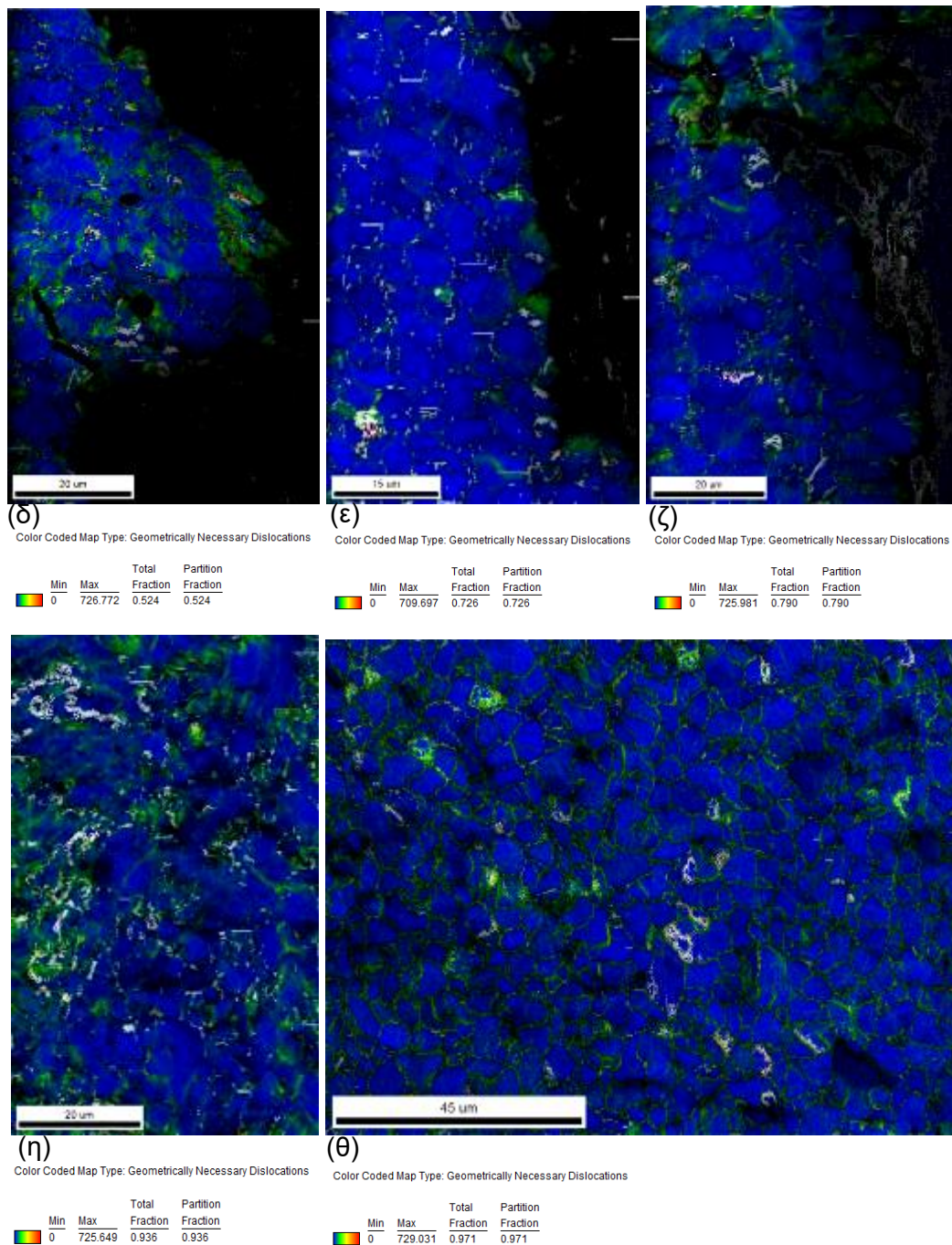


Εικόνα 5.12: Χάρτες Kernel Average Misorientation για α) δοκίμιο 1, β) δοκίμιο 2, γ) δοκίμιο 3, δ) δοκίμιο 4, ε) δοκίμιο 5, ζ) δοκίμιο 6, η) μέταλλο βάσης, θ) ανοπτημένη θερμικά επηρεασμένη ζώνη

5.4.5. Χάρτες Geometrically Necessary Dislocation Density

Στην **Εικόνα 5.13** φαίνονται οι χάρτες Geometrically Necessary Dislocation Density, οι οποίοι χρησιμοποιούνται όπως και οι χάρτες Kernel Average Misorientation, δηλαδή για έμμεσο προσδιορισμό των τάσεων εντός του υλικού με τη μόνη διαφορά ότι δίνουν περισσότερη πληροφορία με μεγαλύτερη ακρίβεια. Για το δοκίμιο 2, 4 και το μέταλλο βάσης φαίνονται οι διαταραχές αγκιστρωμένες στα όρια των κόκκων.



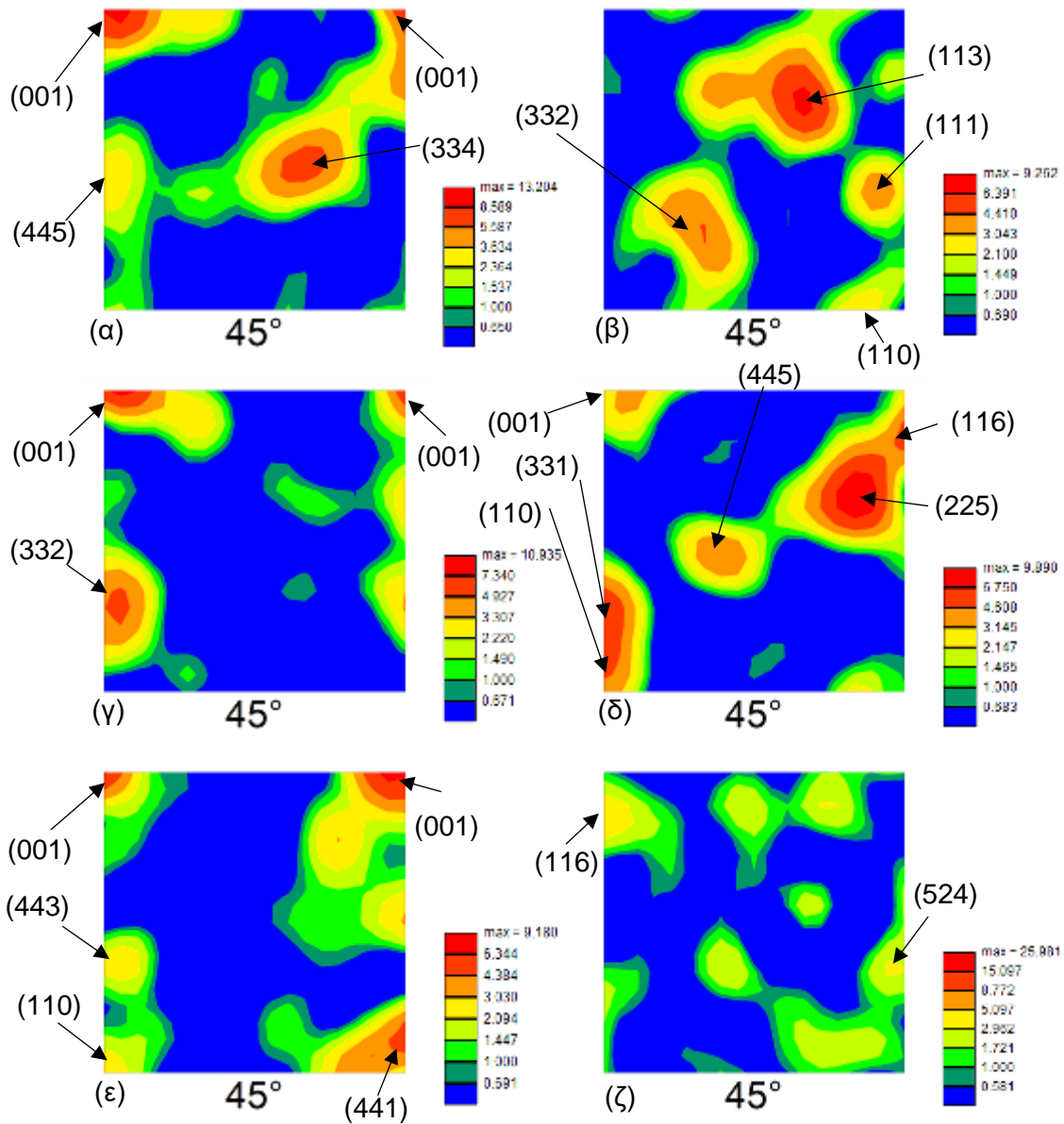


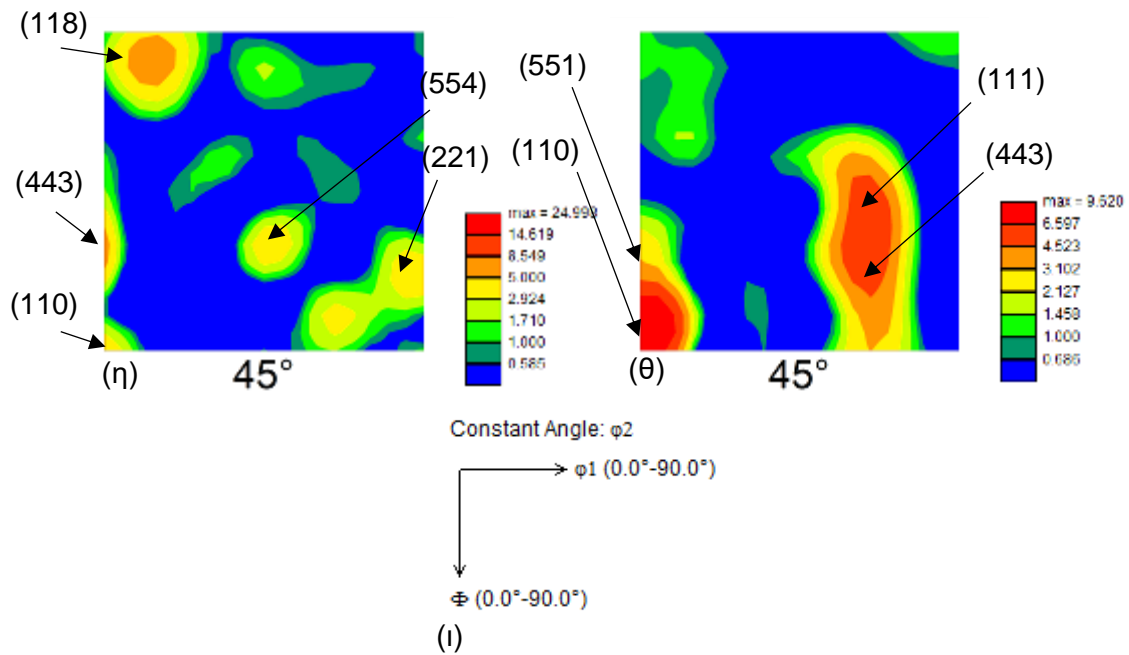
Εικόνα 5.13: Χάρτες Geometrically Necessary Dislocation Density για α) δοκίμιο 1, β) δοκίμιο 2, γ) δοκίμιο 3, δ) δοκίμιο 4, ε) δοκίμιο 5, ζ) δοκίμιο 6, η) μέταλλο βάσης, θ) ανοπτημένη θερμικά επηρεασμένη ζώνη

5.4.6. Orientation distribution function

Στην **Εικόνα 5.14** φαίνεται το κλάσμα κατανομής του προσανατολισμού κάθε φάσματος, δηλαδή η πυκνότητα των επιπέδων μέσα στον κρυσταλλογραφικό ιστό. Για τα δοκίμια 1, 3 και 5 παρατηρείται έντονη ύπαρξη (100), ενώ στα δοκίμια 2,4 και 6 παρατηρείται απουσία (100) και ύπαρξη των (111), (113) και (225). Για το μέταλλο βάσης δεν φαίνεται να υπάρχει

προτιμητέος κρυσταλλογραφικός προσανατολισμός στον ιστό, κάτι το οποίο πιθανά να ισχύει και για το δοκίμιο 6.





Εικόνα 5.14: Orientation distribution function για α) δοκίμιο 1, β) δοκίμιο 2, γ) δοκίμιο 3, δ) δοκίμιο 4, ε) δοκίμιο 5, ζ) δοκίμιο 6, η) μέταλλο βάσης, θ) ανοπτημένη θερμικά επηρεασμένη ζώνη, (i) υπόμνημα γωνιών Euler

Μέρος Τρίτο

Συζήτηση - Συμπεράσματα - Προτάσεις

Κεφάλαιο 6

6. Γενικές παρατηρήσεις, σχόλια και συμπεράσματα

6.1. Συζήτηση επί των αποτελεσμάτων

Η φερριτοπερλιτική δομή είχε μικρές αλλαγές μορφολογίας, μεγέθους κόκκου και ποσοστών των φάσεων περλίτη φερρίτη στις διάφορες περιοχές όπως στη ζώνη συγκόλλησης, στην ανοπτημένη θερμικά επηρεασμένη ζώνη και στο μέταλλο βάσης. Τα νιτρίδια του τιτανίου στα δείγματα 5 και 6 με μεγάλο μέγεθος δεν θα έπρεπε να υπάρχουν, διότι έχουν αρνητική επίδραση στις μηχανικές ιδιότητες και η ύπαρξη τους δικαιολογείται από την χημική σύσταση, καθώς το άζωτο στα δοκίμια αυτά είναι 2 φορές περισσότερο σε σχέση με τα άλλα δείγματα παρόλο που το τιτάνιο είναι στα ίδια επίπεδα. Τα εγκλείσματα, που βρέθηκαν δεν κρίθηκαν υπαίτια των χαμηλών τιμών ενεργειών κρούσης, λόγω του μικρού τους μεγέθους, τη καλή διασπορά τους και του σφαιροειδές και όχι επίμηκες σχήμα τους καθώς και είναι λογικό να υπάρχουν, διότι περιέχουν προϊόντα αποθείωσης και αποξειδωσης, που παρόλο τον σύγχρονο εξοπλισμό και τεχνικές παραγωγής χάλυβα υπάρχουν σε πολύ μικρά ποσοστά ακόμα. Οι ζώνες περλίτη κοντά στη ζώνη συγκόλλησης, οι οποίες είναι πολύ πιθανό να συνεισφέρουν αρνητικά στην δυσθραυστότητα, λόγω της διάταξης τους παράλληλα στην διάδοση της επιφάνειας θραύσης, άρα, και παράλληλα στην διάδοση της ρωγμής από τη δοκιμή κρούσης. Οι μικροσκληρότητες κοντά στην ζώνη συγκόλλησης των δοκιμίων με χαμηλές τιμές ενεργειών κρούσης φαίνεται να είναι αρκετά μικρότερες από αυτές των δοκιμίων με υψηλές τιμές ενεργειών κρούσης.

Η μέτρηση του μεγέθους του κόκκου μέσω συμβατικής τεχνικής τετμημένων γραμμών με χρήση οπτικής μικροσκοπίας είχε πολλές αποκλίσεις ώστε να αναφερθεί η θετική ή αρνητική επίδραση του. Αντίστοιχα, το πραγματικό μέγεθος κόκκου το οποίο μετρήθηκε με κρυσταλλογραφικούς όρους βγήκε παρόμοιο για όλες τις περιοχές όπου μετρήθηκε. Το γεγονός αυτό αποδίδεται στην επίδραση της διπλής ανόπτησης στην ζώνη συγκόλλησης και στην θερμικά επηρεασμένη ζώνη όπου αφαίρεσε την ανομοιομορφία των ζωνών μεγάλου μεγέθους και μικρού μεγέθους κόκκου.

Από τις επιφάνειες θραύσης χαρακτηρίστηκε η μορφολογία της θραύσης και δεν βρέθηκαν εγκλείσματα, που να είναι υπαίτια για την έναρξη μικροσπών, αλλά μόνο υποψίες αυτών λόγω παράξενου σχήματος και αρκετά μεγάλου μεγέθους σπηλαιώσεις. Η θραύση μέσω σχισμού ήταν για όλα τα δείγματα σχεδόν πανομοιότυπη με χαρακτηριστικές δευτερεύουσες εγκάρσιες ρωγμές διακρυσταλλικά, ενώ η όλκιμη θραύση χαρακτηριστική λόγω των μορφολογιών και έκτασης σπηλαιώσεων που ποικίλουν ανά το δείγμα. Στις όλκιμες επιφάνειες φαίνεται η παραμόρφωση μέσω διάτμησης από την δημιουργία μεγάλης έκτασης σπηλαιώσεων με βάθος, άρα, η απορρόφηση ενέργειας που συνάδει με δοκίμια υψηλών τιμών ενέργειας.

Η ανάλυση κρυσταλλογραφικού ιστού έδωσε χρήσιμες πληροφορίες για το τι συμβαίνει στη μικροδομή και στα όρια των κόκκων, μια έμμεση προσέγγιση των τάσεων/παραμορφώσεων στα όρια και μεταξύ των κόκκων και την πυκνότητα των κρυσταλλογραφικών επιπέδων για την κρίσιμη διατμητική γωνία των 45°. Τα περισσότερα από τα αποτελέσματα την ανάλυσης του κρυσταλλογραφικού ιστού έρχονται σε συμφωνία με τις ενέργειες κρούσης και τα υπόλοιπα αποτελέσματα, καθώς τα δοκίμια με υψηλές τιμές κρούσης είχαν σημεία απορρόφησης ενέργειας (εμφάνιση μικρο-οπών) ακόμα και στην ψαθυρή περιοχή. Τα δοκίμια με χαμηλές τιμές κρούσης φαίνεται να είχαν στα όρια κόκκων συγκέντρωση τάσεων, κάτι το οποίο φαίνεται και μέσω της αγκίστρωσης διαταραχών στα συγκεκριμένα σημεία στα όρια των κόκκων και μέσω τη μέσης απόκλισης γωνίας προσανατολισμού, είτε από την ύπαρξη άλλης φάσης, πιθανότατα καρβίδιο του σιδήρου (προευτηκτοειδή σεμεντίτη), που προέρχεται από την περίσσεια άνθρακα κατά το μετασχηματισμό φερρίτη από ωστενίτη. Η ύπαρξη δεύτερης φάσης φαίνεται και στους χάρτες συνδυασμού ποιότητας εικόνας με δείκτη εμπιστοσύνης, όπου στα δοκίμια χαμηλών τιμών ενεργειών κρούσης στα όρια των κόκκων ο δείκτης εμπιστοσύνης είναι κατά πολύ μικρότερος σε σχέση με αυτόν στους κόκκους φερρίτη. Τα δοκίμια με υψηλές τιμές ενέργειας κρούσης φαίνεται ότι είχαν έντονη πλαστική παραμόρφωση, η οποία αποτυπώνεται στις τάσεις εντός των κόκκων και την ύπαρξη διαταραχών στα ίδια σημεία. Η ύπαρξη επιπέδων (100) συνάδει με θραύση μέσω σχισμού και με τις χαμηλές τιμές κρούσης και εντοπίζεται στα δοκίμια με χαμηλές ενέργειες κρούσης, καθώς και η ύπαρξη επιπέδων (111), (110) και (112) με παραμόρφωση μέσω διάτμησης στα δοκίμια με υψηλές τιμές κρούσης.

Στα δοκίμια, που η δοκιμή κρούσης πραγματοποιήθηκε στους -45° C, η παραμόρφωση που παρατηρείται έμμεσα μέσω των τάσεων στους χάρτες μέσης απόκλισης προσανατολισμού Kernel και στους χάρτες πυκνότητας γεωμετρικά απαιτούμενων διαταραχών είναι ελάχιστη και για τα δυο δοκίμια υψηλής και χαμηλής ενέργειας κρούσης, ενώ στη μελέτη των επιφανειών θραύσης παρουσιάζουν μεγάλες και μικρές σε έκταση όλκιμες επιφάνειες αντίστοιχα. Αντίθετα για 0° C το δοκίμιο 2 με υψηλή ενέργεια κρούσης εμφανίζει παραμόρφωση, η οποία συνάδει με τις επιφάνειες θραύσης του και το δοκίμιο 3, επίσης, με λιγότερη ενέργεια κρούσης και λιγότερη παραμόρφωση αναλογικά, αλλά ακολουθεί το ίδιο μοτίβο. Όσο μειώνεται η θερμοκρασία δοκιμής κρούσης το υλικό φαίνεται να χάνει τον όλκιμο χαρακτήρα του από την άποψη της παραμόρφωσης μέσω ολίσθησης και διάτμησης, ωστόσο, αντεπεξέρχεται στην υψηλή αντοχή σε κρούση. Πιθανόν όσο μειώνεται η θερμοκρασία να αλλάζει ο μηχανισμός αντίστασης του υλικού σε κρούση ή παίζει σημαντικό ρόλο η διαφορετική ποιότητα χάλυβα και κατ' επέκταση οι μικρές διαφορές της χημικής σύστασης και της διεργασίας παραγωγής των χαλύβων αυτών.

Η ύπαρξη ζωνών περλίτη, παρουσία καρβιδίου του σιδήρου (προευτηκτοειδή σεμεντίτη) και ύπαρξης μεγάλης πυκνότητας επιπέδων (100) αποδίδονται σε παραμέτρους της διεργασίας παραγωγής χάλυβα με αυτογενή συγκόλληση υψίσυχνων ρευμάτων με επαγωγή, όπως η θερμότητα εισόδου στην συγκόλληση και η πίεση των ρόλων πίεσης αντίστοιχα. Η ύπαρξη υπο-ορίων κόκκων αποδίδεται στην διεργασία παραγωγής ελάσματος

με θερμομηχανική έλαση και στην ψυχρή παραμόρφωση πριν την συγκόλληση για την μετατροπή του ελάσματος σε σωλήνα. Η θερμική κατεργασία διπλής ανόπτησης με ενδιάμεση ψύξη στην συγκόλληση υψίσυχνων ρευμάτων με επαγωγή φαίνεται να επιδρά θετικά στην μηχανική ιδιότητα της δυσθραυστότητας όπου τείνει να ανακουφίσει την περιοχή της συγκόλλησης από εσωτερικές τάσεις και ταυτόχρονα να αναιρέσει την ανισοτροπία της δυσθραυστότητας.

6.2. Συμπεράσματα

Τα εγκλείσματα δεν συσχετίστηκαν άμεσα με την χαμηλή δυσθραυστότητα σε χαμηλές θερμοκρασίες πιθανόν λόγω του σφαιροειδούς τους σχήματος και της καλής διασποράς τους, όμως η ύπαρξη τους είναι γνωστή και είναι ένας από τους λόγους εκκίνησης της θραύσης.

Το μέγεθος κόκκου, επίσης, δεν συσχετίστηκε με την χαμηλή δυσθραυστότητα σε χαμηλές θερμοκρασίες, διότι όλα τα δοκίμια προέρχονται από θερμική κατεργασία διπλής ανόπτησης με ενδιάμεση ψύξη, όπου οι μεγάλες μεταβολές του μεγέθους των κόκκων που πιθανόν να υπήρχαν κοντά στη ζώνη συγκόλλησης, εξαλείφθηκαν.

Η παρουσία ζωνών περλίτη έχει αρνητική επίδραση στην δυσθραυστότητα σε χαμηλές θερμοκρασίες, λόγω της παρουσίας τους κοντά στην ζώνη συγκόλλησης και παράλληλα στην επιφάνεια θραύσης, άρα, και παράλληλα στην διάδοση της ρωγμής.

Ο προετυπηκτοειδής σεμεντίτης, που πιθανώς υπάρχει στα όρια των κόκκων, επίσης, επιδρά αρνητικά στην ζώνη συγκόλλησης ως σκληρή φάση στα όρια των κόκκων μιας πιο μαλακής φάσης (φερρίτης).

Η μεγάλη πυκνότητα επιπέδων (100) στην ζώνη συγκόλλησης έχουν αρνητική επίδραση στην δυσθραυστότητα σε χαμηλές θερμοκρασίες ως επίπεδα θραύσης σχισμού για το χωροκεντρωμένο κυβικό σύστημα.

6.3. Προτάσεις για περαιτέρω έρευνα

Μελέτη περισσότερων δοκιμών με διαφορετικές ποιότητες χάλυβα (X80, X100), συνθήκες συγκόλλησης, παράμετροι θερμικής κατεργασίας ανόπτησης και υπομηδενικών θερμοκρασιών δοκιμών κρούσης

Μελέτη της επίδρασης του πραγματικού μεγέθους του κόκκου ορίζοντας πιο αυστηρά κρυσταλλογραφικά κριτήρια

Μελέτη των σχέσεων προσανατολισμού δευτέρων φάσεων, καρβιδίων και εγκλεισμάτων με τη φερριτική μήτρα με χρήση ηλεκτρονικής μικροσκοπίας διερχόμενης δέσμης (Transmission Electron Microscopy) με στόχο τον προσδιορισμό της επίδρασης τους στον κρυσταλλογραφικό ιστό και επομένως στη δυσθραυστότητα.

Μελέτη της επίδρασης των διάφορων στοιχείων του κρυσταλλογραφικού ιστού στους διάφορους τύπους θραύσης που προκύπτουν από δοκιμές κρούσης κατά Charpy σε διαφορετικές θερμοκρασίες.

Μελέτη της επίδρασης των κραματικών στοιχείων και των διάφορων φάσεων στην δημιουργία κρυσταλλογραφικού ιστού που να επηρεάζει την δυσθραυστότητα.

Αναφορές

- [1] J.Y.Koo, M.J.Luton , N.V.Bangaru, R. A. Petkovic, D.P.Fairchild, C.W.Petersen, H.Asahi, T.Hara, Y.Terada, M.Sugiyama, H.Tamehiro, Y. Komizo, S. Okaguchi, M. Hamada, A. Yamamoto, I. Takeuchi, «Metallurgical Design of Ultra-High Strength Steels for Gas Pipelines,» σε *Proceedings of The Thirteenth International Offshore and Polar Engineering Conference*, Honolulu, Hawaii, USA, May 25–30, 2003.
- [2] OKABE Takatoshi, IIZUKA Yukinori, IGI Satoshi, «High Reliability Technology of the Weld Zone of High-Frequency Electric Resistance Welding Linepipes,» JFE, 2015.
- [3] INOUE Tomohiro, SUZUKI Masahito, OKABE Takatoshi, MATSUI Yutaka, «Development of Advanced Electric Resistance Welding (ERW) Linepipe “Mighty Seam™” with High Quality Weld Seam Suitable for Extra-Low Temperature Services,» JFE, 2013.
- [4] Skobir, Danijela A., «HIGH-STRENGTH LOW-ALLOY (HSLA) STEELS,» *Materials and Technology*, τόμ. 45, pp. 295-301, 2001.
- [5] J. Malcolm Gray, «AN INDEPENDENT VIEW OF LINEPIPE AND LINEPIPE STEEL FOR HIGH STRENGTH PIPELINES: HOW TO GET PIPE THAT’S RIGHT FOR THE JOB AT THE RIGHT PRICE,» σε *API X-80 Pipeline Cost Workshop*, Hobart, Australia, 2002.
- [6] Hendrik Löbbe, Mannesmann Fuchs Rohr, «Offshore Application of HFI-Pipes - Production and Properties,» σε *Pipeline Technology Conference*, 2006.
- [7] Michael Gräf , Jens Schröder , Volker Schwinn and Klaus Hulka , «Production of Large Diameter Pipes Grade X 70 with High Toughness Using Acicular Ferrite Microstructures.,» σε *International Conference on Application and Evaluation of High Grade Linepipes in Hostile Environments*, Yokohama, Japan, 2002.
- [8] D. Belato Rosado, W. De Waele, D. Vanderschueren, S. Hertelé, «LATEST DEVELOPMENTS IN MECHANICAL PROPERTIES AND METALLURGICAL FEATURES OF HIGH STRENGTH LINE PIPE STEELS,» *Sustainable Construction and Design*, 2013.
- [9] SUN XinJun, LI ZhaoDong, YONG QiLong, YANG ZhiGang, DONG Han, WENG YuQing, «Third generation high strength low alloy steels with improved toughness,» *SCIENCE CHINA Technological Sciences*, τόμ. 55, pp. 1797-1805, 2012.
- [10] Pickering, F. B., «High strength low alloy steels - A decade of progress,» σε *Proceeding of International Symposium, Microalloying 75*, Washington DC, October 1-3, 1975.

- [11] C. I. Garcia and A. J. DeArdo, «Microalloyed HSLA steels,» σε *Proceeding of World Materials Congress*, Chicago, Illinois, September 24-30, 1988.
- [12] Dittrich, S., «Welding of high yield strength X80 - state of the art 1991,» *Welding in the World*, τόμ. 30, pp. 33-36, 8-13 June 2003.
- [13] M. Pontremoli, and J. M. Gray, «Metallurgical options for API grade X70 and,» σε *Proceedings of the Conference on Microalloyed HSLA Steels*, Chicago, USA, 24-30 September 1988.
- [14] Okatsu, M., «Metallurgical and mechanical features of X100 linepipe steel,» σε *Proceedings of the 16th International Conference on Offshore Mechanics and Arctic Engineering (OMAE97), III – Materials Engineering*, 1997.
- [15] H. Asahia, H. Fujii and N. Sato, «Heavy wall X80 seamless linepipe,» σε *Proceedings of the 2nd International Conference on Pipeline Technology*, Ostende, Belgium, 11-14th September 1995.
- [16] W. W. Bose-Filho, A. L. M. Carvalho and M. Strangwood, «Effect of alloying,» *Materials Characterization*, τόμ. 58, pp. 29- 39, 2007.
- [17] S. K. Das, S. Sivaprasad, S. Dasa, S. Chatterjee and S. Tarafder, «The effect of variation of microstructure on fracture mechanics parameters of HSLA-100 steel,» *Materials Science and Engineering A*, τόμ. 431, pp. 68-79, 2006.
- [18] Blackman, S. A., «An economic assessment of mechanised welding of high strength linepipe for the Australian pipeline industry,» *Pipes and Pipelines*, τόμ. 48, pp. 27-37, 2003.
- [19] Chaudhari, V., «German gas pipeline first to use new generation linepipe,» *Oil*, τόμ. 93, pp. 40-47, 1995.
- [20] Terada, Y., «X100 Linepipe with excellent HAZ toughness and deformability,» σε *Proceedings of the 22nd International Conference on Offshore Mechanics and Arctic Engineering (OMAE03)*, Cancun, Mexico, 8-13 June 2003.
- [21] Gladman, T., *The physical metallurgy of microalloyed steels* 1st ed., Cambridge: The University Press, 1997.
- [22] Vervynckt, S., «Control of the Non-recrystallization Temperature in High Strength Low Alloy (HSLA) Steels,» Ghent University, Ghent, Belgium, 2010.
- [23] H. K. D. H. Bhadeshia, R. Honeycomb, *Steels Microstructure and Properties*, 3rd ed., Elsevier, 2006.
- [24] Davis, Joseph R., *Alloying: Understanding the basics*, ASM International, 2001.
- [25] Liu, Z. K., *Scripta Mater.*, τόμ. 50, pp. 601-606, 2004.
- [26] H. Najafi, J. Rassizadehghani, A. Asgari, *Mater. Sci. Eng A*, τόμ. 486, pp. 1-7, 2008.

- [27] D. L. Albright, S. Bechet, K. Rohrig, σε *Proceedings of International Conference on Technology and applications of HSLA steels*, Philadelphia, PA, USA, 1984.
- [28] Dubé, C. A., Aaronson, H. I. and Mehl, R. F., «La formation de la ferrite proeutectoïde dans les aciers au carbone,» *Revue de Metallurgie*, τόμ. 55, pp. 201-210, 1958.
- [29] Bhadeshia, H. K. D. H., «Diffusional formation of ferrite in iron and its alloys,» *Progress in Materials Science*, τόμ. 29, pp. 321-385, 1985.
- [30] Sorby, H. C., «On the application of very high powers to the study of microscopic structure of steel,» *J. Iron Steel Inst*, τόμ. 1, pp. 140-147, 1886.
- [31] Ridley, N., «A Review of the Data on the Interlamellar Spacing of Pearlite,» *Metallurgical and Materials Transactions A*, τόμ. 15, pp. 1019-1036, 1984.
- [32] Howell, P., «The Pearlite Reaction in Steels Mechanisms and Crystallography* 1:: Part I. From HC Sorby to RF Mehl,» *Materials Characterization*, Τόμ. 1 από 240(4-5), pp. 227-260, 1998.
- [33] H.I. Aaronson, «Atomic Mechanisms of Diffusional Nucleation and Growth and Comparisons with their Counterparts in Shear Transformations.,» *Metallurgical Transactions A*, τόμ. 24A, pp. 241-276, 1993.
- [34] R. A. Richs, P. R. Howell and G. S Barritte, «The nature of acicular ferrite in HSLA steel weld metals,» *Journal of Material Science*, τόμ. 17, pp. 732-740, 1982.
- [35] Greninger, A. B. and Troiano, A. R., «Kinetics of the austenite to martensite transformation in steel,» *Trans. ASM*, τόμ. 28, p. 537, 1940.
- [36] Bowles, J. S. and MacKenzie, J. K., «The crystallography of martensite transformations, part I,» *Acta Metallurgica*, τόμ. 2, pp. 129-137, 1977.
- [37] Wechsler, M. S., Lieberman, D. S. and Read, T. A., «On the theory of the formation of martensite,» *Trans. AIME Journal of Metals*, τόμ. 197, pp. 1503-1515, 1953.
- [38] Ko, T. and Cottrell, S. A., «The formation of bainite,» *Journal of the Iron and Steel Institute*, τόμ. 172, pp. 307-313, 1952.
- [39] Srinivasan, G. R. and Wayman, C. M., «The crystallography of the bainite transformation,» *Acta Metallurgica*, τόμ. 16, pp. 621-636, 1958.
- [40] Swallow, E. and Bhadeshia, H. K. D. H., «High resolution observations of displacements caused by bainitic transformation,» *Materials Science and Technology*, τόμ. 12, pp. 121-125, 1996.
- [41] Bhadeshia, H. K. D. H., *Bainite in steels*, 2nd ed., London, UK: The Institute of Metals, 2001.
- [42] Babu, S. S., «Acicular Ferrite and Bainite in Fe–Cr–C Weld Deposits,» University of Cambridge, 1991.

- [43] Yi, H. L., «Full Pearlite Obtained by Slow Cooling in Medium Carbon Steel,» *Materials Science and Engineering A*, τόμ. 527, pp. 7600-7604, 2010.
- [44] Ito, Y. and Nakanishi, M., «Study on Charpy impact properties of weld metal with submerged arc welding,» *Sumitomo Search*, αρ. 15, pp. 42-62, 1976.
- [45] Abson, D. J. and Pargeter, R. J., «Factors influencing the as-deposited strength, microstructure and toughness of manual metal arc welds suitable for C-Mn steel fabrications,» *International Materials Reviews*, τόμ. 31, pp. 141-196, 1986.
- [46] Bhadeshia, H. K. D. H., «Models for Acicular Ferrite,» *International Trends in Welding Research*, pp. 213-222, 1992.
- [47] Bhadeshia, H.K.D.H., «The theory and significance of retained austenite in steels,» University of Cambridge, 1979.
- [48] Ikawa, H., Oshige, H. and Tanoue, T., «Effect of Martensite - Austenite Constituent on the HAZ Toughness of a High Strength Steel IIW Doc. IX-1156-80,» International Institute of Welding, London, 1980.
- [49] Alé, R. M., Rebello, J. M. A. and Charlier, J., «A metallographic Technique for Detecting Martensite-Austenite Constituents in the Weld Heat-Affected Zone of a Microalloyed Steel,» *Materials Characterization*, τόμ. 37, pp. 89-93, 1996.
- [50] Kim, N. J., «The physical metallurgy of HSLA linepipe steels – a review,» *Journal of Metals*, τόμ. 35, pp. 21-27, 1983.
- [51] Wilson, D. V., «Reversible work hardening in alloys of cubic metals,» *Acta Metallurgica*, τόμ. 13, pp. 807-814, 1965.
- [52] Sage, A.M., «Review of the Physical Metallurgy of High–Strength, Low–Alloy Line–Pipe and Pipe–Fitting Steels,» σε *Proc. of an International Conference on Steels for Pipeline and Fittings*, London, UK, 1981.
- [53] J. Adamczyk, *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing*, τόμ. 14, pp. 9-20, 2006.
- [54] S. Zajac, T. Siwecki, B. Hutchinson and M. Attlegard, «Recrystallization controlled rolling and accelerated cooling for high strength and toughness in V-Ti-N steels,» σε *Proc. of the Inter. Symp. on Microalloyed*, Cracow, 1990.
- [55] K. Easterling, *Introduction to the Physical Metallurgy of Welding*, 2nd edition επιμ., Butterworth-Heinemann, 1992.
- [56] Y. Okamura, M. Okushima, H. Tamechiro, T. Kasuya, M. Tanaka, R. Yamaba, H. Inoue and A. Seto, «Development of copper precipitation hardened 780N/mm² high strength steel with lower preheating temperature characteristics,» *Nippon Steel Technical Report*, Vol. 66, 1995.

- [57] Graville, B. A., Cold Cracking in Welds in HSLA Steels, Metals park, Ohio, 1978, p. 85.
- [58] L. E. Collins, J. D. Boyd, J. A. Jalkman, L. D. Bailey and M. R. Krishnadev, «Microalloyed HSLA steels,» σε *World Materials Congress*, Chicago, Illinois, September 24-30, 1988.
- [59] Gilroy-Scott, E. C. Hamre and A. M., «Properties of Acicular Ferrite Steels for Large Diameter Linepipe,» σε *Proceeding of Microalloying'75, International Symposium on High strength Low-alloy Steels*, Washington DC, October 1-3, 1975.
- [60] Gray, J. M., «Microalloyed HSLA steels,» σε *World Materials Congress*, Chicago, Illinois, September 24-30, 1988.
- [61] M. Pontremoli, P. Bufalimi, A. Aprile and C. Jannml, «Development of grade API X80 pipeline steel plates produced by controlled rolling,» *Metals Technology*, τόμ. 11, pp. 504-514, 1984.
- [62] Laura, W. A., «Role of chromium in weathering steel passivation,» *Materials*, τόμ. 9, pp. 62-63, 1991.
- [63] Morrison, W. B., «Relationship between thermo mechanical treatment and properties of HSLA steels,» *Scandinavian Journal of Metallurgy*, τόμ. 9, pp. 83-90, 1980.
- [64] A. Ghose, B. Mishra, S. Das and S. Chatterjee, «Structure and properties of a low carbon Cu bearing high strength steel,» *Materials Science and Engineering A*, τόμ. 396, pp. 320-332, 2005.
- [65] M. Staratmann, K. Bohnenkamp and T. Ramachandran, «The influence of copper upon the atmospheric corrosion of iron,» *Corrosion Science*, τόμ. 27, pp. 905-926, 1987.
- [66] Adans, C. H. Lorig and R. R., Copper as an alloying element in steel and cast, New York: McGraw-Hill Book Co., 1948.
- [67] H. Okada, S. Sekino, Y. Hosoi and T. Murata, Copper in Iron and Steel, New York: John Wiley and Sons, 1982, p. 83.
- [68] King, Andrew C. Palmer and Roger A., Subsea pipeline Engineering, PennWell Co., 2006.
- [69] Pickering, F. B., Physical Metallurgy and the Design of Steels, 1st ed., London: Applied Science Publishers LTD, 1978.
- [70] William D. Callister, Jr., Materials Science and Engineering, An Introduction, 7th ed., Salt Lake City, Utah: John Wiley & Sons, Inc., January 2006.
- [71] Dieter, George E., Mechanical Metallurgy, SI Metric Edition, McGraw-Hill Book Company.

- [72] Paules, J. R., «Practical considerations in microalloying with vanadium, niobium, or titanium,» σε *Proc. of the Inter. Symp. on Microalloyed Vanadium Steels*, Cracow, 1990.
- [73] Hall, E. O., *Proc. Roy. Soc.*, 64B, 1951, p. 747.
- [74] Petch, N. J., *Journ. Iron Steel Inst.*, 174, 1953, p. 28.
- [75] Pickering, F. B., «Titanium nitride technology,» σε *Proc. of the Inter. Symp. on Microalloyed Vanadium Steels*, Cracow, 1990.
- [76] W. H. Kearns, Επιμ., *High Frequency Welding*, 7th. edition επιμ., τόμ. 3, Florida, USA: American, 1980.
- [77] E. Runte, *The Brown Boveri Review*, τόμ. 55(3), p. 113–118, 1968.
- [78] S. Ramo, J. R. Whinnery, and V. Duzer, *Fields and Waves in Communication*, John Wiley & Sons, 1984.
- [79] L. F. Warren, *Tube International*, p. 184–186, May/June 2001.
- [80] R. Rittmann and K. Freier, «Niobium Science and Technology,» σε *Proc. International Symp. Niobium*, Orlando, Florida, USA, 2001.
- [81] P. F. Scott and W. Smith, *Tube International*, p. 147–152, March 1996.
- [82] C. Yu, *Tube International*, p. 153–155, 1996.
- [83] O. E. Gungor, P. Yan, P. Thibaux, M. Liebeherr, H. K. D. H. Bhadeshia, and D. Quidort, σε *Proceedings of the 8th international*, Calgary, Alberta, Canada, 27th Sep.–1st Oct. 2010.
- [84] J. G. Williams, C. R. Killmore, F. J. Barbaro, A. Meta, and L. Fletcher, σε *Microalloying '95 Conference Proceedings*, 1995.
- [85] E. Yokoyama, A. Ejima, S. Watanabe, Y. Yoshimoto, and Y. Hirano, «Effects of welding conditions and Mn/Si ratio on the penetrator defect,» Kawasaki Steel Corporation, September 1979.
- [86] J. H. Choi, Y. S. Chang, C. M. Kim, J. S. Oh, and Y. S. Kim, *Welding Journal*, τόμ. 83(1), pp. 27-31, 2004.
- [87] M. D. Chapetti, J. L. Otegui, and J. Motyllickl, *Int. Journal of Fatigue*, τόμ. 24(1), pp. 21-28, 2002.
- [88] J. F. Kiefner, σε *API's 51st Annual Pipeline Conference & Cybernetics Symp.*, New Orleans, LA, 2000.
- [89] G. R. Yoder, T. W. Crooker, and L. A. Cooly, *Journal of Eng. Mat. and Tech*, τόμ. 101(1), pp. 86-90, 1979.
- [90] H. Suzuki and A. J. McEvily, *Metall. Trans. A*, τόμ. 10A(4), p. 475–481, 1979.

- [91] C. M. Kim, J. K. Kim, and C. S. Kim, *Key Engineering Materials*, τόμ. 297–300, p. 3–9, 2005.
- [92] M. Beller and E. Holden, *Pipes & Pipeline International*, τόμ. 46(6), pp. 26-34, 2001.
- [93] N. Pradhan, N. Banerjee, B. B. Reddy, S. K. Sahay, D. S. Basu, P. K. Bhor, S. Das, and S. Bhattacharya, *Scandinavian J. of Metall.*, τόμ. 34(4), p. 232–240, 2005.
- [94] Y. Pei, «High Frequency Induction Welding & Post - Welding Heat Treatment of Steel Pipes,» University of Cambridge, June 2011.
- [95] I. V. Zakharova, E. A. Chichkarev, V. G. Vasiliev, A. I. Trotsan, A. Ya. Dejneka, and O. S. Kiryukhin, *The Paton Welding Journal*, pp. 14-17, August 2001.
- [96] E. Treiss, *3R International*, τόμ. 20(11), pp. 627-630, 1981.
- [97] C. Pipeworks, «Μονάδα ERW».
- [98] Kameda, J., «A kinetic model for ductile brittle fracture mode transition behaviour,» *Acta metall*, τόμ. 34(12), pp. 2391-2398, 1986.
- [99] S. Meguid, *Engineering Fracture Mechanics*, New York, USA: Elsevier, 1989.
- [100] A. Ghosh, «Effect Microstructure and Crystallographic texture on Impact Toughness in Lo carbon Ferritic Steel,» Indian Institute of Technology, 2016.
- [101] Herø, H., Evensen, J., Embury, J.D., «The occurrence of delamination in a control rolled HSLA steel,» *Can. Metall. Q*, τόμ. 14, p. 117–122, 1975.
- [102] Morris, Jr., J.W., Guo, Z., Krenn, C.R., Kim, Y.-H., «The Limits of Strength and Toughness in Steel,» *ISIJ Int.*, τόμ. 41, pp. 599-611, 2001.
- [103] Knott, J.F., *Fundamentals of Fracture Mechanics*, Butterworths, 1976.
- [104] A. Ray, «Cleavage Initiation in Steel: Competition between Large Grains and Large Particles,» Indian Institute of Technology Kharagpur, 2011.
- [105] Curry, D.A., Knott, J.F., «Effects of microstructure on cleavage fracture stress in steel,» *Met. Sci.*, τόμ. 12, pp. 511-514, 1978.
- [106] D. Curry, «Cleavage micromechanisms of crack extension in steels,» *Met. Sci*, τόμ. 14, pp. 319-326, 1980.
- [107] Yan, W., Shan, Y.Y., Yang, K., «Effect of TiN inclusions on the impact toughness of low-carbon microalloyed steels,» *Metall. Mater. Trans. A*, τόμ. A37, pp. 2147-2158, 2006.
- [108] Fairchild, D.P., Howden, D.G., Clark, W.A.T., «The mechanism of brittle fracture in a microalloyed steel: Part I. Inclusion-induced cleavage,» *Metall. Mater. Trans. A*, τόμ. A31, p. 641–652, 2000a.

- [109] Linaza, M.A., Romero, J.L., Rodríguez-Ibabe, J.M., Urcola, J.J., «Cleavage fracture of microalloyed forging steels,» *Scr. Metall. Mater.*, τόμ. 32, pp. 395-400, 1995.
- [110] T. Gladman, B. Holmes, and I. D. McIvor, «Effect of Second-Phase Particles on the Mechanical Properties of Steel,» p. 68–78, 1971.
- [111] Biswas, D.K., Venkatraman, M., Narendranath, C.S., Chatterjee, «Influence of sulfide inclusion on ductility and fracture behavior of resulfurized HY-80 steel,» *Metall. Trans. A*, τόμ. A23, p. 1479–1492, 1992.
- [112] Ø. Grong, A. O. Kluken, and B. Bjørnbakk, *Joining and Materials*, τόμ. 1, pp. 164-169, 1988.
- [113] Show, B.K., Veerababu, R., Balamuralikrishnan, R., Malakondaiah, G., «Effect of vanadium and titanium modification on the microstructure and mechanical properties of a microalloyed HSLA steel,» *Mater. Sci. Eng. A*, τόμ. A527, p. 1595–1604, 2010.
- [114] Bhattacharjee, D., Davis, C.L., «Influence of processing history on mesotexture and microstructure-toughness relationship in control-rolled and normalised steels,» *Scr. Mater.*, τόμ. 47, p. 825–831, 2002.
- [115] Ray, R.K., Jonas, J.J., «Transformation textures in steels,» *Int. Mater. Rev.*, τόμ. 35, pp. 1-36, 1990.
- [116] Mintz, B., Morrison, W.B., «Influence of fissures on tensile and fracture toughness of steels with ferrite/pearlite microstructures,» *Mater. Sci. Technol.*, τόμ. 23, p. 1346–1356, 2007.
- [117] Joo, M.S., Suh, D.-W.D., Bae, J.H., Bhadeshia, H.K.D.H., «Role of delamination and crystallography on anisotropy of Charpy toughness in API-X80 steel,» *Mater. Sci. Eng. A*, τόμ. A 546, p. 314–322, 2012.
- [118] Cottrell, A. H., «Theory of Brittle Fracture in Steel and Similar Metals,» *Trans. TMS–AIME*, p. 192–203, 1958.
- [119] M. W.B., *Controlled Processing of HSLA Steel*, 1976.
- [120] Tyson, W. R., Ayres, R. A. and Stein, D. F., «Anisotropy of cleavage in BCC transition metals,» *Acta Metallurgica*, τόμ. 21(5), pp. 621-627, 1973.
- [121] D. Broek, *Elementary Engineering Fracture Mechanics*, Kluwer Academic Publishers Group, 1982.
- [122] Baczynski, G. J., Jonas, J. and Collins, L. E., «The influence of rolling practice on notch toughness and texture development in high strength linepipe,» *Met. Mater. Trans. A*, τόμ. 30A, pp. 3045-3054, 1999.
- [123] Ju, J.-B., Lee, J.-S., Jang, J., «Fracture toughness anisotropy in a API steel line-pipe,» *Mater. Lett.*, τόμ. 66, p. 5178–5180, 2007.

- [124] M. Joo, «Anisotropy of Charpy Properties in Linepipe Steels,» Pohang University of Science and Technology, 2012.
- [125] Baker, T.J., Charles, J., «Deformation of MnS inclusions in steel,» *J. Iron Steel Inst.*, τόμ. 210, p. 680–690, 1972.
- [126] J. F. R. B. F. Hodge, «The effects of sulfur on the notch toughness of heat-treated steels,» *Trans. Am. Inst. Min. Metall. Eng.*, τόμ. 215, pp. 745-753, 1959.
- [127] C. Sims, «The nonmetallic constituents of steel,» *Trans. Am. Inst. Min. Metall. Eng.*, τόμ. 215, p. 367–393, 1959.
- [128] Petrov, R.H., García, O.L., Mouriño, N.S., Kestens, L.A.I., Bae, J.H., Kang, K.B., «Microstructure-texture related toughness anisotropy of API-X80 pipeline steel characterized by means of 3D-EBSD technique,» *Materials Science Forum. Trans Tech Publ*, p. 1429–1434, 2007.
- [129] Petrov, García, O.L., Mulders, J.J.L., Reis, A.C.C., Bae, J.H., Kestens, L., Houbaert, Y., «Three Dimensional Microstructure–Microtexture Characterization of Pipeline Steel,» *Mater. Sci. Forum*, τόμ. 550, pp. 625-630, 2007.
- [130] Okuda, N., Kasada, R., Kimura, A., «Statistical evaluation of anisotropic fracture behavior of ODS ferritic steels by using small punch tests,» *J. Nucl. Mater.*, τόμ. 386, pp. 974-978, 2009.
- [131] Joo, M.S., Suh, D.W., Bhadeshia, H.K.D.H., «Mechanical anisotropy in steels for pipelines,» *ISIJ Int.*, τόμ. 53, p. 1305–1314, 2013.
- [132] Baczynski, G.J., Jonas, J.J., Collins, L.E., «The influence of rolling practice on notch toughness and texture development in high-strength linepipe,» *Metall. Mater. Trans. A*, τόμ. A30, p. 3045–3054, 1999.
- [133] Inagaki, H., Kurihara, K., I Kozasu, I., «Influence of Crystallographic Texture on the Strength and Toughness of the Controlled Rolled High Tensile Strength Steel,» *Iron Steel Inst. Japan*, τόμ. 7, p. 991–1011, 1975.
- [134] Kotrechko, S., Stetsenko, N., Shevchenko, S., «Effect of texture smearing on the anisotropy of cleavage-stress of metals and alloys,» *Theor. Appl. Fract. Mech*, τόμ. 42, pp. 89-98, 2004.
- [135] B. M. W. M. P. D. G. Mintz, «The influence of texture on the tensile and impact properties of controlled-rolled steels,» *Texture and the Properties of Materials: Proceedings of the 4th International Conference on Texture*, p. 224, 1976.
- [136] Pyshmintsev, I., Gervasyev, A., Petrov, R.H., Carretero Olalla, V., Kestens, L.A.I., «Crystallographic Texture as a Factor Enabling Ductile Fracture Arrest in High Strength Pipeline Steel,» *Mater. Sci. Forum*, Τόμ. %1 από %2702-703, pp. 770-773, 2011.

[137] «ASTM E23-09: Standard Test Method for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials,» σε *ASTM E23*, West Conshohocken, PA, Annu. B. ASTM Stand. ASTM, 2009.

[138] API 5L: Specification for Line Pipe, American Petroleum Institute, 2004.

[139] ASTM E112 Standard test methods for Determining Average Grain Size.

[140] Manahan M., McCowan C., «Percent Shear Area Determination in Charpy Impact Testing,» *Journal of ASTM International*, τόμ. 5, αρ. 7, July 2008.

[141] Rumen Petrov, «Lecture: EBSD Introduction,» σε *Viohalco Workshop*, 2016.

[142] «ASTM E384 - 16: Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials,» σε *ASTM E384*, West Conshohocken, PA, Annu. B. ASTM Stand. ASTM, 2009.

[143] ASM Metals Handbook Volume 09 - Metallography And Microstructures, ASM International, 2004.

[144] George F. Vander Voort, Metallography Principles and Practice, ASM International.