

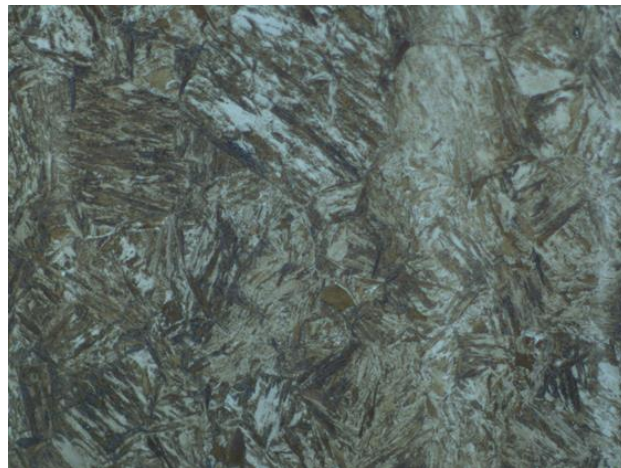


ΕΘΝΙΚΟ ΜΕΤΣΟΒΙΟ ΠΟΛΥΤΕΧΝΕΙΟ
ΣΧΟΛΗ ΜΗΧΑΝΙΚΩΝ ΜΕΤΑΛΛΕΙΩΝ – ΜΕΤΑΛΛΟΥΡΓΩΝ
ΤΟΜΕΑΣ ΜΕΤΑΛΛΟΥΡΓΙΑΣ & ΤΕΧΝΟΛΟΓΙΑΣ ΥΛΙΚΩΝ
ΕΡΓΑΣΤΗΡΙΟ ΜΕΤΑΛΛΟΓΝΩΣΙΑΣ

Διπλωματική Εργασία

Ανάλυση μικροδομής μικροκραματωμένων ειδικών χαλύβων μεσαίου άνθρακα μετά την επιβολή τάχιστων θερμικών κύκλων

Καρνά Μαρία



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

Αθήνα, Οκτώβριος 2016



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

Διπλωματική Εργασία

Ανάλυση μικροδομής μικροκραματωμένων ειδικών χαλύβων μεσαίου άνθρακα μετά την επιβολή τάχιστων θερμικών κύκλων

Καρνά Μαρία

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)

Α. Ξενίδης, Καθηγητής(Υπογραφή)

ΠΕΡΙΕΧΟΜΕΝΑ

Ευχαριστίες.....	9
Εισαγωγή.....	10
Σκοπός.....	11
Περίληψη.....	12
Abstract.....	12
Synopsis.....	13
ΜΕΡΟΣ ΠΡΩΤΟ	18
Κεφάλαιο I - Θεωρητικό υπόβαθρο	18
I.1. Κοινοί ή ανθρακούχοι χάλυβες	18
I.2. Το διάγραμμα θερμοδυναμικής ισορροπίας Σιδήρου – Άνθρακα	19
I.2.1. Φάσεις – Μικρογραφικά Χαρακτηριστικά χαλύβων.....	19
I.2.2. Το Διάγραμμα Χρόνου-Θερμοκρασίας-Μετασχηματισμού (TTT).....	24
I.2.3. Διαγράμματα μετασχηματισμού συνεχούς απόψυξης (CCT).....	26
I.3. Εισαγωγικά στοιχεία για τις θερμικές κατεργασίες χαλύβων	28
I.3.1. Ανόπτηση.....	29
I.3.2. Βαφή.....	31
I.3.3. Επαναφορά.....	33
I.4. Επίδραση κραματικών στοιχείων	34
I.5. Μετασχηματισμοί φάσεων στους χάλυβες	37
I.5.1. Μετασχηματισμός ωστενίτη – φερρίτη.....	38
I.5.2. Μορφολογίες φερρίτη.....	39
I.5.3. Περλιτικός Μετασχηματισμός.....	42
I.5.4. Μαρτενσιτικός Μετασχηματισμός.....	43
I.5.5. Μπαινιτικός Μετασχηματισμός.....	45
Κεφάλαιο II: Βιβλιογραφική ανασκόπηση	49
II.1. Προηγμένοι Χάλυβες Υψηλής Αντοχής (Advanced High Strength Steels)	49
II.1.1. Dual Phase steels.....	49
II.1.2. TRansformation Induced Plasticity steels.....	51
II.1.3. Complex Phase steels.....	52
II.1.4. MARTensitic steels.....	53
II.1.5. Quenched and Partitioned (Q&P) steels.....	54
II.2. Τάχιστοι θερμικοί κύκλοι (Ultra Fast Processing)	56
II.2.1. Θερμικός κύκλος.....	57

II.2.2 Εξέλιξη της μικροδομής	57
ΜΕΡΟΣ ΔΕΥΤΕΡΟ	59
Κεφάλαιο III: Πειραματικό Μέρος	59
III.1. Πειραματική Διαδικασία	59
III.1.1. Μελετώμενο υλικό.....	59
III.1.2. Διαστολομετρία	61
III.1.3. Προετοιμασία Δοκιμίων.....	63
III.1.4. Color-Etching.....	63
III.1.5. Οπτική μικροσκοπία	64
III.1.6. Μικροσκληρότητα	65
III.1.7. Ηλεκτρονική Μικροσκοπία Σάρωσης (SEM)	65
III.1.8. Τεχνική Περίθλασης οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (EBSD).....	66
Κεφάλαιο IV: Αποτελέσματα	69
IV.1. Καμπύλες διαστολομετρίας	69
IV.2. Μικροδομές από οπτικό μικροσκόπιο	73
IV.3. Αποτελέσματα μικροσκληρομετρήσεων	77
IV.4. Κρυσταλλογραφία από EBSD	78
Κεφάλαιο V: Συζήτηση επί των αποτελεσμάτων	86
Κεφάλαιο VI: Συμπεράσματα	89
Προτάσεις για περαιτέρω έρευνα	90
VII. Βιβλιογραφία	91

Κατάλογος Εικόνων

Εικόνα 1: Μετασταθές Διάγραμμα Σιδήρου-Άνθρακα (15).....	19
Εικόνα 2: Μοναδιαία κυψελίδα χωροκεντρωμένης κυβικής διάταξης (16).....	20
Εικόνα 3: Εικόνα φερρίτη από ηλεκτρονική μικροσκοπία σάρωσης (17).....	20
Εικόνα 4: Μοναδιαία κυψελίδα εδροκεντρωμένου κυβικού συστήματος (16).....	21
Εικόνα 5: Τυπική μικροδομή ωστενίτη (18).....	21
Εικόνα 6: Μοναδιαία κυψελίδα ορθορομβικού συστήματος (16).....	22
Εικόνα 7: Σχηματισμός Α) υποευτηκτοειδούς περλίτη, Β) ευτηκτοειδούς περλίτη, Γ) υπερευτηκτοειδούς περλίτη. (22).....	23
Εικόνα 8: Αναπαράσταση του Κανόνα του Μοχλού (25).....	24
Εικόνα 9: Διάγραμμα TTT (26).....	25
Εικόνα 10: Διάγραμμα CCT (26).....	27
Εικόνα 11: Μορφολογία μαρτενσίτη (28).....	27
Εικόνα 12: Μορφολογία μπαινίτη (29).....	28
Εικόνα 13: Περιοχές των θερμικών κατεργασιών ανόπτησης μη κραματωμένων χαλύβων (30).....	29
Εικόνα 14: Σχηματική αναπαράσταση βαφής (31).....	32
Εικόνα 15: Διάγραμμα κλάσματος όγκου φάσης κατά το μετασχηματισμό. (40).....	38
Εικόνα 16: Αναπαράσταση της πυρήνωσης του αλλοτριόμορφου και του ιδιόμορφου φερρίτη (6).....	39
Εικόνα 17: Μορφολογία φερρίτη Widmanstätten (6).....	41
Εικόνα 18: Στάδια περλιτικού μετασχηματισμού συνοπτικά και σχηματικά (26).....	42
Εικόνα 19: Αναπαράσταση μαρτενσιτικού μετασχηματισμού από fcc σε bcc (49).....	44
Εικόνα 20: Μορφολογίες σε μικροσκόπιο από ανώτερο και κατώτερο μπαινίτη αντίστοιχα (56).....	46
Εικόνα 21: Σχηματική αναπαράσταση σταδίων μετασχηματισμού του ανώτερου μπαινίτη (26).....	47
Εικόνα 22: Σχηματική αναπαράσταση των σταδίων του μετασχηματισμού του κατώτερου μπαινίτη (26).....	48
Εικόνα 23: Διάγραμμα σύγκρισης μηχανικών ιδιοτήτων διάφορων τύπων προηγμένων χαλύβων (2).....	49
Εικόνα 24: Πίνακας μηχανικών ιδιοτήτων τυπικού διφασικού χάλυβα και η αντίστοιχη μικροδομή του (62).....	50
Εικόνα 25: Τυπική μικροδομή χαλύβων TRIP (65).....	51
Εικόνα 26: Τυπική μικροδομή σύνθετου χάλυβα (63).....	53
Εικόνα 27: Τυπική μικροδομή μαρτενσιτικού χάλυβα (63).....	53
Εικόνα 28: Τυπική μικροδομή χαλύβων Q&P με EBSD ανάλυση (66).....	54
Εικόνα 29: Αναπαράσταση του θερμικού κύκλου ενός χάλυβα Q&P με την αντίστοιχη μικροδομή που σχηματίζεται σε κάθε στάδιο (67).....	55
Εικόνα 30: Στάδια θερμικού κύκλου κατά τη επιβολή flash processing (6).....	57
Εικόνα 31: Διάγραμμα CCT του χάλυβα 42CrMo4 (80).....	60
Εικόνα 32: Γενικό διάγραμμα ενός διαστολόμετρου (81).....	62
Εικόνα 33: Μεταλλογραφικό Μικροσκόπιο (95).....	64
Εικόνα 34: Σχηματική Αναπαράσταση διάταξης της τεχνικής του EBSD (98).....	67
Εικόνα 35: Παραδείγματα από Kikuchi Patterns (100).....	67
Εικόνα 36: Καμπύλη διαστολομετρίας του δείγματος FP1-2.....	69
Εικόνα 37: Από επεξεργασία των δεδομένων προκύπτουν (α) το ποσοστό κλάσματος όγκου του ωστενίτη στη διφασική περιοχή και (β) το ποσοστό κλάσματος όγκου του μαρτενσίτη κατά την απόψυξη σε συνάρτηση με τη θερμοκρασία για το δοκίμιο FP1-2.....	69
Εικόνα 38: Καμπύλη διαστολομετρίας του δείγματος FP1-9.....	70

Ανάλυση μικροδομής μικροκραματωμένων ειδικών χαλύβων μεσαίου άνθρακα μετά την επιβολή τάχιστων θερμικών κύκλων

Εικόνα 39: Από επεξεργασία των δεδομένων προκύπτουν (α) το ποσοστό κλάσματος όγκου του ωστενίτη στη διαφασική περιοχή και (β) το ποσοστό κλάσματος όγκου του μαρτενσίτη κατά την απόψυξη σε συνάρτηση με τη θερμοκρασία για το δοκίμιο FP1-9.....	70
Εικόνα 40: Καμπύλη διαστολομετρίας του δείγματος FT1-10.....	71
Εικόνα 41: Από επεξεργασία των δεδομένων προκύπτουν (α) το ποσοστό κλάσματος όγκου του ωστενίτη στη διαφασική περιοχή και (β) το ποσοστό κλάσματος όγκου του μαρτενσίτη κατά την απόψυξη σε συνάρτηση με τη θερμοκρασία για το δοκίμιο FT1-10.....	71
Εικόνα 42: Καμπύλη διαστολομετρίας του δείγματος FP1-11	72
Εικόνα 43: Από επεξεργασία των δεδομένων προκύπτουν (α) το ποσοστό κλάσματος όγκου του ωστενίτη στη διαφασική περιοχή και (β) το ποσοστό κλάσματος όγκου του μαρτενσίτη κατά την απόψυξη σε συνάρτηση με τη θερμοκρασία για το δοκίμιο FP1-11.....	72
Εικόνα 44: Οπτική μικροσκοπία (X100) για το δείγμα FP1-2 έπειτα από προσβολή με Nital 2% και Na ₂ S ₂ O ₅ 10%.....	73
Εικόνα 45: Οπτική μικροσκοπία (X100) στο δείγμα FP1-9 έπειτα από έγχρωμη προσβολή (Nital 2% και Na ₂ S ₂ O ₅ 10%) στη μεταλλογραφία διακρίνονται λευκές λωρίδες που προσβάλλονται δυσκολότερα.	74
Εικόνα 46: Οπτική μικροσκοπία (X100) για το δείγμα FT1-10 έπειτα από προσβολή με Nital 2% και Na ₂ S ₂ O ₅ 10%. Με μπλε απεικονίζεται ο μπαινίτης, με καφέ ο μαρτενσίτης. Υπάρχουν ενδείξεις για καρβίδια ή υπολειπόμενο ωστενίτη, ενώ διακρίνονται λευκές λωρίδες που προσβάλλονται δυσκολότερα.	75
Εικόνα 47: Οπτική μικροσκοπία (X100) για το δείγμα FP1-11 έπειτα από προσβολή με Nital 2% και Na ₂ S ₂ O ₅ 10%. Με μπλε απεικονίζεται ο μπαινίτης, ενώ υπάρχουν ενδείξεις για καρβίδια ή υπολειπόμενο ωστενίτη.	76
Εικόνα 48: Μέσος όρος των τιμών μικροσκληρότητας για κάθε περιοχή του FP1-9	78
Εικόνα 49: Διάγραμμα κατανομής μεγέθους πλακιδίων για το δείγμα FP1-2 σε μεγέθυνση X2000 με μέσο μέγεθος στο 1,1 μm και τυπική απόκλιση στο 1,47	78
Εικόνα 50: Χάρτης EBSD (X2000) για το FP1-2 με κρυσταλλογραφικό προσανατολισμό των κόκκων.....	79
Εικόνα 51: Χάρτης EBSD (X2000) για το FP1-2 με τη διαφορά της γωνίας προσανατολισμού στα όρια των κόκκων.....	80
Εικόνα 52: Χάρτης EBSD (X2000) για το FP1-9 με κρυσταλλογραφικό προσανατολισμό των κόκκων.....	81
Εικόνα 53: Χάρτης EBSD (X2000) για το FP1-9 με τη διαφορά της γωνίας προσανατολισμού στα όρια των κόκκων.....	81
Εικόνα 54: Διάγραμμα κατανομής μεγέθους κόκκου για το δείγμα FT1-10 σε μεγέθυνση X2000 με μέσο μέγεθος στο 0,46 μm και τυπική απόκλιση στο 0,58.....	82
Εικόνα 55: Χάρτης EBSD (X2000) για το FT1-10 με κρυσταλλογραφικό προσανατολισμό των κόκκων.....	82
Εικόνα 56: Χάρτης EBSD (X2000) για το FT1-10 με τη διαφορά της γωνίας προσανατολισμού στα όρια των κόκκων.....	83
Εικόνα 57: Διάγραμμα κατανομής μεγέθους κόκκου για το δείγμα FP1-11 σε μεγέθυνση X2000 με μέσο μέγεθος στο 0,69 μm και τυπική απόκλιση στο 0,64.....	83
Εικόνα 58: Χάρτης EBSD (X2000) για το FP1-11 με κρυσταλλογραφικό προσανατολισμό των κόκκων.....	84
Εικόνα 59: Χάρτης EBSD (X2000) για το FP1-11 με τη διαφορά της γωνίας προσανατολισμού στα όρια των κόκκων.....	85

Κατάλογος Πινάκων

<i>Πίνακας 1: Χημική σύσταση του 42CrMo4.....</i>	<i>59</i>
<i>Πίνακας 2: Χημική σύσταση του 42MnCr6.....</i>	<i>60</i>
<i>Πίνακας 3: Παράμετροι Θερμικής Κατεργασίας.....</i>	<i>63</i>
<i>Πίνακας 4: Πίνακας μικροσκληρομετρήσεων όλων των δειγμάτων με φορτίο 0,5kg.....</i>	<i>77</i>
<i>Πίνακας 5: Τοπικές τιμές μικροσκληρομετρήσεων για το δείγμα FP1-9.....</i>	<i>77</i>

Ευχαριστίες

Θα ήθελα να ευχαριστήσω θερμά τον επιβλέποντα καθηγητή μου, Dr.-Ing. Σπ. Παπαευθυμίου, για την ευκαιρία που μου έδωσε να ασχοληθώ με ένα τόσο ενδιαφέρον και σύγχρονο θέμα, καθώς και για την καθοδήγηση και την πολύτιμη βοήθειά του καθ' όλη τη διάρκεια της εκπόνησης της διπλωματικής εργασίας. Βασικός του στόχος υπήρξε η δική μου προσωπική εξέλιξη και πρόοδος στο γνωστικό αντικείμενο της Μεταλλουργίας, επιβλέποντάς με και δίνοντάς μου συμβουλές και ενθάρρυνση.

Ακόμη, ευχαριστώ το Ελληνικό Κέντρο Έρευνας Μετάλλων (ΕΛΚΕΜΕ Α.Ε.) για τη χρηματοδότηση της έρευνας και την εργαστηριακή υποστήριξη. Συγκεκριμένα, ευχαριστώ τον Γεν. Διευθυντή κ. Κίμωνα Δανιηλίδη για την σταθερή στήριξη και το ενδιαφέρον του για το θέμα της εργασίας. Επίσης, ευχαριστώ τον προϊστάμενο μικροσκοπίας κ. Αθανάσιο Βαζδερβανίδη και τον Α. Ρίκο για την διενέργεια μετρήσεων EBSD και των λοιπών εργαστηριακών δοκιμών, καθώς και όλα τα στελέχη και το προσωπικό της ΕΛΚΕΜΕ Α.Ε. που στήριξαν την προσπάθειά μου.

Ευχαριστώ τη Μαριάνθη Μπουζούνη και τον Ευάγγελο Γαβαλά, υποψήφιο διδάκτορα Ε.Μ.Π., για την αδιάκοπη και ανιδιοτελή τους προσφορά.

Τέλος, θα ήθελα να ευχαριστήσω τους γονείς και τους φίλους μου που ήταν παρόντες και με στήριξαν σε όλη αυτή μου την προσπάθεια.

Εισαγωγή

Οι αυξανόμενες ανάγκες της βιομηχανίας για εξέλιξη των κοινών χαλύβων σε διάφορους τομείς, όπως η αυτοκινητοβιομηχανία, αλλά και σε άλλες εφαρμογές, καθιστούν απαραίτητη την ανάπτυξη μεθόδων παραγωγής ειδικών χαλύβων με υψηλές μηχανικές ιδιότητες. Προς αυτή την κατεύθυνση, άρχισαν να αναπτύσσονται τα τελευταία χρόνια οι προηγμένοι χάλυβες υψηλής αντοχής (AHSS), με τους οποίους επιτυγχάνεται ελαχιστοποίηση του βάρους, υψηλό όριο διαρροής (>300MPa) και θραύσης (>600MPa), με ικανοποιητική επιδεκτικότητα διαμόρφωσης και ενισχυμένη απορρόφηση ενέργειας σε δυναμικές φορτίσεις. Η αυξημένη ικανότητα διαμόρφωσης, τούς επιτρέπει μεγαλύτερη πολυπλοκότητα στα επιτεύξιμα γεωμετρικά σχήματα μετά τη διαμόρφωσή τους, η οποία οδηγεί σε λιγότερα επιμέρους τμήματα και μεγαλύτερη ευελιξία παραγωγής (λιγότερα εξαρτήματα, λιγότερες συγκολλήσεις). Ανάλογα με το σχεδιασμό, η υψηλότερη αντοχή μπορεί να σημαίνει καλύτερη απόδοση σε κόπωση και σε δυναμικές φορτίσεις, με παράλληλη διατήρηση ή μείωση του πάχους. Διάφορες κατηγορίες τέτοιων χαλύβων είναι οι διφασικοί (DP), οι πλαστικότητας εκ μετασχηματισμού (TRIP), οι σύνθετης μικροδομής (CP), οι μαρτενσιτικοί (MART) και οι βαφής και διαφορισμού (Q&P) (1), (2). Οι χάλυβες αυτοί είναι πολυφασικοί και βασίζονται στη συνύπαρξη ενός ποσοστού μαλακού μικρογραφικού συστατικού με ένα τουλάχιστον σκληρότερο. Βασικό πλεονέκτημα ορισμένων από αυτούς είναι η ύπαρξη υπολειπόμενου ωστενίτη, ο οποίος σε φαινόμενα κρούσης απορροφά ενέργεια και μετασχηματίζεται ακαριαία σε μαρτενσίτη (TRIP effect). Αυτό το φαινόμενο συναντάται σε χάλυβες TRIP, στους σύνθετους χάλυβες και στους Q&P.

Ωστόσο, υπάρχουν περιοριστικοί παράγοντες στην παραγωγή των προηγμένων χαλύβων. Οι ανώτερες μηχανικές ιδιότητες τους καθιστούν πολύ ελκυστικούς, όμως το υψηλό κόστος τους, οι κραματικές προσθήκες και η πολυπλοκότητα της παραγωγικής τους διαδικασίας περιορίζει τις εφαρμογές τους. Για αυτό το λόγο, πρόσφατες επιστημονικές προσπάθειες συντονίζονται για την ανάπτυξη προηγμένων χαλύβων τελευταίας γενιάς, όπως αυτοί που θα εξεταστούν παρακάτω (3), (4), (5), (6). Αυτοί οι χάλυβες έχουν βελτιωμένους συνδυασμούς σκληρότητας-ολκιμότητας σε σχέση με τις προαναφερθείσες κατηγορίες χαλύβων, χωρίς ιδιαίτερα κραματικά στοιχεία, με δυνατότητες για πιο αποτελεσματική συγκολλησιμότητα και χαμηλότερο κόστος παραγωγής σε ένα μόλις στάδιο. Ειδικότερα, οι βελτιωμένες μηχανικές ιδιοτήτες τους συνδυάζουν τάση διαρροής 1280 MPa, μέγιστη εφελκυστική τάση 1600 MPa, και ολκιμότητα περίπου στο 10%. Συγκριτικά με τους μαρτενσιτικούς χάλυβες παρουσιάζουν τουλάχιστον 7% μεγαλύτερη μέγιστη εφελκυστική τάση και 30% μεγαλύτερη επιμήκυνση (6), (7). Οι συνεχιζόμενες ερευνητικές δραστηριότητες βασίζονται στην ανάπτυξη υπέρλεπτων μικροδομών που σχηματίζονται υπό συνθήκες εκτός ισορροπίας σε μικροκραματωμένους χάλυβες, όπως μαρτενσίτης ή μπαινίτης, σε συνδυασμό με υπολειπόμενο ωστενίτη. Οι σκληρότερες φάσεις ή μείγματα φάσεων (π.χ. μαρτενσίτης και μπαινίτης)

συμβάλλουν στην αύξηση της αντοχής, ενώ ο υπολειπόμενος ωστενίτης παρέχει τη βελτίωση της σκληρότητας και της ολκιμότητας μέσω της εργοσκληρυνσης και του φαινομένου TRIP, ενισχύοντας τη δυνατότητα διαμόρφωσης (8), (9).

Αυτή η νέα κατηγορία χαλύβων υπάγεται στους προηγμένους χάλυβες με θερμική κατεργασία ραγδαίων θερμικών κύκλων. Σύμφωνα με σχετική μελέτη των T. Lolla, G. Cola και άλλων (6), ο συνολικός χρόνος της πειραματικής διαδικασίας μπορεί να είναι μικρότερος από 10 sec. Τα αποτελέσματα δίνουν χάλυβες με μικτή μικροδομή αποτελούμενη από μαρτενσίτη, μπαινίτη και καρβίδια με βελτιωμένες μηχανικές ιδιότητες (10). Ακόμη ο Roumen Petron και άλλοι (3), (5) επιβεβαιώνουν ότι, ο ελάχιστος χρόνος παραμονής στην ωστενιτική περιοχή περιορίζει σε μεγάλο βαθμό τη διάχυση, με αποτέλεσμα η χημική σύσταση της τελικής μικροδομής να μη χαρακτηρίζεται από ομοιογένεια. Για τον ίδιο λόγο, τα καρβίδια δεν προλαβαίνουν να διαλυτοποιηθούν πλήρως και δημιουργούν επιπλέον θέσεις πυρήνωσης ωστενίτη γύρω από τα όριά τους και, έτσι, το υλικό γίνεται πολύ λεπτοκρυσταλλικό, ενώ επηρεάζονται οι μετασχηματισμοί φάσεων, όπως ο μαρτενσιτικός και ο μπαινιτικός (6).

Σκοπός

Ο σκοπός της παρούσας εργασίας είναι η μελέτη και ανάλυση της μικροδομής δοκιμίων μικροκραματωμένων χαλύβων μεσαίου άνθρακα φερριτοπερλιτικής αρχικά μικροδομής, οι οποίοι έχουν υποστεί θερμική κατεργασία τάχιστου θερμικού κύκλου. Αυτό επιτυγχάνεται με τη χρήση μεθόδων όπως η διαστολομετρία, το οπτικό μικροσκόπιο, οι μικροσκληρομετρήσεις και η τεχνική περίθλασης οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων.

Περίληψη

Επίκεντρο της παρούσα εργασίας αποτελεί η ανάλυση της μικροδομής τεσσάρων δειγμάτων ειδικών κραματωμένων χαλύβων μεσαίου άνθρακα έπειτα από τάχιστη θερμική κατεργασία. Συγκεκριμένα, με τη μέθοδο της διαστολομετρίας πραγματοποιήθηκε θέρμανση στην ωστενιτική περιοχή σε μέγιστη θερμοκρασία 1080°C και 950°C και χρόνο παραμονής 2 ή 3 sec, ρυθμό θέρμανσης από 150°C/s μέχρι 300°C/s και μέγιστο ρυθμό απόψυξης 330°C/s. Για να μελετηθούν οι μικροδομές χρησιμοποιήθηκε οπτική μικροσκοπία (LOM), μικροσκληρομετρήσεις και περίθλαση οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (EBSD). Η μικροδομή είναι λεπτομερής και αποτελείται από μαρτενσίτη, μπαινίτη και αδιάλυτα καρβίδια με τιμές σκληρότητας από 691 έως 717 HV. Από την τεχνική του EBSD προσδιορίστηκαν η κατανομή του μεγέθους των πλακιδίων, οι κρυσταλλογραφικοί προσανατολισμοί και η κατανομή της διαφοράς των γωνιών στα όρια των πλακιδίων. Από τα αποτελέσματα συνεπάγεται ότι ο υψηλός ρυθμός θέρμανσης εμποδίζει τη διάχυση των κραματικών στοιχείων οδηγώντας σε χημική ετερογένεια, καθυστέρηση του μετασχηματισμού του ωστενίτη και τελικά σε μικτή μικροδομή στο στάδιο της βαφής. Όσο αυξάνεται ο ρυθμός θέρμανσης, τόσο μειώνεται η ανισοτροπία του υλικού και εμποδίζεται η ανακρυστάλλωση. Όσο μεγαλύτερο το ποσοστό των μεγάλων γωνιών στα όρια των κόκκων, τόσο πιο σκληρό και λεπτόκοκκο τελικά καταλήγει να είναι το υλικό ενώ παράλληλα ενισχύεται η συγκέντρωση κραματικών στοιχείων.

Abstract

The focus of this work is to analyze the microstructure of four samples of micro-alloyed medium-carbon steels after the application of an ultra-fast heat treatment. Specifically, via dilatometry, we conducted rapid heating in the austenitic region to a maximum peak temperature (1080°C and 950°C respectively) and a austenitisation time of 2 or 3 sec followed by quenching to room temperature; the heating rate was within the range of 150°C/s up to 300°C/s whereas the cooling rate was 330°C/s. In order to carefully study the microstructures, light optical microscopy (LOM), micro-hardness and electron backscattered diffraction (EBSD) were used. The microstructure is extremely fine and consists from martensite, bainite and undissolved carbides. Its hardness varies from 691 to 717 HV. Using the EBSD technique we determined the distribution of the plate size, the crystallographic orientations and the distribution of the misorientation angles to the plate boundaries. The results imply that the high heating rate prevents the diffusion of alloying elements leading to chemical heterogeneity, it delays the austenite transformation and finally results to a mixed microstructure after quenching. The higher the heating rate is, the smaller is the anisotropy of the material and recrystallization can be prevented. The higher the proportion of high angle grain boundary, the harder and finer is ultimately the resulting microstructure of the material, while the concentration of alloying elements is enhanced.

Synopsis

Microstructural analysis of micro-alloyed medium-carbon steels after the imposition of ultra-fast thermal cycles.

The growing needs of industry in various sectors such as automotive require the development of special steel production processes with high mechanical properties. Towards this direction, the development of advanced high strength steels (AHSS) began to grow resulting to weight reductions, mechanical properties increase (e.g. yield point > 300MPa and ultimate stress > 600MPa), enhanced formability and increased crash performance. This allowed greater complexity, need for less individual parts, greater production flexibility and reduction of thickness (fewer parts, fewer welding spots needed). Various types of such steel grades are dual phase (DP), transformation induced plasticity (TRIP), complex phase (CP), martensitic (MART), quenched and partitioned (Q & P) steels. Such multiphase steels are based on the coexistence of softer components with harder ones.

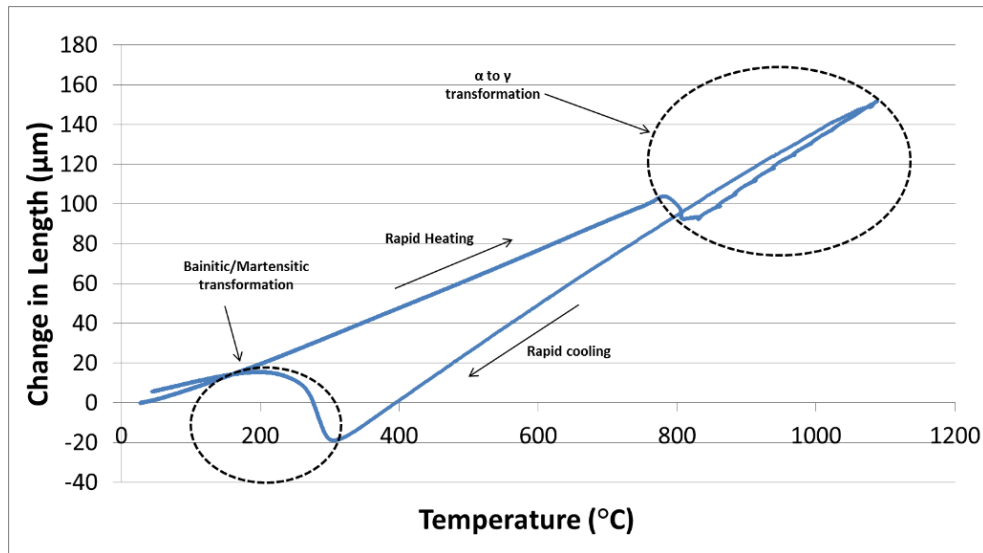
However, the high cost, the alloy additions and the complexity of their production process are some limiting factors in the production of advanced high strength steels. For this reason, recent scientific efforts are coordinated for the development of 'third generation' advanced high strength steels (AHSS). These steels have similar values of ductility and toughness in relation to the above mentioned steel grades, but without particular alloying elements, with potential for more effective weldability and low production cost in just one step. Ongoing research based on the development of ultrafine microstructures produced using rapid thermal cycling under non-equilibrium conditions in micro-alloyed steels, end up with microstructures consisting from martensite and/or bainite, carbides and possibly with traces of retained austenite. According to Lolla's study, the total time of the process may be less than 10 sec. Thus, the minimum soaking time in the austenitic region limits diffusion and results to heterogeneity in the chemical composition. The carbides do not have time to fully dissolve and create additional nucleation sites of austenite around their limitations and, thus, the material becomes very fine, while phase transformations like martensitic and bainitic can be also affected.

The scope of this work is to analyze the microstructure of four samples of micro-alloyed medium-carbon steels after the application of ultra-fast heat treatment using dilatometry for the application of the rapid cycling. More precisely, specimens of 42CrMo4 steel were examined with the method of dilatometry to a maximum austenitization temperature of 1080°C and 950°C respectively at a soaking time of 2 or 3 sec, using heating rate of 150°C/s for FP1-9 and cooling rate of 227°C/s and for FT1-10 200°C/s and 300°C/s, respectively.

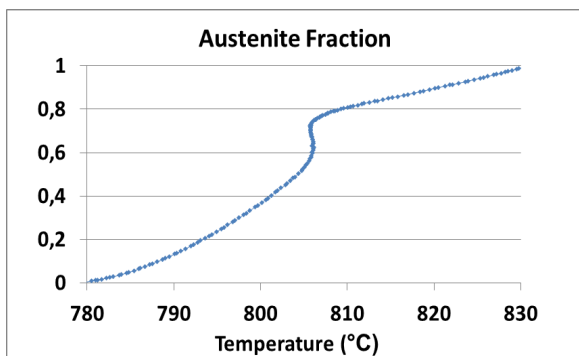
Ανάλυση μικροδομής μικροκραματωμένων ειδικών χαλύβων μεσαίου άνθρακα μετά την επιβολή τάχιστων θερμικών κύκλων

Table 1: Chemical Composition of 42CrMo4

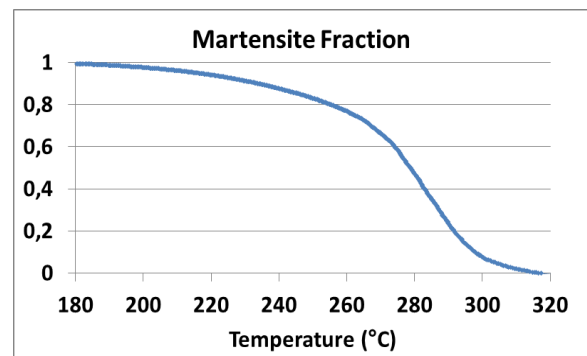
C	Cr	Mn	Si	Mo	P	S
0.42	1.10	0.6	0.3	0.20	<0.03	<0.03



a)



b)



c)

Figure 1: a) The curve of dilatometry for FP1-9. From data processing results b) the volume fraction of austenite and c) the volume fraction of martensite during the transformations.

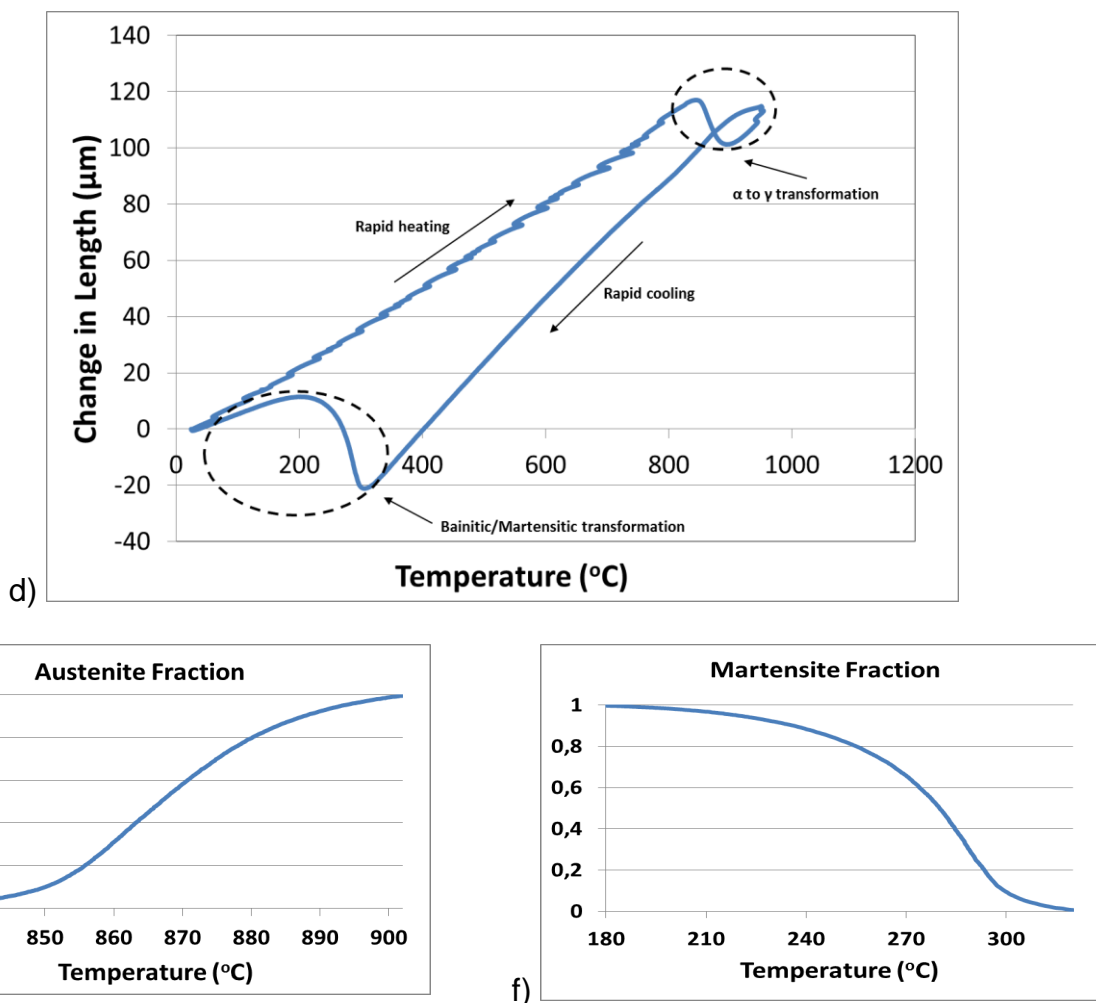


Figure 2: d) The curve of dilatometry for FT1-10. From data processing results e) the volume fraction of austenite and f) the volume fraction of martensite during the transformations.

The characteristic austenitic transformation temperatures for FP1-9 are A_{c1} and A_{c3} , 780 $^{\circ}\text{C}$ and 830 $^{\circ}\text{C}$ respectively, while for the martensitic transformation M_s and M_F were calculated at 320 $^{\circ}\text{C}$ and 180 $^{\circ}\text{C}$ respectively. For FT1-10 the austenitic transformation temperatures are A_{c1} and A_{c3} , 830 $^{\circ}\text{C}$ and 900 $^{\circ}\text{C}$ respectively, while for the martensitic transformation M_s and M_F were calculated at 300 $^{\circ}\text{C}$ and 180 $^{\circ}\text{C}$ respectively.

In order to study the microstructures, the light optical microscopy (LOM) was used, micro-hardness measurements were performed and electron backscattered diffraction (EBSD).

Ανάλυση μικροδομής μικροκραματωμένων ειδικών χαλύβων μεσαίου άνθρακα μετά την επιβολή τάχιστων θερμικών κύκλων

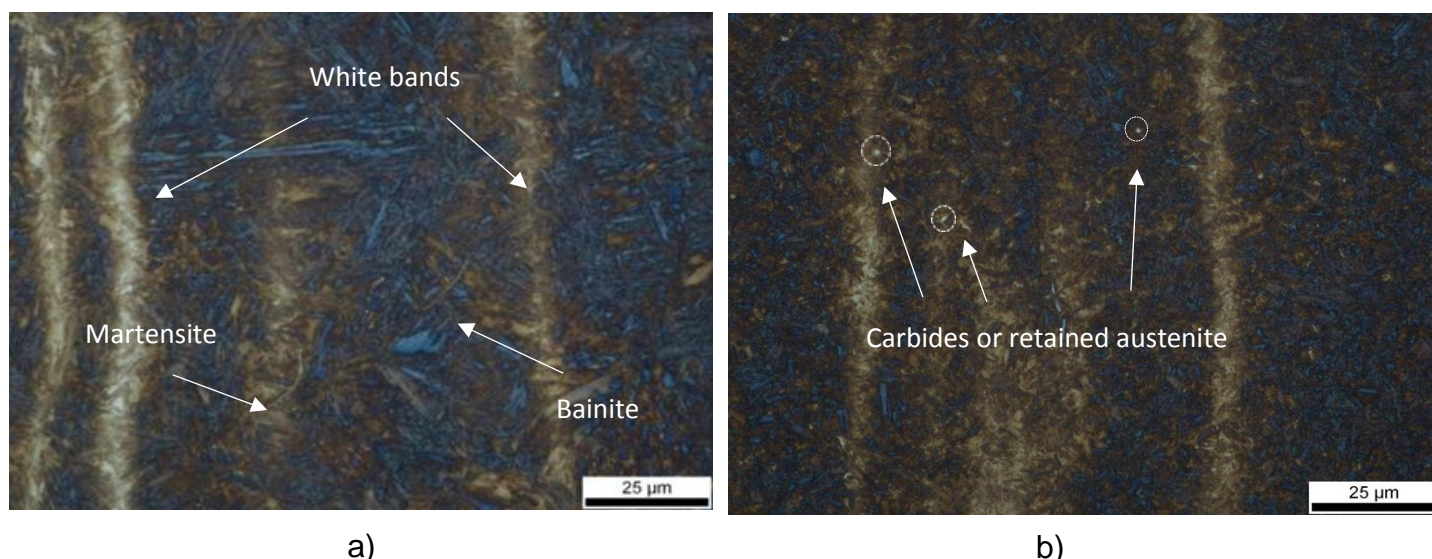


Figure 3: Light optical microscopy (X100) after etching with Nital 2% and $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$ 10% a) for FP1-9 and b) for FT1-10.

In LOM with color etching, bainite is depicted with blue and martensite with brown. There is evidence of carbides or retained austenite especially in FT1-10, while some white bands are distinguished which are affected harder than the rest of the sample.

The micro-hardness tests in random points of the specimen showed an average value of 687 and 717 HV. After focusing on local measurements at points of different colors (blue, brown, white) it was observed an increase of hardness value on the white areas of 20-30 HV. These are martensite regions that may come from austenite regions with segregation of alloying elements, like carbon and manganese.

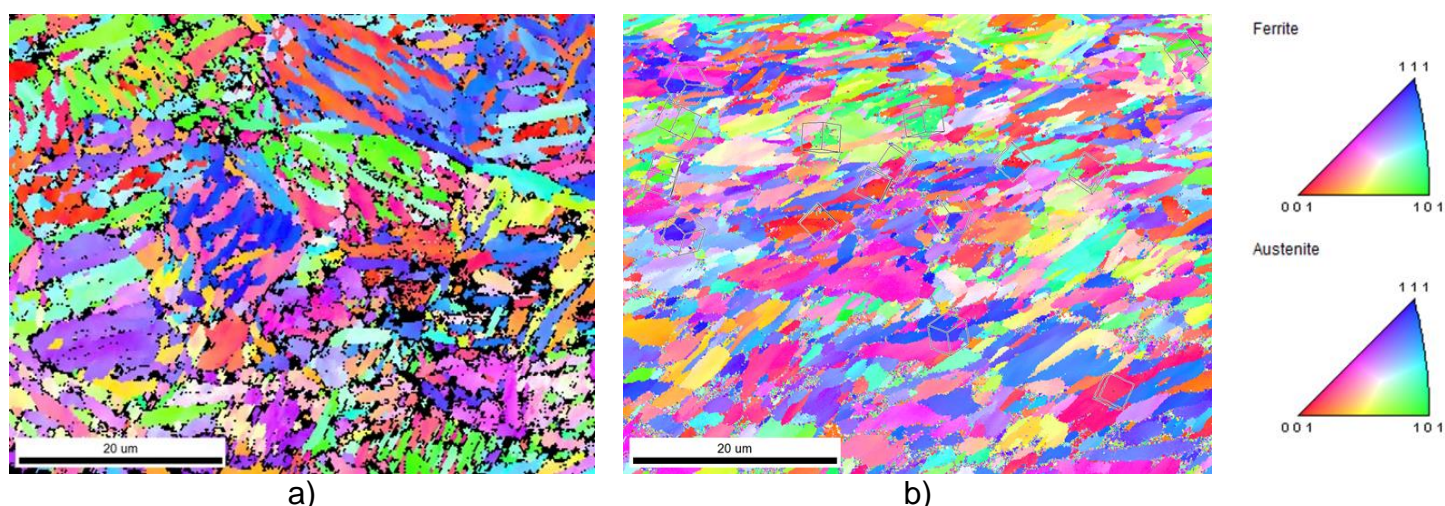


Figure 4: Maps of EBSD analysis (X2000) of the crystallographic orientation a) for FP1-9, b) for FT1-10.

From the EBSD analysis, FP1-9 appears to have average grain size $0,56 \mu\text{m}$, while FT1-10 $0,46 \mu\text{m}$. A small percentage of FCC has been detected in both

specimens (around 9%), which attributed to the presence of carbides or retained austenite. The crystallographic orientation is not as intense in both specimens, although in FP1-9 there are areas with similar colors suggesting the prior austenitic grains. There is a large misorientation angle percentage of high grain boundaries ($>15^\circ$), which shows the shear transformation and grain refining effects of the transformation of austenite to martensite. The higher the proportion of high angle grain boundary, the harder and finer is ultimately the microstructure of the material, while the concentration of alloying elements is enhanced.

Finally, it can be concluded that the rapid heating rate and the short austenisation time, are not enough to fully homogenize the chemical composition due to limited diffusion, resulting to the existence of mixed microstructure (martensite-bainite) and indications of carbides or retained austenite. The carbides can lead to new sites of nucleation and eventually to smaller plates. The coexistence of bainite and martensite in a fine microstructure can cause good mechanical properties, while the presence of bainite increases the ductility. With the increasing of the heating rate, the smaller is the anisotropy of the material and recrystallization is prevented. However, for better determination of microstructure and phase transformations is required more research in TEM and EBSD.

ΜΕΡΟΣ ΠΡΩΤΟ

Κεφάλαιο Ι - Θεωρητικό υπόβαθρο

Ο χάλυβας είναι το πιο διαδεδομένο, σύγχρονο μεταλλικό υλικό και χρησιμοποιείται σε μεγάλο εύρος εφαρμογών, από αρχιτεκτονική, ναυπηγική, αυτοκινητοβιομηχανία μέχρι κατασκευή αντικειμένων και εργαλείων. Έχει δύο βασικά χαρακτηριστικά που το καθιστούν εξαιρετικά δημοφιλές: εξάγεται σχετικά εύκολα από τη φύση και παρουσιάζει χαρακτηριστικές αλλοτροπικές κρυσταλλογραφικές δομές και φυσικές ιδιότητες.

Ι.1. Κοινοί ή ανθρακούχοι χάλυβες

Ο χάλυβας, γενικά, ανήκει στα σιδηρούχα κράματα, καθώς αποτελεί κράμα σιδήρου με άνθρακα έως 2% κ.β. Ανάλογα τη χημική του σύσταση μπορεί να είναι χωριστεί στις παρακάτω κατηγορίες:

A) Ο κοινός ή ανθρακούχος χάλυβας περιέχει, εκτός από άνθρακα, <1% κ.β. μαγγάνιο (Mn) και πολύ μικρές ποσότητες <0,05% κ.β. θείου (S), πυριτίου (Si), φωσφόρου (P) και οξυγόνου (O), που συνήθως αποτελούν ακαθαρσίες από τη διαδικασία παραγωγής του σιδήρου.

B) Ο κραματωμένος χάλυβας περιέχει υψηλότερα ποσοστά άλλων μετάλλων και μπορεί να ανήκει στις παρακάτω υποκατηγορίες:

- Ελαφρά κραματωμένος με προσμείξεις <2%, όπως δομικοί ή κατασκευαστικοί χάλυβες.
- Μέτρια κραματωμένος με προσμείξεις από 2% έως 10%.
- Ισχυρά κραματωμένος με προσμείξεις >10%, όπως ανοξειδωτοι χάλυβες, εργαλειοχάλυβες, ταχυχάλυβες και χάλυβες μαρτενγήρανσης (Maraging).

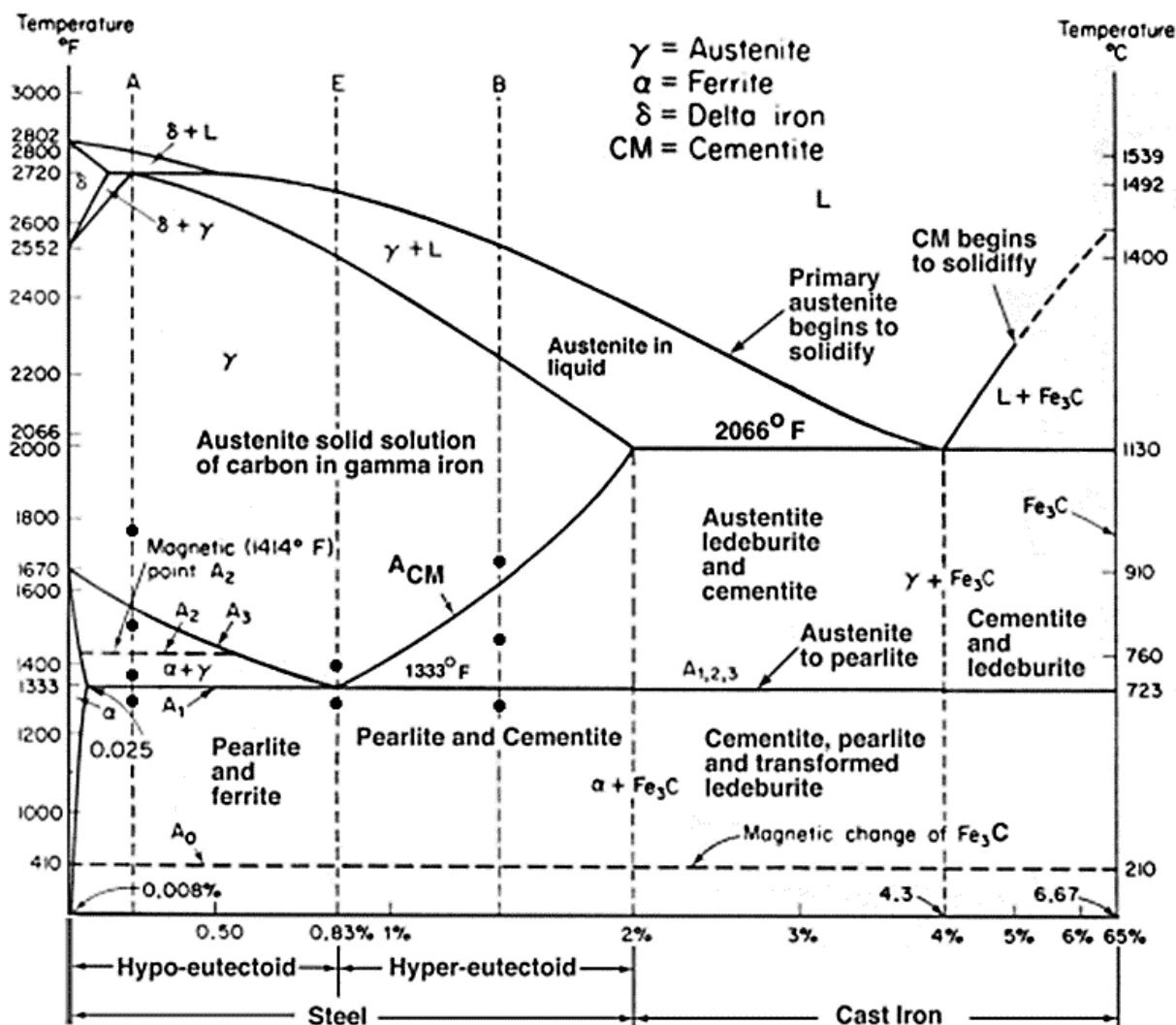
Ειδικότερα χάλυβες της πρώτης κατηγορίας, μπορούν να ταξινομηθούν και με βάση την περιεκτικότητά τους σε άνθρακα (C) ως εξής:

- Ευτηκτοειδείς: Με περιεκτικότητα σε άνθρακα ίση με 0,80%.
- Υπερευτηκτοειδείς : Με περιεκτικότητα σε άνθρακα 0,80-2,00%.
- Υποευτηκτοειδείς : Με περιεκτικότητα σε άνθρακα <0,80%, οι οποίοι με τη σειρά τους υποδιαιρούνται σε:
 - Μαλακούς χάλυβες με περιεκτικότητα σε άνθρακα 0,10-0,25%.
 - Χάλυβες μεσαίου ποσοστού C, 0,25-0,50%.
 - Χάλυβες υψηλού ποσοστού C, 0,50-0,80% (11), (12), (13), (14).

1.2. Το διάγραμμα θερμοδυναμικής ισορροπίας Σιδήρου – Άνθρακα

1.2.1. Φάσεις – Μικρογραφικά Χαρακτηριστικά χαλύβων

Για την καλύτερη κατανόηση των χαλύβων χρειάζεται η μελέτη του μετασταθούς διαγράμματος σιδήρου-σεμεντίτη που περιγράφει τις φάσεις του για κάθε θερμοκρασία. Παρουσιάζει τεχνολογικό ενδιαφέρον για περιεκτικότητα σε C μέχρι 6,67% κ.β., στην οποία αντιστοιχεί η χημική ένωση του σεμεντίτη.



Εικόνα 1: Μετασταθές Διάγραμμα Σιδήρου-Άνθρακα (15)

Στο διάγραμμα φάσεων του σχήματος υπάρχουν τρεις περιοχές φάσεων. Η περιοχή του τήγματος (L), η περιοχή του μείγματος υγρού και στερεού διαλύματος (L+α) και η περιοχή του στερεού διαλύματος (α).

Σε τρία σημεία έχουμε τριφασική ισορροπία

- Περιτηκτικό σημείο στους 1492°C, όπου λαμβάνει χώρα η αντίδραση

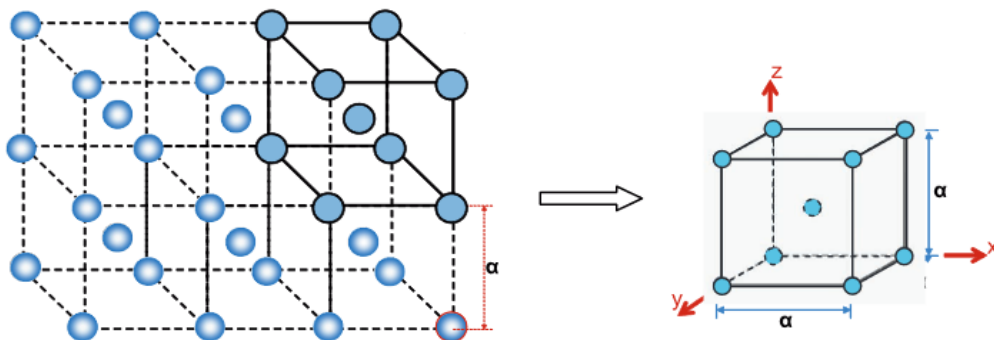
$$L (0.51\%) + \delta (0.10\%) \rightarrow \gamma (0.18\%)$$

- Ευτηκτικό σημείο στους 1130°C), όπου λαμβάνει χώρα η αντίδραση
 $L (4.2\%) \rightarrow \gamma (2.11\%) + Fe_3C (6.67\%)$
- Ευτηκτοειδές σημείο στους 723°C), όπου λαμβάνει χώρα η αντίδραση
 $\gamma (0.8\%) \rightarrow \alpha (0.025\%) + Fe_3C (6.67\%)$

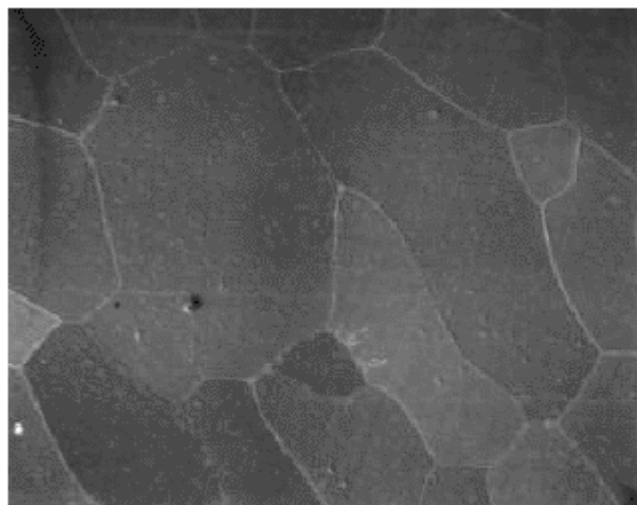
Από το διάγραμμα φάσεων φαίνονται τέσσερις διαφορετικές στερεές φάσεις οι οποίες είναι: α-φερρίτης ή απλώς φερρίτης, ωστενίτης (γ), σεμεντίτης (Fe_3C) και δ-φερρίτης και περιγράφονται παρακάτω αναλυτικότερα.

Φερρίτης (α)

Η φάση αυτή είναι στερεό διάλυμα παρεμβολής του α-Fe και είναι κρυσταλλωμένη στο κυβικό χωροκεντρωμένο σύστημα (body-centered cubic, BCC), με διαλυμένο άνθρακα σε θέσεις παρεμβολής, σε ποσοστό μέχρι 0,025% στους 723°C. Η διαλυτότητα του C στον α-Fe μειώνεται στο 0,008% στη θερμοκρασία περιβάλλοντος. Κάτω από μία κρίσιμη θερμοκρασία (τη θερμοκρασία Curie, 771°C), ο φερρίτης παρουσιάζει μαγνητική συμπεριφορά γι' αυτό και χαρακτηρίζεται ως σιδηρομαγνητικό υλικό, ενώ πάνω από αυτήν χάνει την ιδιότητα της μαγνήτισης και γίνεται παραμαγνητικό. Η σκληρότητά του κυμαίνεται από 70-200 HV.



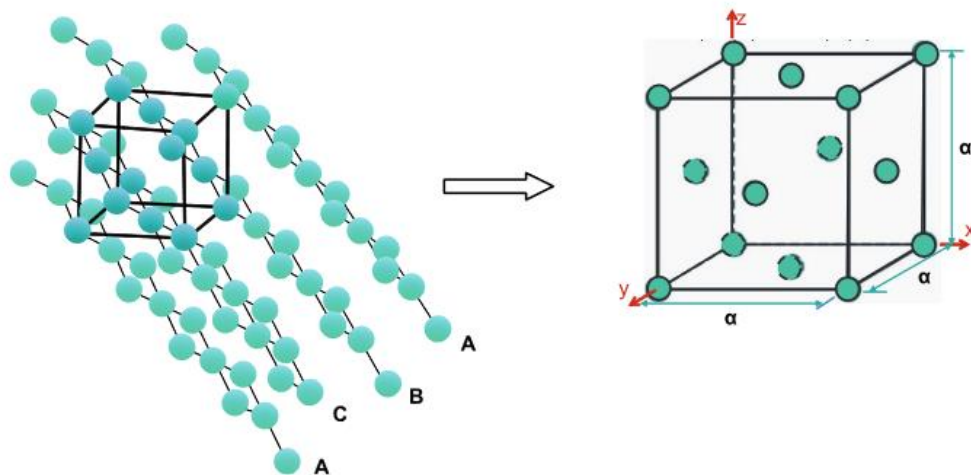
Εικόνα 2: Μοναδιαία κυψελίδα χωροκεντρωμένης κυβικής διάταξης (16)



Εικόνα 3: Μικροδομή φερρίτη από ηλεκτρονική μικροσκοπία σάρωσης (17)

Ωστενίτης (γ)

Πρόκειται για στερεό διάλυμα παρεμβολής του γ -Fe, που κρυσταλλώνεται στο κυβικό εδροκεντρωμένο σύστημα, με διαλυμένο άνθρακα σε πολύ μεγαλύτερα ποσοστά απ' ό,τι στο φερρίτη. Συγκεκριμένα, η περιεκτικότητα σε C του ωστενίτη μπορεί να φθάσει έως και 2,1% κ.β. στους 1147°C. Ο ωστενίτης είναι μη-μαγνητικός (παραμαγνητικό) και θερμοδυναμικά ευσταθής σε ένα θερμοκρασιακό εύρος από 910 °C έως 1400 °C.



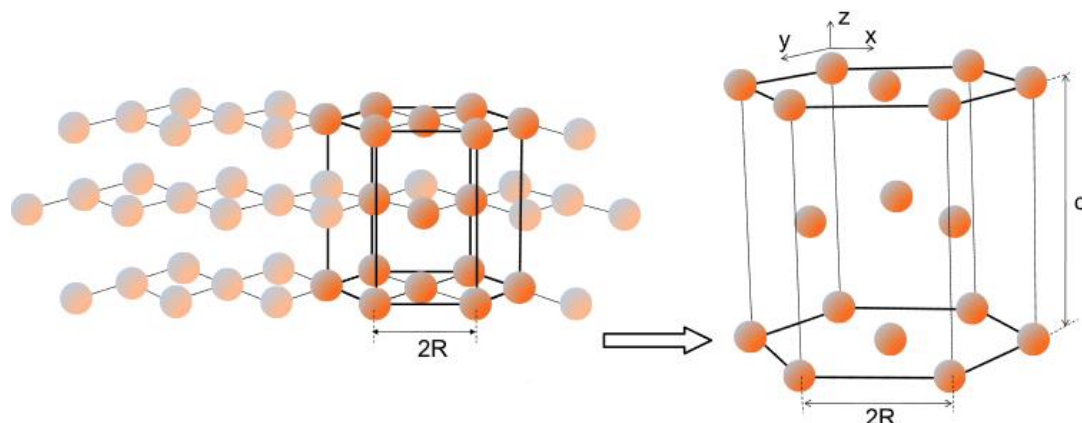
Εικόνα 4: Μοναδιαία κυψελίδα εδροκεντρωμένου κυβικού συστήματος (16)



Εικόνα 5: Τυπική μικροδομή ωστενίτη (18)

Σεμεντίτης (Fe_3C)

Ο σεμεντίτης είναι μια μεσομεταλλική ένωση παρεμβολής του άνθρακα στο σίδηρο και δεν αποτελεί ξεχωριστή φάση. Το κρυσταλλικό του πλέγμα είναι ορθορομβικό και η σύσταση σε C είναι απόλυτα καθορισμένη σε ποσοστό 6,67% κ.β. (25% κατά άτομο). Όπως οι περισσότερες μεσομεταλλικές ενώσεις, έτσι και το καρβίδιο του σιδήρου (σεμεντίτης) είναι ένωση πολύ σκληρή και εύθραυστη. Η σκληρότητά του κυμαίνεται από 850-1100 HV.



Εικόνα 6: Μοναδιαία κυψελίδα ορθορομβικού συστήματος (16)

δ-φερρίτης

Πρόκειται για στερεό διάλυμα παρεμβολής του δ-Fe, που κρυσταλλώνεται στο χωροκεντρωμένο κυβικό σύστημα, με διαλυμένο άνθρακα στο πλέγμα έως περίπου 0,10% στους 1495°C. Η διαλυτότητα του C στο δ-Fe είναι μεγαλύτερη από ότι στον α-Fe, λόγω της διαστολής της μοναδιαίας κυψελίδας που παρουσιάζεται με την άνοδο της θερμοκρασίας (19), (20), (21), (18).

Περλίτης

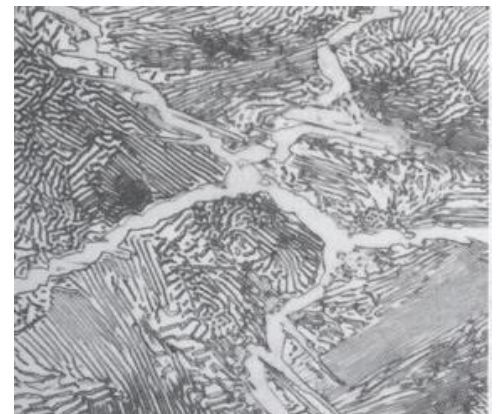
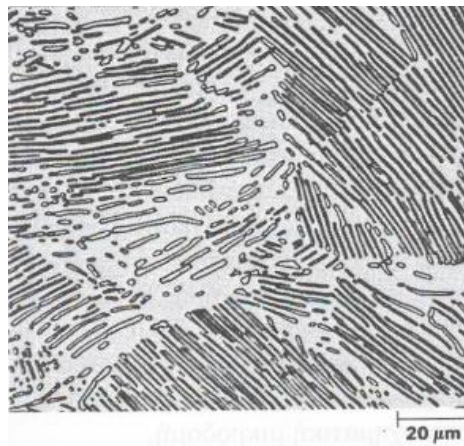
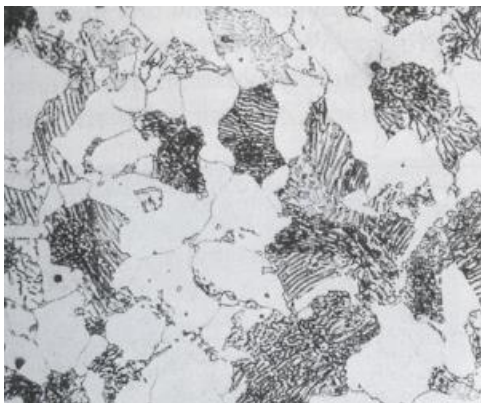
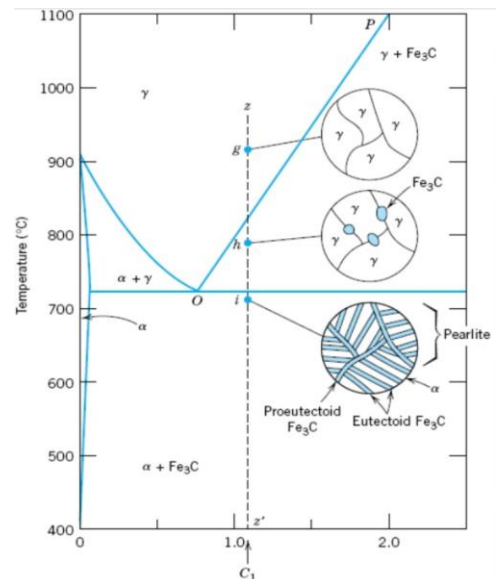
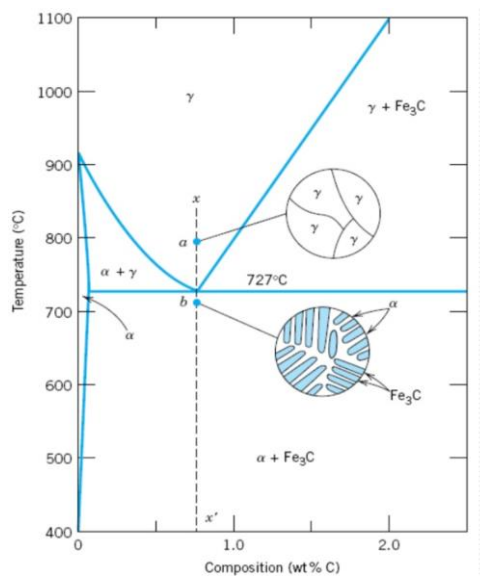
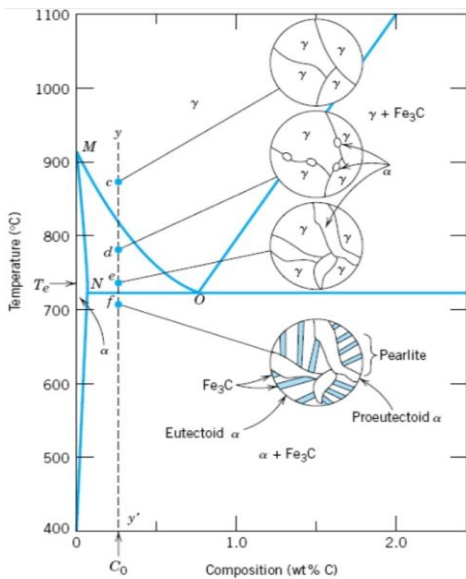
Είναι μια σύνθετη ευτηκτοειδής δομή φάσεων χαρακτηριζόμενη μορφολογικά από εναλλασσόμενα πλακίδια φερρίτη και σεμεντίτη. Ο περλίτης δηλαδή, δεν αποτελεί φάση, αλλά μικρογραφικό συστατικό. Ο σχηματισμός του περλίτη λαμβάνει χώρα στους 723 °C σύμφωνα με την ευτηκτοειδή αντίδραση που αναφέρθηκε παραπάνω.

Όταν ένας *ευτηκτοειδής* χάλυβας θερμανθεί στην ωστενιτική περιοχή και στη συνέχεια αποψυχθεί αργά, τότε η ευτηκτοειδής αντίδραση θα μετασχηματίσει τον ωστενίτη σε 100% περλίτη. Η πυρήνωση του φερρίτη ξεκινά από τα όρια των ωστενιτικών κόκκων και εξελίσσεται με τη μορφή παράλληλων πλακών φερρίτη και σεμεντίτη μέχρις ότου μετασχηματιστεί πλήρως. (Εικόνα 7.B)

Κατά την αργή απόψυξη ενός *υποευτηκτοειδούς* χάλυβα, ένα ποσοστό του ωστενίτη μετασχηματίζεται σε φερρίτη κατά το πέρασμα από τη διφασική περιοχή (α+γ), ενώ ο υπόλοιπος ωστενίτης εμπλουτίζεται διαρκώς σε άνθρακα, λόγω της μεγάλης διαφοράς που εμφανίζει ο φερρίτης με τον ωστενίτη στη στερεά διαλυτότητα του άνθρακα. Όταν ο ωστενίτης αποκτήσει την ευτηκτοειδή σύσταση (0.8%C), η ευτηκτοειδής αντίδραση μετασχηματίζει τον ωστενίτη σε περλίτη. Η κατάσταση δεν αλλάζει σημαντικά κατά την περαιτέρω ψύξη του χάλυβα στη θερμοκρασία δωματίου. Ο φερρίτης, που σχηματίζεται κατά την ψύξη ονομάζεται προευτηκτοειδής φερρίτης, γιατί προέρχεται από το μερικό μετασχηματισμό του ωστενίτη, πριν από την ευτηκτοειδή θερμοκρασία. Έτσι οι υποευτηκτοειδείς χάλυβες αποτελούνται από προευτηκτοειδή φερρίτη και περλίτη, και η δομή τους ονομάζεται φερριτοπερλιτική. (Εικόνα 7.A)

Ανάλυση μικροδομής μικροκραματωμένων ειδικών χαλύβων μεσαίου άνθρακα μετά την επιβολή τάχιστων θερμικών κύκλων

Κατά την αργή απόψυξη ενός *υπερευτηκτοειδούς* χάλυβα, ένα μέρος του αρχικού ωστενίτη μετασχηματίζεται σε σεμεντίτη, κατά το πέρασμα από τη διφασική περιοχή ($\alpha + \gamma$). Ο σεμεντίτης αυτός, πυρηνώνεται στα όρια των ωστενιτικών κόκκων αποσπώντας διαρκώς άτομα άνθρακα από τον ωστενίτη και επειδή σχηματίζεται πριν από την ευτηκτοειδή θερμοκρασία, ονομάζεται προευτηκτοειδής σεμεντίτης. Έτσι η περιεκτικότητα του ωστενίτη σε άνθρακα μειώνεται τείνοντας προς την ευτηκτοειδή σύσταση (0.8% C). Στην ευτηκτοειδή θερμοκρασία, ο εναπομένον ωστενίτης μετασχηματίζεται σε περλίτη μέσω της ευτηκτοειδούς αντίδρασης. Επομένως, ένας υπερευτηκτοειδής χάλυβας αποτελείται από κόκκους περλίτη, στα όρια των οποίων υπάρχει προευτηκτοειδής σεμεντίτης (18). (Εικόνα 7.Γ)



A)

B)

Γ)

Εικόνα 7: Σχηματισμός A) υποευτηκτοειδούς περλίτη, B) ευτηκτοειδούς περλίτη, Γ) υπερευτηκτοειδούς περλίτη (22).

Η μηχανική σκληρότητα της περλιτικής δομής αυξάνεται όσο μειώνεται η απόσταση των πλακιδίων φερρίτη-σεμεντίτη και κυμαίνεται από 250 - 350 HV. Επειδή ο περλίτης περιέχει πολύ φερρίτη, είναι και αυτός όλκιμος αν και με μειωμένη ολκιμότητα και δυσθραυστότητα συγκριτικά με τον φερρίτη. Η μείωση της ολκιμότητας οφείλεται στη λειτουργία των διεπιφανειών α -Fe₃C ως θέσεις για εμφάνιση ρωγμών. Επίσης, στους κοινούς ανθρακούχους χάλυβες, η αύξηση του άνθρακα (αύξηση του ποσοστού του περλίτη) οδηγεί σε αύξηση τόσο του ορίου διαρροής (σ_y) όσο και της μέγιστης εφελκυστικής αντοχής (UTS). Η αύξηση του UTS στον περλίτη, του δίνει τη δυνατότητα για μεγαλύτερη εργοσκήρυνση της περλιτικής δομής έναντι της φερριτικής δομής. Η μείωση της ολκιμότητας σε συνδυασμό με την αυξημένη εργοσκήρυνση περιορίζει την πλαστική παραμόρφωση στην αιχμή των ρωγμών (18), (20), (15), (23), (24).

Κανόνας του Μοχλού

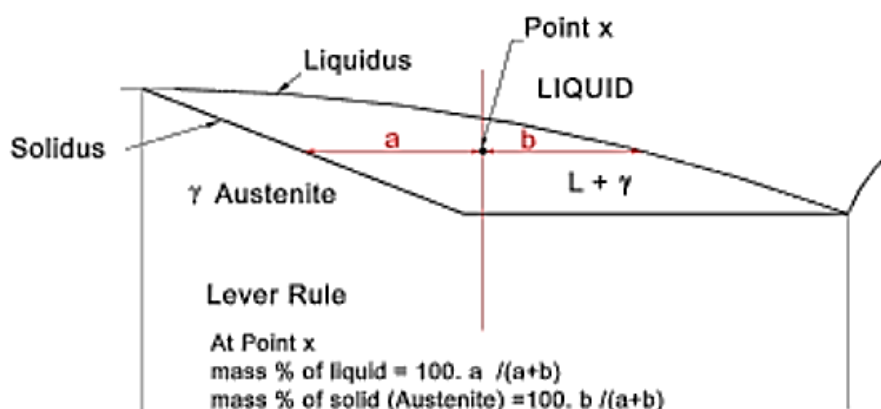
Εκτός από τις συστάσεις των στερεών φάσεων (ή και των υγρών) σε ισορροπία, σε μία δεδομένη θερμοκρασία, που υπολογίζονται μέσω των συνδετικών γραμμών, οι γραμμές αυτές επιτρέπουν την ποσοτικοποίηση του ποσοστού κάθε φάσης, χρησιμοποιώντας τον Κανόνα του Μοχλού.

Αν f_s και f_L είναι τα ποσοστά βάρους του στερεού και υγρού αντίστοιχα, σε ισορροπία σε μία δεδομένη θερμοκρασία που παριστάνεται από το σημείο c, τότε ισχύουν οι παρακάτω εξισώσεις του Κανόνα του Μοχλού:

$$f_s = (C_o - C_L) / (C_s - C_L)$$

$$f_L = (C_s - C_o) / (C_s - C_L)$$

$$f_s + f_L = 1$$

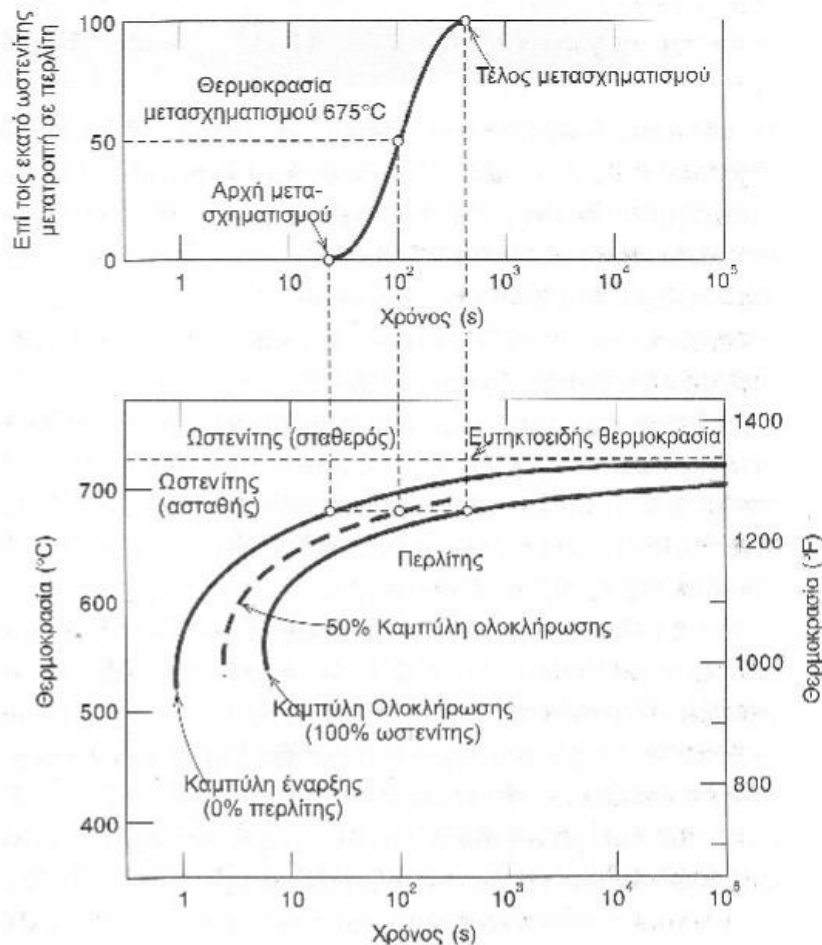


Εικόνα 8: Αναπαράσταση του Κανόνα του Μοχλού (25)

1.2.2. Το Διάγραμμα Χρόνου-Θερμοκρασίας-Μετασχηματισμού (TTT)

Οι γρήγορες θερμοκρασιακές μεταβολές, που λαμβάνουν χώρα, οδηγούν στο σχηματισμό δομών εκτός ισορροπίας, όπως ο μαρτενσίτης ή /και ο μπαινίτης. Αυτές οι δομές δεν επισημαίνονται στο κλασικό διάγραμμα φάσεων Fe-C, διότι παρεμβαίνει η παράμετρος του χρόνου, που δεν υπάρχει στα διαγράμματα

ισορροπίας φάσεων και είναι καθοριστική τόσο για τον μαρτενσιτικό, όσο και για το μπαινιτικό μετασχηματισμό. Ένα τέτοιο διάγραμμα, μεγάλης πρακτικής σημασίας, στο οποίο σκιαγραφούνται όλοι οι δυνατοί μετασχηματισμοί φάσεων με βάση και την παράμετρο του χρόνου, είναι το Διάγραμμα Χρόνου-Θερμοκρασίας-Μετασχηματισμού ή απλώς διάγραμμα TTT (Time-Temperature-Transformation). Τα διαγράμματα TTT είναι ημι-λογαριθμικά διαγράμματα ως προς το χρόνο, έχουν άξονες θερμοκρασία (T) – $\log(t)$ και δείχνουν τη χρονική εξέλιξη του μετασχηματισμού του ωστενίτη, εάν παραμείνει σε μια σταθερή θερμοκρασία, κάτω από την ευτηκτοειδή, για μεγάλο χρονικό διάστημα. Το σύνολο αυτό των σημείων για παρά πολλές θερμοκρασίες συνθέτει το TTT διάγραμμα. Κάθε χάλυβας έχει και το δικό του διάγραμμα TTT ανάλογα την περιεκτικότητά του σε άνθρακα. Οι καμπύλες μέσα στο TTT διάγραμμα λέγονται C-καμπύλες, λόγω σχήματος, και η πρώτη από αριστερά οριοθετεί την έναρξη του μετασχηματισμού διάχυσης του ωστενίτη σε περλίτη, ενώ καθώς προχωρούμε προς τα δεξιά το ποσοστό μετατροπής του ωστενίτη αυξάνεται (Εικόνα 9). Άρα, κάθε καμπύλη προς τα δεξιά αντιστοιχεί σε ένα μεγαλύτερο ποσοστό μετατροπής του ωστενίτη από ότι η προηγούμενή της, η οποία βρίσκεται αριστερά. Η "μύτη" (το ακραίο σημείο) όλων αυτών των καμπυλών βρίσκεται περίπου πάνω στην ίδια οριζόντια ευθεία. Η περιοχή των καμπυλών, που βρίσκεται πάνω από τη μύτη, αντιστοιχεί στον περλίτη (το ανώτερο σημείο σε χονδρόκοκκο και το κατώτερο σε λεπτόκοκκο περλίτη), ενώ η προς τα κάτω περιοχή στο μπαινίτη (19), (21), (15).



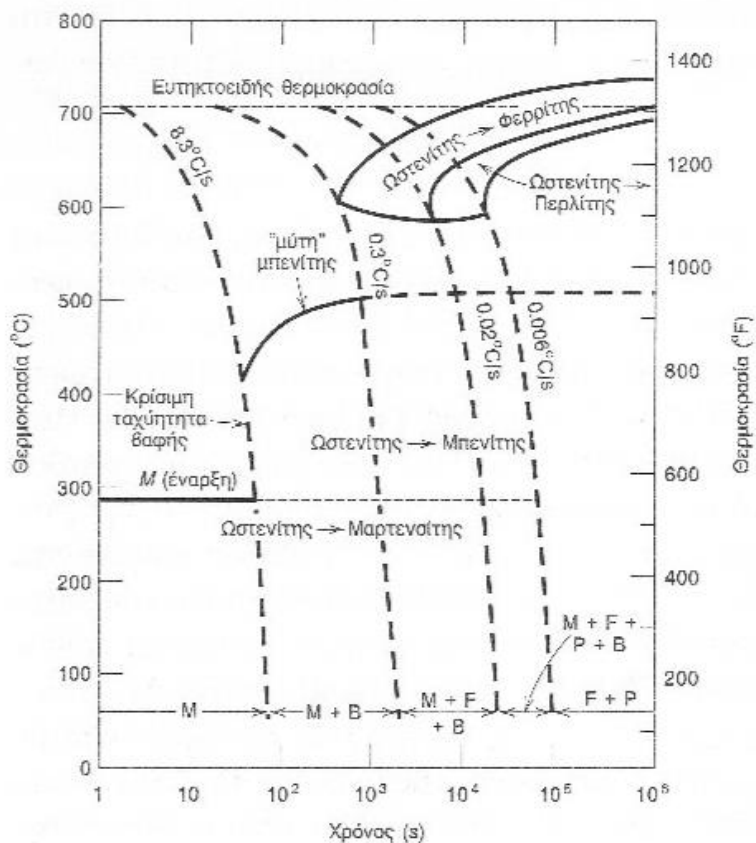
Εικόνα 9: Διάγραμμα TTT (26)

Για να κατανοηθεί το παραπάνω διάγραμμα, πρέπει να προσέξουμε ότι η ευτηκτοειδής θερμοκρασία (727 °C) παρίσταται με μια οριζόντια γραμμή. Σε θερμοκρασίες υψηλότερες από αυτή τη θερμοκρασία για όλους τους χρόνους υπάρχει μόνο σταθερός ωστενίτης. Ο μετασχηματισμός του ωστενίτη σε περλίτη συμβαίνει μόνον όταν το κράμα ψυχθεί σε θερμοκρασίες χαμηλότερες της ευτηκτοειδούς θερμοκρασίας. Οι συνεχείς καμπύλες που αντιστοιχούν στην έναρξη και το πέρας του μετασχηματισμού είναι σχεδόν παράλληλες μεταξύ τους και προσεγγίζουν την ευτηκτοειδή θερμοκρασία ασυμπτωματικά.

Στο αριστερό τμήμα της καμπύλης έναρξης του μετασχηματισμού υπάρχει μόνο ωστενίτης (ο οποίος είναι ασταθής), ενώ στο δεξιό τμήμα της καμπύλης περάτωσης υπάρχει μόνο περλίτης. Στα ενδιάμεσα τμήματα ο μετασχηματισμός του ωστενίτη σε περλίτη βρίσκεται σε εξέλιξη και επομένως υπάρχουν και οι δυο δομές. Η διακεκομμένη καμπύλη αντιστοιχεί στο 50% του μετασχηματισμού. Ο απαιτούμενος χρόνος για την έναρξη και το τέλος του μετασχηματισμού εξαρτάται από τη θερμοκρασία απόψυξης. Σε θερμοκρασίες λίγο μικρότερες της ευτηκτοειδούς για το 50% του μετασχηματισμού απαιτείται πολύς χρόνος, της τάξης των 10⁵s, ενώ σε θερμοκρασίες απόψυξης πολύ χαμηλότερες της ευτηκτοειδούς, π.χ. στους 540 °C απαιτούνται μόλις 3s.

1.2.3. Διαγράμματα μετασχηματισμού συνεχούς απόψυξης (CCT)

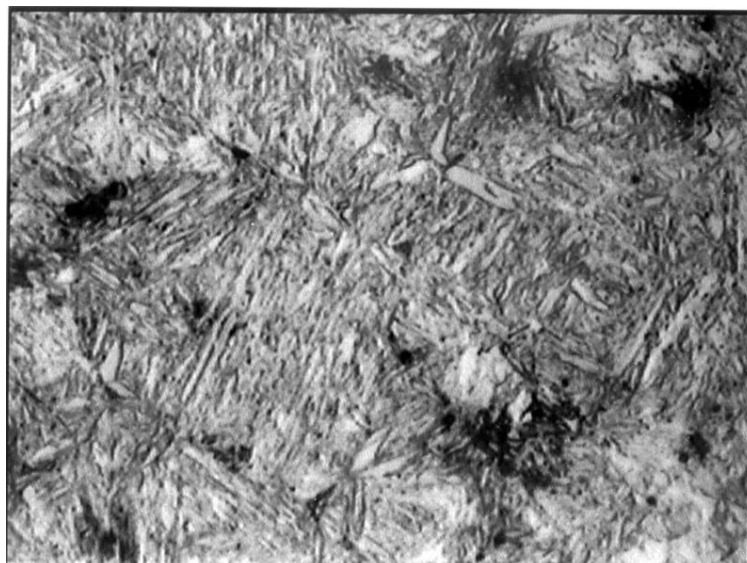
Στις βιομηχανικές κατεργασίες, για οικονομικούς και τεχνικούς λόγους, οι μετασχηματισμοί των κραμάτων και ιδιαίτερα των χαλύβων, επιτυγχάνονται κατά τη διάρκεια μιας συνεχούς απόψυξης περισσότερο ή λιγότερο ταχείας. Οι μετασχηματισμοί δομής κατά τη συνεχή απόψυξη ενός χάλυβα από τη θερμοκρασία ωστενιτοποίησης στη θερμοκρασία περιβάλλοντος, είναι δυνατό να καταγραφούν βάσει μετρήσεων διαστολομετρίας, για διαφορετικές ταχύτητες απόψυξης. Τα σημεία έναρξης και τέλους των διάφορων μετασχηματισμών, καθώς το ποσοστό του μετασχηματισθέντος ωστενίτη, για κάθε τύπο χάλυβα συγκεντρώνονται σε ένα διάγραμμα (Εικόνα 10), το οποίο καλείται συνεχές διάγραμμα CCT (Continuous Cooling Transformation). Τα διαγράμματα CCT χρησιμεύουν για την επιλογή της ταχύτητας απόψυξης, σε μια θερμική κατεργασία, έτσι ώστε το μέταλλο να αποκτήσει την απαιτούμενη τελική δομή (27).



Εικόνα 10: Διάγραμμα CCT (26)

Μαρτενσίτης

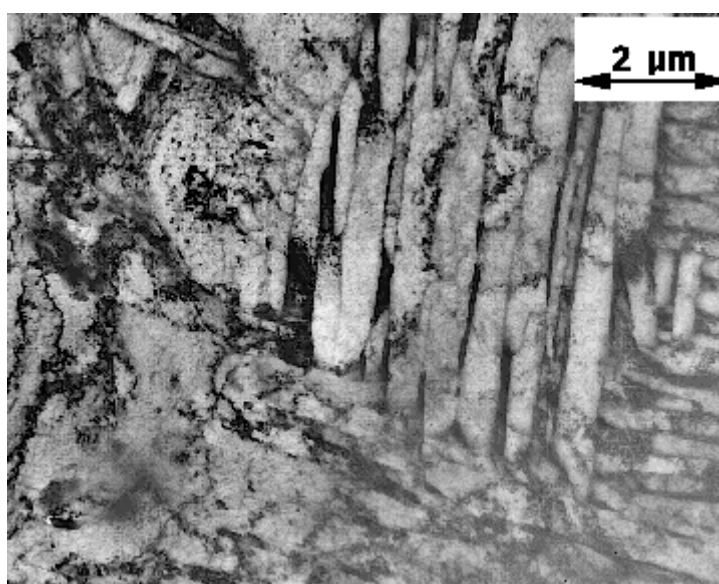
Ο μαρτενσίτης είναι μετασταθής φάση του χάλυβα που σχηματίζεται κατά την ταχύτατη απόψυξη του ωστενίτη (γ -Fe) σύμφωνα με τα διαγράμματα TTT. Από πλευράς δομής, είναι ένα υπέρκορο στερεό διάλυμα παρεμβολής του άνθρακα στον φερρίτη. Στο μικροσκόπιο παρουσιάζεται με τη μορφή πλακοειδών σχηματισμών ή βελόνων (26).



Εικόνα 11: Μορφολογία μαρτενσίτη (28)

Μπαινίτης

Ο μπαινίτης είναι μικρογραφικό συστατικό, που βρίσκεται συχνότερα σε κραματωμένους χάλυβες παρά σε κοινούς ανθρακούχους και σχετίζεται άμεσα με το ποσοστό του άνθρακα. Ο σχηματισμός του μπαινίτη μελετάται καλύτερα με τη χρήση διαγραμμάτων TTT, όταν ο χάλυβας θερμανθεί σε θερμοκρασία ανώτερη από την θερμοκρασία ωστενιτοποίησης και κατόπιν ψυχθεί σε τελική θερμοκρασία κατώτερη από την θερμοκρασία σχηματισμού περλίτη (δηλ. χαμηλότερη από περίπου 550 °C) και υψηλότερη από την θερμοκρασία της έναρξης σχηματισμού μαρτενσίτη (περίπου 250 °C). Η δομή του αποτελείται από λεπτά πλακίδια φερρίτη, καθώς και σωματίδια καρβιδίου (κυρίως σεμεντίτη). Ανάλογα με τη θερμοκρασία σχηματισμού διακρίνουμε τον μπαινίτη σε ανώτερο μπαινίτη (upper bainite), που πραγματοποιείται μεταξύ 400 και 500 °C, και κατώτερο μπαινίτη (lower bainite), που πραγματοποιείται μεταξύ 250 και 400 °C (18), (21), (15), (23) .



Εικόνα 12: Μορφολογία μπαινίτη (29).

1.3. Εισαγωγικά στοιχεία για τις θερμικές κατεργασίες χαλύβων

Οι θερμικές κατεργασίες των μετάλλων αποτελούν βασικό στάδιο παραγωγής στη βαριά βιομηχανία και ειδικότερα στην κατασκευαστική βιομηχανία χάλυβα. Με τον όρο θερμική κατεργασία ορίζεται μία διεργασία, κατά την οποία το επεξεργαζόμενο τεμάχιο υφίσταται ένα συγκεκριμένο θερμικό κύκλο. Συνήθως περιλαμβάνει θέρμανση από τη θερμοκρασία περιβάλλοντος στην επιθυμητή θερμοκρασία, παραμονή στην εν λόγω θερμοκρασία για ένα ορισμένο χρονικό διάστημα και ψύξη μέχρι τη θερμοκρασία περιβάλλοντος.

Οι σημαντικότερες θερμικές διεργασίες χαλύβων είναι η ανόπτηση, η βαφή και η επαναφορά.

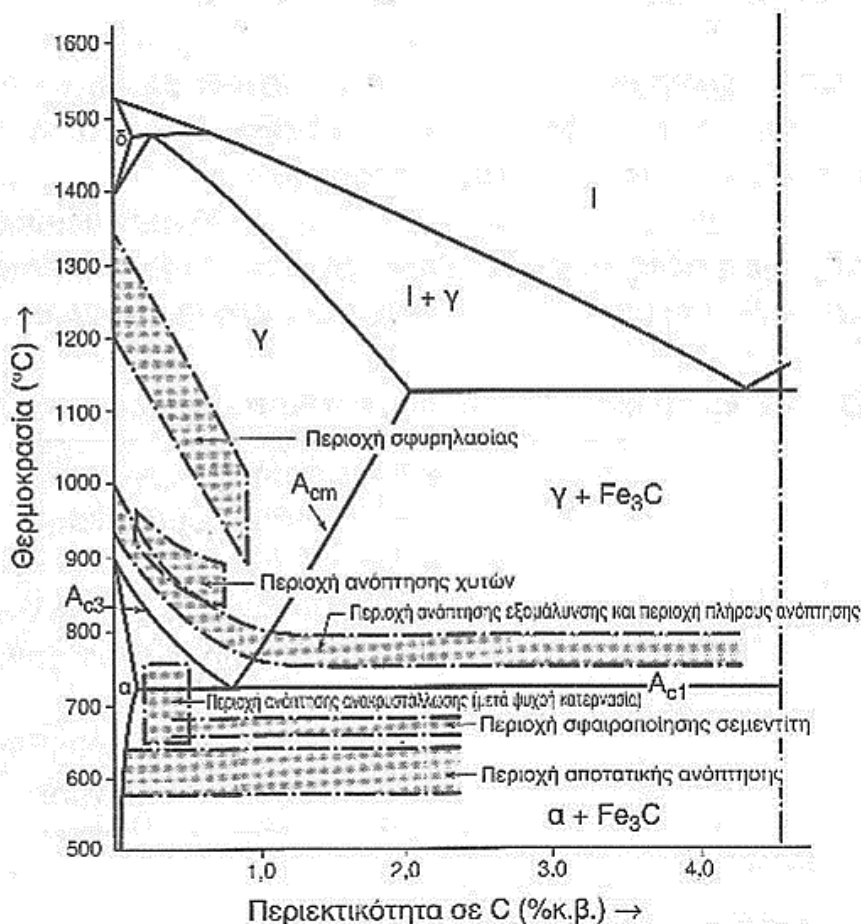
Γενικά, η ανόπτηση στους χάλυβες, έχει στόχο τη μείωση της σκληρότητας και των εσωτερικών τάσεων, την αύξηση της πλαστικότητας και της

κατεργασιμότητας, αλλά και την ομογενοποίηση της χημικής σύστασης, κυρίως χυτών. Η βαφή των χαλύβων έχει στόχο τη σκλήρυνσή τους με σχηματισμό μαρτενσίτη και η επαναφορά εφαρμόζεται μετά από βαφή και έχει ως στόχο την ανάκτηση της δυσθραυστότητας μέσω μικρής μείωσης της σκληρότητας.

1.3.1. Ανόπτηση

Η ανόπτηση είναι η θέρμανση του χάλυβα για κάποιο ορισμένο χρονικό διάστημα συνήθως σε θερμοκρασία μεγαλύτερη από εκείνη της ανακρυστάλλωσης. Στόχος της είναι η εξάλειψη των εσωτερικών τάσεων, που έχουν προέλθει από την ψυχρή μορφοποίηση του υλικού (έλαση, διέλαση, κ.λ.π.). Ακολουθεί βραδεία απόψυξη του υλικού έως τη θερμοκρασία περιβάλλοντος ή μέσα στο φούρνο σε ανώτερη θερμοκρασία. Η ανόπτηση θεωρείται θερμική κατεργασία με μικρή ταχύτητα απόψυξης, σε αντιδιαστολή με τη βαφή που θεωρείται θερμική κατεργασία με μεγάλη ταχύτητα απόψυξης.

Τα πιο σημαντικά είδη ανόπτησης χάλυβα είναι τα ακόλουθα:



Εικόνα 13: Περιοχές των θερμικών κατεργασιών ανόπτησης μη κραματωμένων χαλύβων (30).

Ανόπτηση Κατεργασίας

Η ανόπτηση κατεργασίας (process annealing) είναι μια θερμική κατεργασία, στην οποία υποβάλλεται ο χάλυβας προκειμένου να αναιρεθούν οι επιπτώσεις της ψυχρής κατεργασίας (έλαση), δηλαδή, να αυξηθεί η ολκιμότητα του μετάλλου, το οποίο έχει υποστεί σκλήρυνση με ενδοτράχυνση. Η εφαρμογή της είναι πολύ κοινή σε διαδικασίες παραγωγής, έτσι ώστε να είναι δυνατή η συνέχιση της πλαστικής παραμόρφωσης χωρίς να επέλθει θραύση ή να απαιτείται η κατανάλωση υπερβολικών ποσών ενέργειας. Κατά τη διάρκεια αυτής της διαδικασίας, είναι δυνατόν να συμβούν αποκατάσταση και ανακρυστάλλωση. Η θέρμανση γίνεται συνήθως σε θερμοκρασία μεγαλύτερη από τη θερμοκρασία ανακρυστάλλωσης (περίπου 500°C για μαλακούς χάλυβες) μεταξύ 550-650°C. Επειδή γενικά είναι επιθυμητή η απόκτηση λεπτόκοκκης κρυσταλλικής δομής, η θερμική κατεργασία τερματίζεται εγκαίρως πριν συμβεί σημαντική αύξηση του μεγέθους των κόκκων.

Ανόπτηση Ανακρυστάλλωσης

Η ανόπτηση ανακρυστάλλωσης (recrystallization annealing) εφαρμόζεται στους χάλυβες που έχουν υποστεί ψυχρή κατεργασία, προκειμένου να εξαιρεθεί ο ιστός της ενδοτράχυνσης (π.χ. σε λαμαρίνες μετά από ψυχρή έλαση). Ο χάλυβας θερμαίνεται σε μια θερμοκρασία 650 έως 750°C, δηλαδή πάνω από τη θερμοκρασία ανακρυστάλλωσής του, και αποψύχεται αργά στον αέρα.

Αποτατική Ανόπτηση

Κατά την αποτατική ανόπτηση (stress relieving, light annealing) ο χάλυβας θερμαίνεται σε μια θερμοκρασία 580 έως 650°C και στη συνέχεια ακολουθεί αργή απόψυξη. Στόχος της είναι η εξάλειψη των μηχανικών τάσεων που έχουν συσσωρευθεί στο υλικό κατά τη διαδικασία παραγωγής του (είτε από κατεργασίες πλαστικής παραμόρφωσης, είτε από ανομοιόμορφη ψύξη, είτε από μετασχηματισμό φάσης με διαφορετική πυκνότητα). Η εξάλειψη των παραμενουσών τάσεων πραγματοποιείται μέσω της διάχυσης των ατόμων. Στην περίπτωση που οι παραμένουσες τάσεις δεν απαλειφθούν είναι δυνατόν να προκληθεί στρέβλωση ή παραμόρφωση του αντικειμένου. Η αποτατική ανόπτηση όπως και η ανόπτηση ανακρυστάλλωσης δε μεταβάλλει την κρυσταλλική δομή του χάλυβα.

Ανόπτηση εξομάλυνσης

Πολλές φορές, χάλυβες που έχουν υποστεί πλαστική παραμόρφωση, όπως έλαση ή σφυρηλασία αποτελούνται από κόκκους οι οποίοι είναι σχετικά μεγάλοι, έχουν ακανόνιστο σχήμα καθώς και με σημαντική διακύμανση ως προς το μέγεθός τους. Επίσης, αντικείμενα από χυτοχάλυβα αποτελούνται μετά τη χύτευση από κόκκους βελονοειδή φερρίτη και περλίτη, δομή που αποδίδει στο χάλυβα ευθραυστότητα. Προκειμένου να δημιουργηθεί μια ομοιόμορφη, κυτταροειδής και λεπτοκρυσταλλική φερριτοπερλιτική δομή, εφαρμόζεται μια θερμική κατεργασία ανόπτησης που ονομάζεται ανόπτηση εξομάλυνσης (normalizing). Ο κυριότερος στόχος της εξομάλυνσης είναι η μείωση του

μεγέθους των κόκκων και των φυλλιδίων φερρίτη/σεμεντίτη μέσα στον περλίτη, με αποτέλεσμα την αύξηση της μηχανικής αντοχής και της δυσθραυστότητας του χάλυβα. Άλλοι λόγοι είναι η εξάλειψη του διαφορισμού σε χυτά, των εσωτερικών τάσεων και η βελτίωση της κατεργασιμότητας. Για το σκοπό αυτό, ο χάλυβας θερμαίνεται 30-50°C πάνω από την A3, για ορισμένο χρονικό διάστημα ανάλογα την περιεκτικότητά του σε άνθρακα, μέχρι να γίνει πλήρης ωστενιτοποίησή του. Στη συνέχεια ακολουθεί αργή ψύξη στον ατμοσφαιρικό αέρα μέχρι τη θερμοκρασία περιβάλλοντος.

Πλήρης Ανόπτωσης

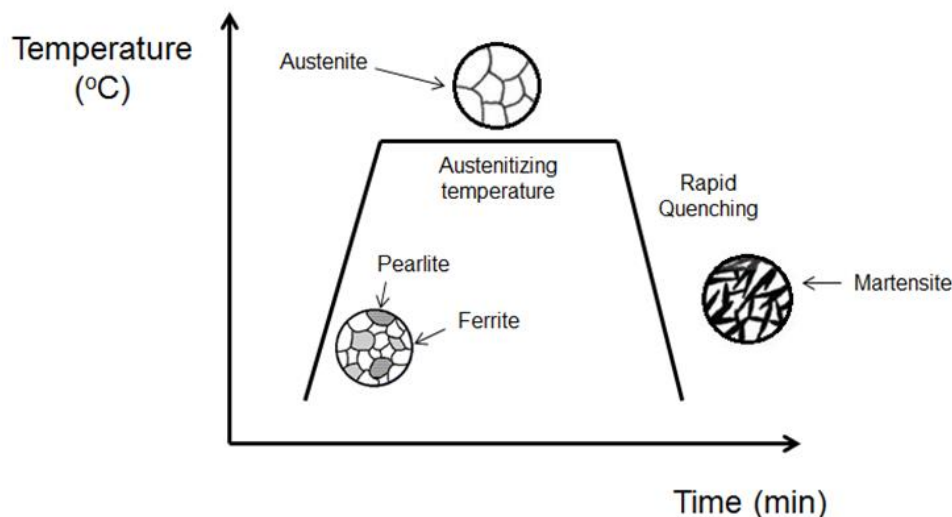
Η πλήρης ανόπτωση (full annealing) είναι μια θερμική κατεργασία που εφαρμόζεται σε χάλυβες χαμηλού και μεσαίου άνθρακα, οι οποίοι πρόκειται να υποστούν μηχανική επεξεργασία ή εκτεταμένη πλαστική παραμόρφωση κατά τη διάρκεια κατεργασιών διαμόρφωσης ή κοπής. Η πλήρης ανόπτωση μοιάζει με την ανόπτωση εξομάλυνσης. Λαμβάνει χώρα σε ελαφρώς υψηλότερες θερμοκρασίες από ότι η ανόπτωση εξομάλυνσης και η βασική τους διαφορά βρίσκεται στο χρόνο παραμονής και στην ταχύτητα απόψυξης. Ο χάλυβας παραμένει για αρκετές ώρες στη θερμοκρασία ωστενιτοποίησης (έως 10h) και στη συνέχεια αποψύχεται εντός του φούρνου με ρυθμό 20°C/ώρα). Αυτή η διαδικασία έχει σαν αποτέλεσμα να γίνει ο χάλυβας όλκιμος και μαλακός αποτελούμενος από χονδρόκοκκο περλίτη.

Ανόπτωση σφαιροποίησης

Η ανόπτωση σφαιροποίησης (spherodising annealing) συνίσταται στην παρατεταμένη θέρμανση του χάλυβα σε θερμοκρασία 50°C χαμηλότερη από την A1 (περίπου 650-700°C έως 25h), στην διφασική περιοχή φερρίτη και σεμεντίτη, ακολουθούμενη από αργή απόψυξη μέσα στο φούρνο. Αποτέλεσμα αυτής της κατεργασίας είναι η σφαιροποίηση του σεμεντίτη χωρίς κάποιο μετασχηματισμό φάσης. Οι χάλυβες που αποκτούν τη δομή του σφαιροποιημένου σεμεντίτη έχουν υψηλή ολκιμότητα και διαμορφώνονται ή επεξεργάζονται μηχανικά με μεγάλη ευκολία (27), (30).

1.3.2. Βαφή

Απλή βαφή είναι η θερμική κατεργασία σκλήρυνσης, που περιλαμβάνει ένα στάδιο θέρμανσης και παραμονής του χάλυβα (ωστενιτοποίηση) σε θερμοκρασία ίδια με αυτή της πλήρους ανοπτήσεως και ένα ακόλουθο στάδιο απότομης ψύξης, με εμβάπτιση του χάλυβα σε κάποιο μέσο ψύξης (αλατόνερο, νερό, λάδι, αέρας). Στόχος της βαφής είναι η βελτίωση των μηχανικών ιδιοτήτων του χάλυβα (σκληρότητα, αντοχή), που απαιτούνται. Έτσι, ένας χάλυβας έπειτα από βαφή μπορεί να αποκτήσει έως και την τριπλάσια σκληρότητα.



Εικόνα 14: Σχηματική αναπαράσταση βαφής (31)

Στο στάδιο της ωστενιτοποίησης, το δοκίμιο πρέπει να παραμείνει σε κατάλληλη θερμοκρασία και για συγκεκριμένο χρονικό διάστημα, ώστε να δομή του να μετατραπεί πλήρως σε ωστενιτική. Ωστόσο οι πολύ υψηλές θερμοκρασίες ωστενιτοποίησης πρέπει να αποφεύγονται, διότι μεγεθύνουν υπερβολικά τον κόκκο του ωστενίτη και μειώνουν την αντοχή.

Προκειμένου να πραγματοποιηθεί πλήρης μετατροπή του κράματος σε ωστενίτη, απαιτείται η παραμονή στη θερμοκρασία ωστενιτοποίησης να διαρκέσει αρκετό χρόνο, χωρίς όμως να προκληθεί ανεπιθύμητη αύξηση του μεγέθους των κόκκων. Επειδή εάν η δομή του ωστενίτη είναι λεπτόκοκκη και ομογενής, τότε και η τελική δομή είναι επίσης λεπτόκοκκη, παρουσιάζοντας τις βελτιωμένες μηχανικές ιδιότητες των λεπτοκρυσταλλικών υλικών.

Για την αποφυγή της οξειδωσης και της ενανθράκωσης του χάλυβα κατά την ωστενιτοποίηση, τα εξαρτήματα τοποθετούνται είτε σε κλιβάνους με προστατευτική ατμόσφαιρα (π.χ. Ar, κενό), είτε σε τήγματα ουδέτερων αλάτων, είτε σε τήγματα ανθρακούχων αλάτων, όπου λόγω ισορροπίας δεν υπάρχει διάχυση του άνθρακα.

Στο επόμενο στάδιο, το δοκίμιο υφίσταται απότομη ψύξη με εμβάπτιση σε κάποιο υγρό μέσο σχηματίζοντας μαρτενσίτη. Η ταχύτητα απόψυξης είναι καθοριστική τόσο για βαθμό σκλήρυνσης, όσο και για τις αστοχίες (ρωγματώσεις), που μπορούν να εμφανισθούν λόγω ανάπτυξης εσωτερικών τάσεων. Όσο πιο απότομη είναι η ταχύτητα απόψυξης, τόσο αυξάνεται και η σκληρότητα του υλικού, με συνέπεια τη δραματική μείωση της δυσθραυστότητας και με κίνδυνο την εμφάνιση ρωγμών. Η ταχύτητα απόψυξης εξαρτάται από τη δραστικότητα του μέσου απόψυξης (19), (27), (30).

Υπάρχουν διάφορες παραλλαγές στις τεχνικές βαφής οι οποίες είναι:

- Άμεση βαφή

- Χρονική Βαφή
- Επιλεκτική Βαφή
- Βαφή με ψεκασμό
- Διακοπτόμενη Βαφή (32).

Οι τεχνικές βαφής με υγρά μέσα είναι η βαφή με βύθιση και η βαφή με ψεκασμό. Η βαφή με βύθιση είναι ο συνηθέστερος τρόπος βαφής των μετάλλων. Το μέταλλο μπορεί να αποψυχθεί απευθείας από τη θερμοκρασία ωστενιτοποίησης σε θερμοκρασία δωματίου (άμεση βαφή/απόψυξη) ή σε μία θερμοκρασία ανώτερη από τη θερμοκρασία που ξεκινάει ο μαρτενσιτικός μετασχηματισμός (Ms), όπου παραμένει για μια καθορισμένη χρονική περίοδο και έπειτα ακολουθεί ψύξη σε ένα δεύτερο μέσο με βραδύτερο ρυθμό ψύξης (χρονική βαφή ή διακοπτόμενη βαφή). Η βαφή με ψεκασμό αναφέρεται στο είδος της βαφής που γίνεται μέσω ψεκασμού του υγρού επί των περιοχών αυτών του μετάλλου, όπου επιθυμούνται υψηλότεροι ρυθμοί ψύξης. Η μεταφορά θερμότητας καθορίζεται κυρίως από την πυκνότητα του μέσου ψύξης κατά την πρόσκρουση με το μέταλλο και από την τοπική κατανομή του σε αυτό (31).

1.3.3. Επαναφορά

Συμβαίνει με θέρμανση του μαρτενσίτη για ορισμένο χρόνο σε θερμοκρασία ανώτερη της θερμοκρασίας περιβάλλοντος. Με αυτή τη διεργασία αυξάνεται η ολκιμότητα και η δυσθραυστότητα, ενώ συγχρόνως μειώνεται το όριο ελαστικότητας, το όριο θραύσης και η σκληρότητα. Η θερμοκρασία επαναφοράς επιλέγεται ανάλογα τη χρήση και την τεχνική εφαρμογή για την οποία προορίζεται ο χάλυβας.

Η επαναφορά πραγματοποιείται με διαχυσιακούς μηχανισμούς. Στις χαμηλότερες θερμοκρασίες επαναφοράς, μέχρι τους 250°C περίπου, διαχέονται μόνο τα στοιχεία παρεμβολής (άνθρακας, άζωτο κ.λ.π), διότι είναι στοιχεία με μικρή ατομική διάμετρο, ευκίνητα και χαρακτηρίζονται από υψηλή διαχυσιμότητα. Από τους 250°C και άνω αρχίζει να διαχέεται και ο σίδηρος, ενώ διάφορα κραματικά στοιχεία με ακόμη μικρότερους συντελεστές διάχυσης αρχίζουν να διαχέονται από τους 450°C και άνω (21).

Στάδια επαναφοράς

Κατά τη διάρκεια της επαναφοράς, ο μαρτενσίτης απορρίπτει την περίσσεια του άνθρακα και μετατρέπεται σε φερρίτη και καρβίδια.

Οι αλλαγές και οι δομές που λαμβάνουν χώρα στις διάφορες θερμοκρασίες επαναφοράς ενός κοινού ανθρακούχου χάλυβα περιγράφονται στα παρακάτω στάδια:

- Το προστάδιο συνάθροισης των ατόμων του άνθρακα και φύτευσης καρβιδίων-ε μέσα στη μήτρα (21) .

- Το πρώτο στάδιο επαναφοράς της κατακρήμνισης καρβιδίων-ε από τους 150°C μέχρι τους 230°C.
- Το δεύτερο στάδιο αποτελεί η διάσπαση του υπολειπόμενου ωστενίτη και ξεκινάει από τους 230°C μέχρι τους 280°C.
- Το τρίτο στάδιο επαναφοράς είναι ο μετασχηματισμός του καρβιδίου-ε σε σεμεντίτη από τους 260°C έως τους 360°C (15), (21).

Κατά την επαναφορά, ο μαρτενσίτης γίνεται φερρίτης και χάνει σιγά σιγά τη βελονοειδή του μορφή, δηλαδή ανακρυσταλλώνεται. Η ανακρυστάλλωση δικαιολογείται από την παρουσία των εσωτερικών τάσεων μέσα στο μαρτενσίτη, που δημιουργούν κατάσταση ανάλογη της ενδοτράχυνσης. Σε θερμοκρασία μεγαλύτερη των 600°C, αρχίζει η σφαιροποίηση του σεμεντίτη. Στους ελαφρά κραματωμένους χάλυβες παίρνουμε μια πολύ καλή μικρογραφική δομή, ομογενή και με άριστες μηχανικές ιδιότητες, η οποία προσφέρει άριστες δυνατότητες μηχανουργικής επεξεργασίας με κοπτικά εργαλεία (15), (21), (30).

Η επιλογή της κατάλληλης μεθόδου θερμικής κατεργασίας ενός εξαρτήματος στηρίζεται σε παραμέτρους, όπως η γεωμετρία του αντικειμένου, η κατανομή της μάζας του, καθώς επίσης και η χημική σύσταση του χάλυβα από τον οποίο είναι κατασκευασμένο (περιεκτικότητα άνθρακα και υπόλοιπων κραματικών στοιχείων).

I.4. Επίδραση κραματικών στοιχείων

Τα κραματικά στοιχεία στους χάλυβες προστίθενται για να τους προσδώσουν κάποιες ιδιαίτερες ιδιότητες. Υπάρχουν δύο ειδών προσθήκες, οι ηθελημένες και οι μη ηθελημένες. Στη δεύτερη κατηγορία ανήκουν τα στοιχεία που προέρχονται από την πρωτογενή επεξεργασία του ακατέργαστου μετάλλου ειδικότερα αν αυτό προέρχεται από σκράπ. Τα ίδια στοιχεία μπορούν να κατηγοριοποιηθούν και στα δύο είδη ανάλογα την περίπτωση. Ωστόσο και στις δυο περιπτώσεις, η αλληλεπίδραση των κραματικών στοιχείων και ο συνδυασμός αυτών, επηρεάζει τόσο την θερμοδυναμική όσο και την κινητική των μετασχηματισμών των φάσεων στους χάλυβες (33).

Άνθρακας (C): Αποτελεί το σημαντικότερο στοιχείο στους χάλυβες συμβάλλοντας σημαντικά στην ισχυροποίησή τους. Είναι απαραίτητο για το σχηματισμό μικρογραφικών συστατικών όπως περλίτη, μπαινίτη, μαρτενσίτη, καθώς επίσης και του σεμεντίτη ή άλλων καρβιδίων. Μικροδομές που αποτελούνται από ένα ή περισσότερα μικρογραφικά συστατικά μπορεί να έχουν μεγάλο εύρος μηχανικών ιδιοτήτων και κατασκευαστικά χαρακτηριστικά. Με την αύξηση της περιεκτικότητας σε άνθρακα αυξάνονται η σκληρότητα, η αντοχή και η εμβαπτότητα, ενώ ταυτόχρονα μειώνονται η ολκιμότητα, η δυσθραυστότητα και η συγκολλησιμότητα. Τέλος ο άνθρακας έχει την τάση να

παρουσιάζει διαφορισμό λόγω διάχυσης, σε σχετικά μεγαλύτερο βαθμό από άλλα κραματικά στοιχεία.

Μαγγάνιο (Mn): Συναντάται συνήθως σε όλους τους βιομηχανικούς χάλυβες σε περιεκτικότητες πάνω από 0.2% κ.β.. Προστίθεται κυρίως στο τήγμα του μετάλλου για αποξειδωση καθώς διευκολύνει στην κατεργασία εν θερμώ, και για αποθείωση αφού σχηματίζει τα σουλφίδια MnS που βελτιώνουν την κατεργασιμότητα του χάλυβα. Η προσθήκη Mn οδηγεί επίσης σε σημαντική αύξηση της εμβαπτότητας του χάλυβα. Συνεισφέρει ακόμη στη σκληρότητα και την αντοχή, όμως σε χαμηλότερο βαθμό από τον άνθρακα. Αν αυξηθεί το ποσοστό του μαγγανίου, μειώνεται η ολκιμότητα και η συγκολλησιμότητα, όμως πάλι όχι στον ίδιο βαθμό που το πετυχαίνει ο άνθρακας. Το μαγγάνιο έχει μικρότερη τάση στο μακρο-διαφορισμό συγκριτικά με τα υπόλοιπα κοινά στοιχεία. Είναι χρήσιμο στην ποιότητα της επιφάνειας για μεγάλο εύρος περιεκτικότητας σε άνθρακα.

Πυρίτιο (Si): Είναι ένα από τα βασικά συστατικά που προστίθενται για την αποξειδωση του χάλυβα. Το ποσοστό του στοιχείου αυτού σε ένα χάλυβα, που δεν σημειώνεται πάντα στη χημική σύσταση των χαλύβων, εξαρτάται από την τεχνική αποξειδωσης που καθορίζεται για το προϊόν. Στους πλήρως καθησυχασμένους χάλυβες (killed steels) το Si κυμαίνεται από 0,15-0,3%, ενώ στους ημι-καθησυχασμένους (semi-killed steels) η περιεκτικότητα είναι μικρότερη. Αν χρησιμοποιούνται άλλα αποξειδωτικά, το ποσοστό του πυριτίου μπορεί να είναι και μικρότερο. Στους χαμηλού άνθρακα χάλυβες, το πυρίτιο συνήθως είναι επιβλαβές στην ποιότητα της επιφάνειας. Το πυρίτιο αυξάνει ελαφρώς τη σκληρότητα του φερρίτη, χωρίς να προκαλεί μεγάλη μείωση στην ολκιμότητα, ενώ παράλληλα έχει μικρή τάση να διαφορίζεται. Υψηλές περιεκτικότητες σε Si οδηγούν σε μείωση της κατεργασιμότητας του χάλυβα και δημιουργούν προβλήματα τόσο κατά τον γαλβανισμό (hot-dip galvanizing) όσο και κατά τη συγκόλληση των χαλύβων, εξαιτίας της δημιουργίας ενός λεπτού στρώματος οξειδίων (SiO_2 , MnSiO_4) (34), (35), (36). Ακόμη, περιεκτικότητα σε πυρίτιο πάνω από 0,15 wt% συμβάλλει στο σχηματισμό καρβιδίων και αυξάνει τη σταθερότητα του υπολειπόμενου ωστενίτη (37).

Φώσφορος (P): Αυξάνει τη σκληρότητα και την αντοχή των χαλύβων μειώνοντας σημαντικά την ολκιμότητα, τη δυσθραυστότητα και την αντοχή σε κρούση, κυρίως σε χάλυβες βαφής και επαναφοράς. Αυξάνει την ευαισθησία των 'μεσαίου άνθρακα' χαλύβων, ιδιαίτερα συνδυαστικά με χρώμιο, σε ευαισθητοποιημένους χάλυβες μετά από επαναφορά. Ο φώσφορος μπορεί να προστεθεί σκοπίμως, για να βελτιωθεί η κατεργασιμότητα και η αντίσταση στη διάβρωση. Μπορεί όμως να έχει και ευεργετικά αποτελέσματα, όπως στους χάλυβες μηχανουργικής κατεργασίας (π.χ. free-machining steels), όπου κατά την τόννευση ή το φρεζάρισμα διευκολύνεται ο διαμερισμός του αποβλήτου με συνέπεια την βελτίωση της κατεργασιμότητας.

Χαλκός (Cu): Ο χαλκός έχει μέτρια τάση να διαφορίζεται. Σε αξιόλογα ποσοστά είναι επιβλαβής στην κατεργασιμότητα εν θερμώ, καθώς προκαλεί θερμή ρηγμάτωση. Ακόμη, επηρεάζει δυσμενώς τη συγκόλληση με σφυρηλασία, αλλά

δεν επηρεάζει τόσο τη συγκόλληση με τόξο. Επιφέρει υποβάθμιση στην ποιότητα της επιφάνειας και υπερτονίζει τα εγγενή ελαττώματα των αποθειωμένων χαλύβων.

Θείο (S): Προκαλεί σημαντική μείωση της ολκιμότητας, της δυσθραυστότητας, της αντοχής σε κρούση και της συγκολλησιμότητας. Επίσης υποβαθμίζει την κατεργασιμότητα, κυρίως στην θερμηλασία, ενώ η παρουσία του αυξάνει την τάση ρωγμάτωσης κατά την βαφή των χαλύβων (quench cracking). Έχει τη μεγαλύτερη τάση να διαφορίζεται σε σχέση με τα άλλα κοινά στοιχεία. Το θείο συναντάται κυρίως με τη μορφή θειικών εγκλεισμάτων για αυτό και γενικά στους χάλυβες η τάση είναι η περιεκτικότητα σε θείο να παραμένει κάτω από 0.05% (βλ. πιο πάνω για το Mn).

Αλουμίνιο (Al): Συνήθως χρησιμοποιείται ως αποξειδωτικό και για τον έλεγχο του μεγέθους του κόκκου. Όταν προστίθεται στους χάλυβες σε καθορισμένα ποσοστά ελέγχει τη μεγέθυνση του κόκκου του ωστενίτη σε ανοπτημένους χάλυβες και καθυστερεί την κατακρήμνιση των καρβιδίων. Σε σχέση με άλλα κραματικά στοιχεία, το αλουμίνιο είναι πολύ αποτελεσματικό στον έλεγχο του μεγέθους του κόκκου πριν τη βαφή.

Χρώμιο (Cr): Πρόκειται για ισχυρά καρβιδιογόνο στοιχείο. Τα καρβίδια του χρωμίου αυξάνουν την σκληρότητα και τις αντιτριβικές ιδιότητες του χάλυβα. Το χρώμιο αυξάνει επίσης την εμβαιπτότητα, την αντίσταση στη διάβρωση και την οξειδωση, καθώς και την αντοχή σε υψηλές θερμοκρασίες υπό φορτίο και για το λόγο αυτό συναντάται στους εργαλειοχάλυβες. Τα καρβίδια σχηματίζουν στερεό διάλυμα με τον ωστενίτη αργά, συνεπώς είναι απαραίτητος επαρκής χρόνος θέρμανσης πριν τη βαφή.

Νικέλιο (Ni): Όταν χρησιμοποιείται σαν κραματικό στοιχείο στους κατασκευαστικούς χάλυβες, σταθεροποιεί τη φάση του ωστενίτη. Επειδή το νικέλιο δεν σχηματίζει καρβίδια στους χάλυβες, παραμένει στο στερεό διάλυμα προσδίδοντας στο φερρίτη σκληρότητα και αντοχή. Προσδίδει ολκιμότητα και αυξάνει την δυσθραυστότητα των χαλύβων, ενώ προκαλεί μείωση της θερμοκρασίας μεταβάσεως από την όλκιμη στην ψαθυρή συμπεριφορά θραύσεως. Σε συνδυασμό με το χρώμιο, το νικέλιο παράγει κράματα χαλύβων με καλύτερη σκληρότητα, υψηλότερη αντοχή σε κρούση και καλύτερη αντίσταση στην κόπωση από ό,τι μπορεί να επιτευχθεί στους ανθρακούχους χάλυβες.

Μολυβδαίνιο (Mo): Αυξάνει τη σκληρότητα των χαλύβων και είναι ιδιαίτερα χρήσιμο στη διατήρησή της μεταξύ καθορισμένων ορίων. Αυτό το στοιχείο, ειδικά σε ποσοστά μεταξύ 0,15-0,3%, ελαχιστοποιεί την ευαισθησία των χαλύβων στην ευθραυστοποίηση μετά την επαναφορά. Πρόκειται για ισχυρά καρβιδιογόνο στοιχείο που αυξάνει ταυτόχρονα και την εμβαιπτότητα των χαλύβων. Τα καρβίδια του μολυβδαίνιου σχηματίζονται κατά την επαναφορά μετά τη βαφή και προκαλούν την δευτερογενή σκλήρυνση του χάλυβα. Το μολυβδαίνιο καθυστερεί το μετασχηματισμό του ωστενίτη σε περλίτη πολύ περισσότερο σε σχέση με το μετασχηματισμό του ωστενίτη σε μπαινίτη. Έτσι, ο μπαινίτης μπορεί να παραχθεί από τη συνεχή ψύξη χαλύβων που περιέχουν

μολυβδαίνιο. Στους χάλυβες με χαμηλά ποσοστά σε Si, η προσθήκη μολυβδαινίου μπορεί να οδηγήσει σε μηχανικές ιδιότητες παρόμοιες με χάλυβες που έχουν υψηλά ποσοστά Si και γι' αυτό χρησιμοποιείται για αντικατάσταση του τελευταίου όταν αυτό απαιτείται.

W, V, Ti, Nb: Πρόκειται για καρβιδιογόνα στοιχεία, τα οποία αποτελούν στοιχεία μικροκραμάτωσης και συντελούν στην αύξηση της σκληρότητας και της αντοχής με τον σχηματισμό καρβιδίων (TiC) και νιτριδίων (TiN). Βοηθάνε στον έλεγχο του μεγέθους των κόκκων σε υψηλές θερμοκρασίες (εκλέπτυνση κόκκου). Η παρουσία του Ti φαίνεται να επηρεάζει αρνητικά το κλάσμα όγκου του ωστενίτη, που η σταθερότητά του αποδίδεται στον εμπλουτισμό του σε C, διότι δεσμεύει τον C για τον σχηματισμό των καρβιδίων.

Άζωτο (N): Το άζωτο είναι μαζί με τον άνθρακα τα κραματικά στοιχεία παρεμβολής στους χάλυβες. Το άζωτο αυξάνει την σκληρότητα και την αντοχή, μειώνοντας ταυτόχρονα την ολκιμότητα. Χρησιμοποιείται στους χάλυβες εναζώτωσης για την αύξηση της επιφανειακής σκληρότητας. Στους πλήρως καθυστερημένους χάλυβες (αποξειδωση με Al) σχηματίζει διασπορά νιτριδίων AlN, τα οποία παρεμποδίζουν την ανάπτυξη των κόκκων.

Κοβάλτιο (Co): Το κοβάλτιο είναι το μοναδικό στοιχείο που μειώνει την εμβαπτότητα των χαλύβων, δεν σχηματίζει καρβίδια και έχει εν γένει μικρή επίδραση στην σκληρότητα του χάλυβα. Η κύρια δράση του είναι να παρεμποδίζει την αποκατάσταση των αταξιών και την ανάπτυξη των κόκκων κατά την ανόπτηση ή την επαναφορά του χάλυβα. Έτσι συμβάλει στην διατήρηση της μηχανικής αντοχής σε υψηλές θερμοκρασίες και χρησιμοποιείται σε ταχυχάλυβες, διαμορφωτικά εργαλεία, καθώς και σε πυρίμαχους χάλυβες (34), (35), (36).

1.5. Μετασχηματισμοί φάσεων στους χάλυβες

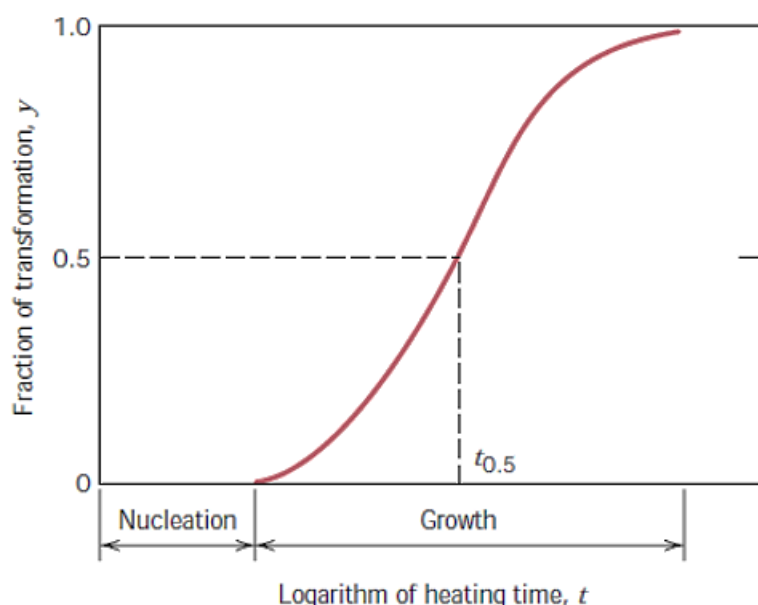
Από το μετασχηματισμό φάσεων μπορούν να προκύψουν διάφορες φυσικές ιδιότητες (μηχανικές, θερμοηλεκτρικές, μαγνητικές και άλλες). Για αυτό το λόγο απαιτείται εμβάθυνση των μηχανισμών που οδηγούν στις βασικές μικροδομές (38).

Οι μετασχηματισμοί των φάσεων διακρίνονται σε τρεις κατηγορίες.

- 1) Αυτούς, που εξαρτώνται από τη διάχυση χωρίς να μεταβάλλεται η χημική σύσταση των φάσεων ή το πλήθος τους (όπως είναι ο αλλοτροπικός μετασχηματισμός, η ανακρυστάλλωση και η στερεοποίηση)
- 2) Εκείνους, που εξαρτώνται πάλι από τη διάχυση των ατόμων όμως περιλαμβάνουν και αλλαγή στη χημική σύσταση των φάσεων ή/και στο πλήθος τους (όπως ο ευτηκτοειδής μετασχηματισμός του περλίτη)

3) Αυτούς, που δεν χαρακτηρίζονται από το φαινόμενο της διάχυσης και παράγουν μία μετασταθή φάση με συνεργασία μικρών μετατοπίσεων όλων των ατόμων της κρυσταλλικής δομής (π.χ μαρτενσιτικός μετασχηματισμός)

Στη δεύτερη περίπτωση, που είναι και η πιο συνηθισμένη, υπάρχει ανακατανομή των ατόμων, η οποία προκύπτει από το μηχανισμό της διάχυσης και πραγματοποιείται σε δύο στάδια. Το πρώτο είναι εκείνο της πυρήνωσης της νέας φάσης, η οποία ξεκινάει με μικρούς σταθερούς πυρήνες, που συνήθως σχηματίζονται στα όρια των αρχικών κόκκων (ομογενής) ή σε άλλα εγκλείσματα ή αδύναμα σημεία (ετερογενής). Για να ξεκινήσει αυτό το στάδιο πρέπει να ξεπεραστεί το εμπόδιο της ελεύθερης ενέργειας. Το δεύτερο στάδιο αποτελεί την ανάπτυξη της νέας φάσης εις βάρος της αρχικής (39).



Εικόνα 15: Διάγραμμα κλάσματος όγκου φάσης κατά το μετασχηματισμό. (40)

1.5.1. Μετασχηματισμός ωστενίτη – φερρίτη

Αυτός ο μετασχηματισμός προκύπτει από το διμερές διάγραμμα σιδήρου άνθρακα και αποτελεί το βασικό αλλοτροπικό μετασχηματισμό στους χάλυβες. Σε αυτόν συμβαίνει αλλαγή στην κρυσταλλική δομή και χαρακτηρίζεται εξ ολοκλήρου από μεταβολές, οι οποίες διέπονται από διάχυση.

Επειδή η ολοκλήρωση ενός διαχυτικού μετασχηματισμού στερεάς κατάστασης απαιτεί πάρα πολύ χρόνο (κυρίως στις χαμηλές θερμοκρασίες) για να ολοκληρωθεί, το σύστημα θεωρείται ότι πρακτικά παραμένει σε κατάσταση εκτός ισορροπίας (δηλ. απαιτείται άπειρος χρόνος ολοκλήρωσης μετασχηματισμού) (39).

Η τελική μικροδομή, που ακολουθεί μετά τον μετασχηματισμό μπορεί να διαφέρει ανάλογα τη χημική σύσταση του χάλυβα και το ρυθμό απόψυξης του

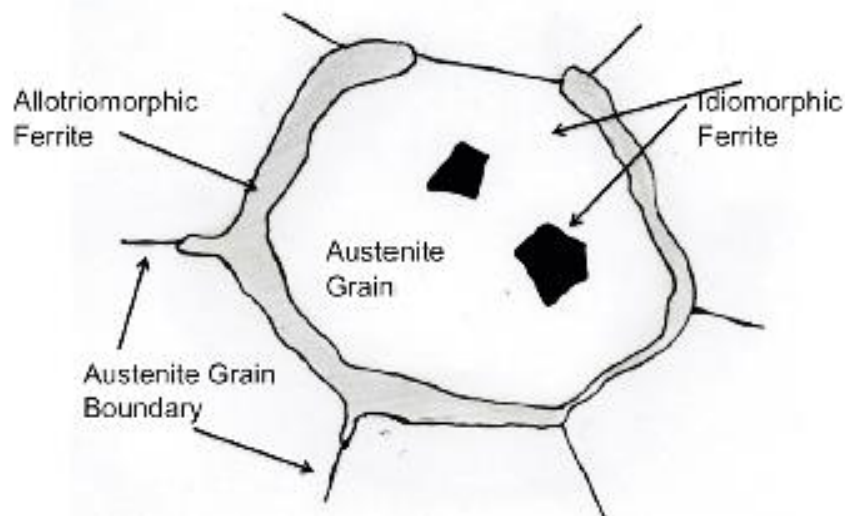
αρχικού ωστενίτη από τη μέγιστη θερμοκρασία, λαμβάνοντας διάφορες μορφές φερρίτη όπως είναι οι ακόλουθες.

1.5.2. Μορφολογίες φερρίτη

Αλλοτριόμορφος φερρίτης – Ιδιόμορφος φερρίτης

Ο αλλοτριόμορφος τείνει να πυρηνώνεται κατά μήκος της επιφάνειας του αρχικού κόκκου του ωστενίτη, σχηματίζοντας επίπεδα. Μπορεί να ονομάζεται αλλιώς και πολυγωνικός φερρίτης. Τα όρια των αρχικών ωστενιτικών κόκκων δρουν ως σημεία ετερογενούς πυρήνωσης για την έναρξη του μετασχηματισμού. Ως εκ τούτου, η ανάπτυξη αυτού του φερρίτη λαμβάνει χώρα κατά προτίμηση κατά μήκος του ορίου κόκκου, σε σύγκριση με την κατεύθυνση που είναι κάθετη προς το σύνορο κόκκων.

Αντίθετα, ο ιδιόμορφος έχει μορφή που αντιπροσωπεύει τη συμμετρία του κρυστάλλου του ωστενίτη. Πυρηνώνεται αρχικά μέσα στον κόκκο του ωστενίτη χωρίς επαφή με την επιφάνειά του, ετερογενώς σε μη μεταλλικά εγκλείσματα ή κατακρημνίσματα που περιέχονται στο χάλυβα. Ο κόκκος του ιδιόμορφου φερρίτη εμφανίζεται πολύπλευρος (γωνιώδης) σε σχέση με τον αλλοτριόμορφο που ακολουθεί το περίγραμμα του ωστενίτη όπως φαίνεται στην Εικόνα 16.



Εικόνα 16: Αναπαράσταση της πυρήνωσης του αλλοτριόμορφου και του ιδιόμορφου φερρίτη (6)

Και οι δύο αυτές μορφές φερρίτη αποτελούν διαχυσιακό μετασχηματισμό, δηλαδή δεν υπάρχει ατομική συσχέτιση μεταξύ του μητρικού και του παραγόμενου κρυστάλλου και ο ρυθμός ανάπτυξης είναι ελεγχόμενος είτε από τη διάχυση, είτε από την επιφάνεια, είτε και από τα δύο. Είναι απαραίτητη η θερμική ενεργοποίηση του μετασχηματισμού, που μπορεί να συμβεί μόνο σε υψηλές θερμοκρασίες (41), (42). Στο σύστημα Fe-C, η ανάπτυξη του αλλοτριόμορφου φερρίτη διέπεται από τον καταμερισμό του άνθρακα στον κόκκο του ωστενίτη μπροστά από τη διεπιφάνεια. Ωστόσο, με την παρουσία στοιχείων υποκατάστασης στο κράμα, ο διαχυσιακός μετασχηματισμός

ελέγχεται και από τη διάχυση των στοιχείων αυτών. Η κατάσταση αυτή είναι περίπλοκη, καθώς πρέπει να διατηρηθεί η τοπική ισορροπία στη διεπαφή. Ανακαλύφθηκε ότι κατά την πυρήνωση, ο αλλοτριόμορφος φερρίτης έχει προτιμητέα σχέση προσανατολισμού με τον έναν από τους δύο γειτονικούς κόκκους του αρχικού ωστενίτη, η οποία εκφράζεται από τη σχέση των Kurdjumov-Sachs (KS), όπου τα πυκνά πακέτα επιπέδων του ωστενίτη και του φερρίτη είναι παράλληλα και τα πυκνά πακέτα διευθύνσεων του ωστενίτη και του φερρίτη είναι παράλληλες μεταξύ τους.

$$\{111\}_\gamma \parallel \{110\}_\alpha \text{ και } \langle \bar{1}10 \rangle_\gamma \parallel \langle \bar{1}11 \rangle_\alpha$$

Μερικές φορές, μία μικρή απόκλιση από τα κοντινά πακέτα κατευθύνσεων έχει παρατηρηθεί σύμφωνα με τη σχέση προσανατολισμού των Nishiyama-Wasserman (NW):

$$\{111\}_\gamma \parallel \{110\}_\alpha \text{ και } \{0\bar{1}1\}_\gamma \parallel \{001\}_\alpha$$

Η παρουσία αυτών των σχέσεων προσανατολισμού, προκαλεί το σχηματισμό της ημισυνεκτικής φάσης του φερρίτη στα όρια του ωστενίτη και προκαλεί μείωση στην επιφανειακή ενέργεια που απαιτείται για την πυρήνωση του φερρίτη. Δείχνει επίσης ότι η ανάπτυξη του ωστενίτη στους γειτονικούς ωστενιτικούς κόκκους δεν ακολουθεί κάποια σταθερή σχέση προσανατολισμού, αλλά κάποιες συγκεκριμένες τυχαία. Η διεπαφή σε αυτόν τον τυχαίο προσανατολισμό έχει διαταραγμένα όρια και η ανάπτυξη σε βάρος του ωστενίτη είναι γρήγορη (42).

Widmanstätten φερρίτης

Αυτός ο τύπος φερρίτη έχει χαρακτηριστική 'βελονοειδής' μορφολογία. Συναντάται συχνότερα σε υποευτηκτοειδείς χάλυβες που ψύχονται απότομα από θερμοκρασία υψηλότερη της A_3 , καθώς η ωστενιτική φάση αρχίζει να μετασχηματίζεται σε φερρίτη. Εάν ο καθαρός ωστενίτης βρίσκεται σε υψηλή θερμοκρασία, ο κόκκος του θα είναι σχετικά μεγάλος. Έτσι όταν αρχίσει να σχηματίζεται ο πρώτος κόκκος φερρίτη με γρήγορη απόψυξη, αυτός θα πυρηνωθεί γύρω από τα όρια των μεγάλων ωστενιτικών κόκκων αλλά συγχρόνως και μέσα σε αυτούς. Ο φερρίτης αναπτύσσεται γρήγορα σε προτιμητέες κρυσταλλογραφικές διευθύνσεις και γίνεται επιμήκης με μορφή βελόνων ή πλακοειδής (43).

Με βάση τα σημεία πυρήνωσης του, μπορεί να χωριστεί σε δύο κατηγορίες.

Ο πρωτογενής Widmanstätten φερρίτης αναπτύσσεται άμεσα από τις επιφάνειες των κόκκων του ωστενίτη, οι οποίες πυρηνοποιούνται από τα ωστενιτικά ορίου κόκκων και χαρακτηρίζεται από το σχηματισμό λεπτού σφηνοειδούς σχήματος πλακιδίου. Ο δευτερογενής Widmanstätten φερρίτης πυρηνώνεται στα ημισυνεκτικά όρια διεπαφής μεταξύ ωστενίτη και φερρίτη και αναπτύσσεται από οποιοδήποτε αλλοτριόμορφο φερρίτη που μπορεί να υπάρχει στη μικροδομή. Μπορεί να σχηματιστεί σε θερμοκρασίες κοντά στη θερμοκρασία A_3 και ως εκ τούτου μπορεί να συμβεί με πολύ χαμηλή κινητικότητα

δύναμη (μόνο 50 J/mol^{-1}). Αυτή η δύναμη δεν είναι αρκετή για να υποστηρίξει την ανάπτυξη ενός πλακιδίου, γι' αυτό η ανάπτυξη συνεπάγεται τον ταυτόχρονο και συνεργατικό σχηματισμό ενός ζεύγους παρακείμενων αυτό-συντηρούμενων πλακιδίων φερρίτη (44). Αυτή η μορφή φερρίτη πιστεύεται πως σχηματίζεται βάση διατμησιακού μετασχηματισμού λόγω της αμετάβλητης μορφής των ορθών τάσεων που παρατηρήθηκε. Συνήθως σχηματίζεται σε θερμοκρασίες κάτω από τη θερμοκρασία σχηματισμού του αλλοτριόμορφου φερρίτη, ως εκ τούτου, η ανάπτυξη ακολουθεί μία λειτουργία εκτός ισορροπίας του ρυθμού μετασχηματισμού και ο ρυθμός ανάπτυξης ελέγχεται από τη διάχυση του άνθρακα στον ωστενίτη. Η πάχυνση των πλακών φερρίτη Widmanstätten καταστέλλεται από τα πεδία διάχυσης των γειτονικών πλακών. Το φαινόμενο αυτό αναφέρεται ως 'μαλακή πρόσκρουση' (42).



Εικόνα 17: Μορφολογία φερρίτη Widmanstätten (6)

Βελονοειδής φερρίτης- Μπαινιτικός Φερρίτης

Ο μηχανισμός σχηματισμού βελονοειδούς φερρίτη από ωστενίτη μοιάζει με εκείνον του ανώτερου μπαινίτη. Εμφανίζεται συνήθως σαν ένα σύμπλεγμα μικρών κόκκων που αναφέρεται χαρακτηριστικά ως μικροδομή 'basket weave'. Αυτό το είδος της ανάπτυξης φερρίτη, παρατηρείται τυπικά σε συγκολλήσεις όπου μία τέτοια μικροδομή προσαρμόζεται με σκοπό να επιτευχθεί υψηλή αντοχή και σκληρότητα, οι οποίες οφείλονται στην ύφανση αυτή των μικρών βελόνων μεταξύ τους. Η διαφορά του, συγκριτικά με τα άλλα είδη φερρίτη, βρίσκεται στις περιοχές όπου γίνεται η πυρήνωση της κάθε μικροδομής. Ο βελονοειδής αρχίζει να σχηματίζεται ετερογενώς μέσα στον κόκκο σε μη μεταλλικά εγκλείσματα της μήτρας. Σε περίπτωση απουσίας αυτών, παρατηρείται ο σχηματισμός μπαινιτικής μικροδομής (μπαινιτικού φερρίτη). Τόσο ο μπαινιτικός φερρίτης όσο και ο βελονοειδής, δείχνουν παρόμοια χαρακτηριστικά κατά το μετασχηματισμό τους και είναι ανταγωνιστικοί μεταξύ τους στην ανάπτυξη από τον ωστενίτη. Ειδικότερα, μια αύξηση στα όρια κόκκου του ωστενίτη φαίνεται να προωθεί το σχηματισμό του μπαινίτη έναντι του


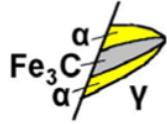
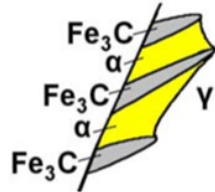
βελονοειδούς φερρίτη. Ο βελονοειδής φερρίτης χαρακτηρίζεται και αυτός από αμετάβλητη ορθή τάση, όπως έχει παρατηρηθεί στο μπαινίτη. Η ανάπτυξη του βελονοειδούς φερρίτη ακολουθεί τη σχέση προσανατολισμού με την ωστενιτική μήτρα που εκφράστηκε από τον KS-NW (42). Η μικροδομή του βελονοειδούς φερρίτη χαρακτηρίζεται από αυξημένη συχνότητα ορίων κόκκων με μεγάλη γωνία μεταξύ των γειτονικών πλακών. Μεγάλο κλάσμα όγκου βελονοειδούς φερρίτη επιτυγχάνεται με τη χρήση δύο σταδίων συνεχούς ψύξης (45), (46).

1.5.3. Περλιτικός Μετασχηματισμός

Ο περλίτης αναπτύσσεται και αυτός με τη βοήθεια της διάχυσης (διαχυσιακός μετασχηματισμός) και ολοκληρώνεται σε δύο φάσεις, την πυρήνωση και την ανάπτυξη.

• Η πυρηνοποίηση είναι ετερογενής, δηλαδή σχηματίζονται υπο-μικροσκοπικά σωματίδια (πυρήνες) νέας φάσης σε θέσεις συγκέντρωσης διαταραχών ή στα όρια κόκκων του ωστενίτη.

• Η ανάπτυξη εξελίσσεται βαθμιαία με αύξηση του μεγέθους των πυρήνων και του αριθμού των στρώσεων, εις βάρος του όγκου της μητρικής φάσης, είτε με πλευρική πυρήνωση νέων πυρήνων, είτε με διακλάδωση των υπαρχόντων πυρήνων (26).

		
<p style="text-align: center;">Στάδιο I</p> <ul style="list-style-type: none"> • Σχηματισμός πυρήνων σεμεντίτη στα όρια των κόκκων ωστενίτη. • Εκατέρωθεν κάθε πυρήνα δημιουργούνται ζώνες φτωχές σε άνθρακα. 	<p style="text-align: center;">Στάδιο II</p> <ul style="list-style-type: none"> • Εμφάνιση πυρήνων φερρίτη στις φτωχές σε C ζώνες που αναπτύσσονται παράλληλα προς τους πυρήνες Fe₃C. • Λόγω της μικρής διαλυτότητας του C μέσα στο φερρίτη, αυτός εκθλίβεται προς τα έξω και συμβάλλει στην ανάπτυξη ζωνών εμπλουτισμένων σε C. 	<p style="text-align: center;">Στάδιο III</p> <ul style="list-style-type: none"> • Δημιουργία νέων πυρήνων Fe₃C στις εμπλουτισμένες με C ζώνες. • Ταυτόχρονη ανάπτυξη σε μήκος των ήδη υφισταμένων ζωνών. • Επανάληψη της διαδικασίας των προηγούμενων σταδίων.

Εικόνα 18: Στάδια περλιτικού μετασχηματισμού συνοπτικά και σχηματικά (26)

Ο συνολικός μηχανισμός του περλιτικού μετασχηματισμού εξελίσσεται και ολοκληρώνεται σε 3 στάδια, όπως περιγράφεται παρακάτω:

Ο περλίτης εφόσον δεν αποτελεί ανεξάρτητη φάση απαιτεί την φύτευση και των δύο φάσεων, που τον συνιστούν, ώστε στην συνέχεια να αναπτυχθεί. Η

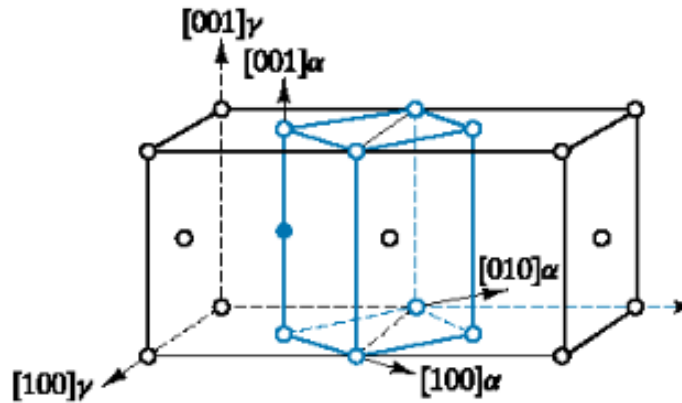
φύτρωση του περλίτη γίνεται πάντα στα όρια των κρυστάλλων του ωστενίτη και ξεκινάει με την φύτρωση του σεμεντίτη (α). Ο σχηματισμός ενός φύτρου σεμεντίτη καταναλώνει πολύ άνθρακα από τον κρύσταλλο του ωστενίτη (γ_2), με αποτέλεσμα τον σχηματισμό ενός φύτρου φερρίτη (β) σε επαφή με το φύτρο του σεμεντίτη. Τα σχηματιζόμενα φύτρα αναπτύσσονται υπό την μορφή πλακιδίων και πάντα σε επαφή μεταξύ τους στο εσωτερικό του ωστενιτικού κόκκου. Οι φάσεις (α) και (β) γεφυρώνουν ή διακλαδίζονται η μια πάνω στην άλλη, ώστε να εκμεταλλευτούν την ύπαρξη των εμπλουτισμένων ζωνών και το ευτηκτοειδές προϊόν επεκτείνεται κατά μήκος του ορίου κόκκων. Ταυτόχρονα το κάθε πλακίδιο αναπτύσσεται πλευρικά εντός του μητρικού κόκκου γ σε μια μη συνεκτική διεπιφάνεια. Κάθε πλακίδιο του σεμεντίτη και του φερρίτη καταναλώνει ή αποβάλλει αντίστοιχα άνθρακα από και προς τον κόκκο του ωστενίτη, με αποτέλεσμα αυτά να αναπτύσσονται συνεργατικά σε μια κοινή διεπιφάνεια με τη μητρική φάση γ . Κάθε τέτοια αποικία αποτελείται από δύο αλληλοδιεισδυόμενους μονοκρυστάλλους της φάσης (α) και (β), έχοντας μια σχέση κρυσταλλογραφικού προσανατολισμού η μία με την άλλη και με τον κόκκο γ από τον οποίο αναπτύσσονται αλλά όχι και με τον κόκκο γ στον οποίο αναπτύσσονται (47).

Κάθε αναπτυσσόμενο πλακίδιο βρίσκεται σε επαφή από την μία του παρειά με ένα πλακίδιο της δεύτερης φάσης και από την άλλη παρειά με τον κρύσταλλο του ωστενίτη. Οι παρειές που είναι σε επαφή με τον ωστενίτη αποτελούν ιδανικά σημεία για τον σχηματισμό νέων φύτρων της δεύτερης φάσης λόγω της διαφοράς στην περιεκτικότητα του άνθρακα που δημιουργείται τοπικά στον κόκκο του ωστενίτη. Στην συνέχεια ακολουθεί η ανάπτυξη τους (35).

Χαρακτηριστικό γνώρισμα του περλίτη είναι ότι η διάχυση στην επιφάνεια μπορεί να είναι ταχύτερη και υπάρχουν μοντέλα για την ανάπτυξη του περλίτη, που περιλαμβάνουν τον έλεγχο της διάχυσης στα όρια όπου η περίσσεια άνθρακα χωρίζεται σε ωστενίτη και καθώς ο φερρίτης μεγεθύνεται, απορροφάται από τον παρακείμενο σεμεντίτη (48).

1.5.4. Μαρτενσιτικός Μετασχηματισμός

Ο μαρτενσίτης στους χάλυβες είναι μία μετασταθής χωροκεντρωμένη τετραγωνική φάση που θεωρείται υπέρκορεσμένο στερεό διάλυμα άνθρακα σε χωροκεντρωμένο φερρίτη. Τα άτομα του άνθρακα παραμένουν στη θέση τους (οκταεδρικές θέσεις) σε προτιμητέες θέσεις εντός του μαρτενσίτη, οδηγώντας στην τετραγωνικότητα της φάσης. Κάθε άτομο άνθρακα και σιδήρου προσανατολίζεται ξαφνικά από το στερεό διάλυμα FCC του ωστενίτη στο BCT του μαρτενσίτη με μία προτιμητέα σχέση προσανατολισμού με τη μητρική φάση, ενώ τα διαφασικά όρια είναι ημισυνεκτικά. Στο παρακάτω σχήμα φαίνεται πώς τα άτομα του άνθρακα στις οκταεδρικές θέσεις της ενδροκεντρωμένης δομής, υιοθετούνται από τη μαρτενσιτική φάση κατά μήκος του μοναδιαίου τετραγωνικού πλέγματος, καθώς επίσης και η σχέση προσανατολισμού με τη μητρική φάση όπως εκφράζεται από τους Kurdjumov-Sachs. (47), (28), (26).



Εικόνα 19: Αναπαράσταση μαρτενσιτικού μετασχηματισμού από fcc σε BCT (49).

Με βάση τα Διαγράμματα TTT, οι προϋποθέσεις που πρέπει να πληρούνται για να σχηματιστεί μαρτενσίτης είναι οι ακόλουθες τρεις:

1. Ο μαρτενσίτης σχηματίζεται μόνο αν ο χάλυβας πριν την τάχιστη απόψυξη έχει ωστενιτική μικροδομή. Η θερμοκρασία της ωστενιτοποίησης ονομάζεται 'θερμοκρασία βαφής'.
2. Η ταχύτητα απόψυξης από την ωστενιτική κατάσταση πρέπει να είναι μεγαλύτερη από την ελάχιστη ταχύτητα απόψυξης, η οποία ονομάζεται 'κρίσιμη ταχύτητα μαρτενσιτικής βαφής'. Αυτή η ταχύτητα εξαρτάται από την περιεκτικότητα του χάλυβα σε κραματικά στοιχεία και το μέγεθος του κόκκου του ωστενίτη.
3. Η θερμοκρασία πρέπει να κατέβει κάτω από μια μέγιστη θερμοκρασία, χαρακτηριστική για κάθε χάλυβα, που ονομάζεται M_s . Τότε αρχίζει να μετασχηματίζεται ο πρώτος κόκκος ωστενίτη σε μαρτενσίτη. Ο μαρτενσιτικός μετασχηματισμός ολοκληρώνεται σε μία κατώτερη θερμοκρασία, η οποία ονομάζεται M_f . Αυτές οι χαρακτηριστικές θερμοκρασίες για κάθε χάλυβα, πέφτουν όσο αυξάνεται η περιεκτικότητα σε κραματικά στοιχεία. Αν η M_f βρίσκεται κάτω από τη θερμοκρασία περιβάλλοντος, τότε μπορεί να παραμείνει μία ποσότητα ωστενίτη που δεν έχει μετασχηματιστεί και ονομάζεται 'υπολειπόμενος ή παραμένων ωστενίτης' (10), (11), (50).

Μορφολογικά μπορεί να εμφανιστεί με τη μορφή πλακοειδούς μαρτενσίτη σε παράλληλες δέσμες πάχους 0,1μ, που περιέχουν μεγάλη ποσότητα διαταραχών, ή με τη μορφή βελονοειδούς μαρτενσίτη, όπου οι εσωτερικές περιοχές δεν είναι παράλληλες, αλλά παρουσιάζουν απόλυτα καθορισμένες γωνίες. Σε χάλυβες με λιγότερο από 0,4% κ.β. ποσοστό άνθρακα, ο μαρτενσίτης έχει την μορφή λωρίδων, ενώ σε χάλυβες με περισσότερο από 0,6% κ.β. ποσοστό άνθρακα, ο μαρτενσίτης έχει την μορφή πιο λεπτών πλακιδίων. Σε χάλυβες με περιεχόμενο άνθρακα μεταξύ 0,4 και 0,6% κ.β., παρατηρούνται φακοειδείς λωρίδες και λεπτά πλακίδια.

Ο μαρτενσιτικός μετασχηματισμός είναι καθαρά μη διαχυσιακός, δηλαδή διατμητικός, διότι για τις μαρτενσιτικές αντιδράσεις, το φράγμα προς φύτρωση

είναι πολύ μεγάλο. Δεν χρειάζεται θερμική ενεργοποίηση, γι' αυτό το λόγο ο μετασχηματισμός αυτός λέγεται αθερμικός. Η μαρτενσιτική αντίδραση δεν εξαρτάται από το χρόνο (39). Ο μετασχηματισμός πραγματοποιείται με την κίνηση μίας μοναδικής διεπιφάνειας κατά μήκος της βελόνας. Η αλλαγή σχήματος σε αυτή την περίπτωση είναι ιδανική, αφού δεν υπάρχουν εξωτερικοί παράμετροι που να εμποδίζουν τη διάτμηση πλέγματος και η διεπιφάνεια μετασχηματισμού μπορεί να διαδοθεί ανεμπόδιστη. Με αυτό τον τρόπο, οι φακοί του μαρτενσίτη φυτρώνουν στο εσωτερικό της μητρικής φάσης και κατά μήκος διαδεδομένων κρυσταλλικών επιπέδων αυτής. Όσο αυξάνεται το ποσοστό της φάσης του μαρτενσίτη, τόσο μειώνεται το μέσο μέγεθος του μαρτενσιτικού πλακιδίου.

Οι συνθήκες που πρέπει να ικανοποιούνται, ώστε να συμβεί η παραμόρφωση μορφής είναι η ομογενής παραμόρφωση του κρυσταλλικού πλέγματος σε συνδυασμό με μία συμπληρωματική παραμόρφωση ή παραμόρφωση αμετάβλητου πλέγματος, που πραγματοποιείται με ολίσθηση αταξιών ή με σχηματισμό διδυμιών στον κρύσταλλο του μαρτενσίτη, χωρίς να μεταβάλλεται η κρυσταλλική του δομή και μία μικρή περιστροφή άκαμπτου στερεού σώματος που προκύπτει από τη σύζευξη της μετασχηματιζόμενης περιοχής στην ωστενιτική περιοχή (26), (51), (52), (53), (47).

Ο χάλυβας στον οποίο έχει σημειωθεί μαρτενσιτικός μετασχηματισμός παρουσιάζει δραματική αύξηση της σκληρότητας. Αυτό οφείλεται σε μεγάλο βαθμό στην παρουσία ατόμων C σε θέσεις παρεμβολής στο BCT κρυσταλλικό πλέγμα του μαρτενσίτη. Ο άνθρακας καταλαμβάνει τις ίδιες θέσεις παρεμβολής στον ωστενίτη και στο μαρτενσίτη. Όμως, ενώ στον ωστενίτη προκαλεί συμμετρικές παραμορφώσεις, στο μαρτενσίτη προκαλεί παραμορφώσεις, που είναι κατ' εξοχήν αίτιο για την ισχυροποίηση του στερεού διαλύματος (26).

Η σχέση προσανατολισμού του μαρτενσίτη με τον αρχικό ωστενίτη εκφράζεται, σύμφωνα με έρευνα των Zhang και Kelly (54), ως εξής:

$$(111)_\alpha \parallel (101)_f, [1\bar{1}0]_\alpha \text{ } 2,5^\circ \pm 2^\circ \text{ από } [1\bar{1}\bar{1}]_b.$$

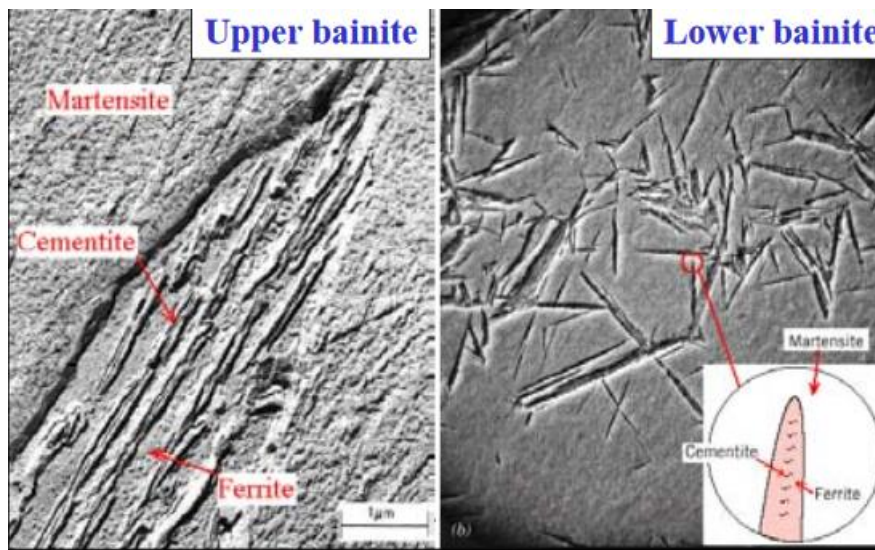
1.5.5. Μπαινιτικός Μετασχηματισμός

Ο μπαινιτικός μετασχηματισμός συνδυάζει στοιχεία διαχυσιακού και διατμησιακού χαρακτήρα και σχηματίζεται στην ενδιάμεση θερμοκρασιακά περιοχή από αυτές του περλίτη και του μαρτενσίτη, αν και στη μορφή του ίσως μοιάζει με επαναφερμένο μαρτενσίτη.

Ο Edgar C. Bain το 1930 ήταν ο πρώτος που ονόμασε έτσι την διαφορετική μικροδομή που είχε ήδη παρατηρηθεί από το 1912, χωρίς όμως να την έχει αναλύσει σε βάθος. Αργότερα το 1939 ο Robert Franklin Mehl, διαχώρισε το μπαινίτη σε ανώτερο (400-500°C) και κατώτερο (250-400°C).

Στον ανώτερο μπαινίτη, η μορφολογία του σεμεντίτη εξαρτάται από την περιεκτικότητα του χάλυβα σε άνθρακα. Αποτελείται από γειτονικούς μακρόστενους κόκκους φερρίτη με ανώμαλα περατωτικά όρια, τα οποία συμπλέκονται και δίνουν τη μορφή 'φερού'. Σε χάλυβες με υψηλό ποσοστό άνθρακα, ο σεμεντίτης σχηματίζει συνεχείς λεπτές λωρίδες που διαχωρίζουν τα πλακίδια του φερρίτη. Όταν όμως η περιεκτικότητα σε άνθρακα είναι χαμηλή, τότε σχηματίζονται μικρά σωματίδια σεμεντίτη. Ο άνω μπαινίτης αναπτύσσεται σε ομάδες παράλληλων πλακιδίων που ονομάζονται μπαινιτικές δεσμίδες (bainite sheaves).

Ο κατώτερος μπαινίτης μοιάζει αρκετά με το μαρτενσίτη. Στον κατώτερο μπαινίτη σχηματίζεται σεμεντίτης τόσο μέσα στα πλακίδια του μπαινιτικού φερρίτη όσο και μεταξύ των πλακιδίων αυτών, με απ' ευθείας καθίζηση από τον ωστενίτη. Οι κόκκοι του φερρίτη είναι στενόμακροί, πολύ λεπτοί και βελονοειδείς, διατεταγμένοι πολλοί μαζί σε 'πακέτα'. Γενικά η διασπορά του σεμεντίτη είναι λεπτότερη στον κατώτερο μπαινίτη και το γεγονός αυτό εξηγεί την μεγαλύτερη ολκιμότητα του κατώτερου μπαινίτη σε σχέση μ' αυτήν του ανώτερου μπαινίτη (55), (50), (49).



Εικόνα 20: Μορφολογίες σε μικροσκόπιο από ανώτερο και κατώτερο μπαινίτη αντίστοιχα (56).

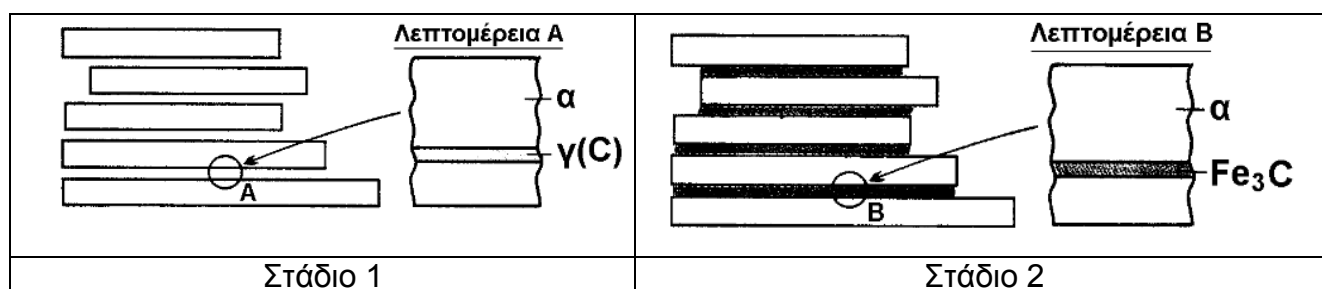
Αυτό το συστατικό μπορεί να αποτελείται από φερρίτη, καρβίδια και υπολειπόμενο ωστενίτη, όπως και ο περλίτης, όμως ο φερρίτης σχηματίζεται με διάτμηση του κρυσταλλικού πλέγματος, όπως ο μαρτενσίτης, που συνοδεύεται από διάχυση των ατόμων του άνθρακα σε μικρή απόσταση εμπλουτίζοντας έτσι τον ωστενίτη με ανακατανομή των ατόμων άνθρακα, συνήθως ακολουθούμενος από κατακρήμνιση καρβιδίων από τον υπέρκορο φερρίτη ή ωστενίτη. Όσο αυξάνει ο ρυθμός απόψυξης, η περλιτική μικροδομή γίνεται πιο λεπτομερής και ακαθόριστη, δημιουργώντας πιο λεπτόκοκκη μικροδομή με κατακρημνίσματα σεμεντίτη. Ωστόσο υπάρχει μια συνεχής

συζήτηση για το εάν οι κόκκοι φερρίτη με μορφή «πακέτων» δημιουργούνται χωρίς την παρουσία διάχυσης με πολύ γρήγορο μαρτενσιτικό μετασχηματισμό, από τα οποία, στη συνέχεια, ο άνθρακας διαχέεται, αφήνοντας πίσω φερρίτη, ή αν σταδιακά υπάρχει συμμετοχή της διάχυσης σε όλο το μήκος του. Οι απόψεις δίστανται, αλλά φαίνεται ότι εκείνοι που υποστηρίζουν πως υπερισχύει ο διαχυσιακός μετασχηματισμός, είναι περισσότεροι (41).

Σύμφωνα με ερευνητές που έκαναν ποσοτική ανάλυση στο μπαινίτη, η μερική πυρήνωση που συνδέεται με την ανάπτυξη του φερρίτη είναι πιο ευνοϊκή, με την προϋπόθεση μιας υψηλότερης συγκέντρωσης σε άνθρακα και μίας χαμηλότερη θερμοκρασίας αντίδρασης. Αυτή η μερική πυρήνωση θεωρείται υπεύθυνη για τις ποικίλες διατάξεις των λεπτών κατασκευαστικών μονάδων μέσα σε ένα πλακίδιο ή βελόνα μπαινίτη. Τα νέα πλακίδια θα διαταχθούν παράλληλα στα αρχικά με τα οποία μοιράζονται παρόμοιο κρυσταλλογραφικό προσανατολισμό. Σε αυτήν την περίπτωση η σχηματιζόμενη λεπτοκρυσταλλική μικροδομή αποτελείται από σχεδόν παράλληλα μικρότερα πλακίδια ή/και υπομονάδες, και έτσι σχηματίζεται ο ανώτερος μπαινίτης (44).

Η μορφολογία του ανώτερου μπαινίτη εξαρτάται από το ποσοστό του χάλυβα σε άνθρακα και σχηματίζεται στα δύο ακόλουθα στάδια:

- 1) Γίνεται αρχικά πυρήνωση και ανάπτυξη λεπτών πλακιδίων φερρίτη (α φάσης) που φυτρώνουν είτε στα όρια των κόκκων του ωστενίτη είτε εντός των κόκκων του μητρικού ωστενίτη, εμπλουτίζοντάς τον παράλληλα με άνθρακα και καθιστώντας τον υπερκορεσμένο.
- 2) Καθώς εμπλουτίζεται ο ωστενίτης σε άνθρακα, δημιουργούνται κατακρημνίσματα σεμεντίτη μεταξύ των πλακιδίων του φερρίτη, δηλαδή φυτρώνουν στη διεπιφάνεια φερρίτη-ωστενίτη (26).

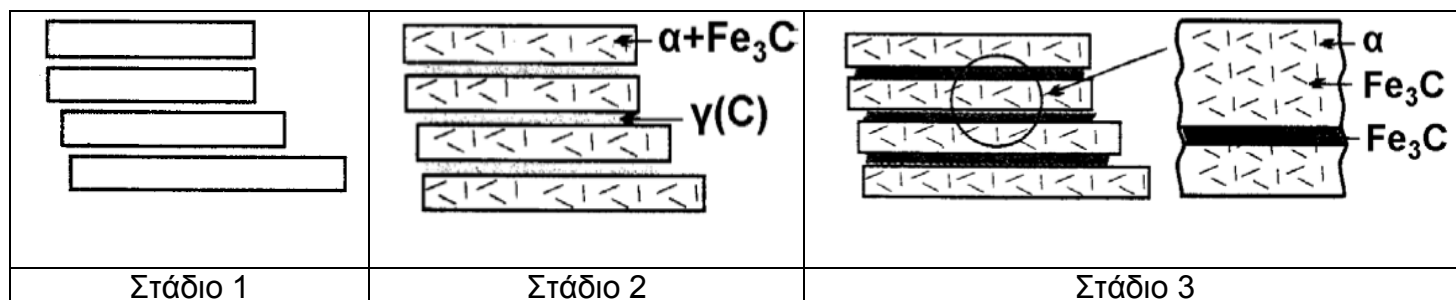


Εικόνα 21: Σχηματική αναπαράσταση σταδίων μετασχηματισμού του ανώτερου μπαινίτη (26).

Όσο χαμηλότερη είναι η θερμοκρασία ή όσο υψηλότερο το ποσοστό σε άνθρακα, τόσο λεπτότερα είναι τα φερριτικά πλακίδια και τα καρβίδια σχηματίζουν περισσότερο συνεχές φιλμ στα φερριτικά υπό-όρια (47).

Ο μηχανισμός σχηματισμού του κατώτερου μπαινίτη και η μορφολογία του είναι σχετικά ανεξάρτητα της περιεκτικότητας του χάλυβα σε άνθρακα, συγκριτικά με τον ανώτερο μπαινίτη και ακολουθεί τα παρακάτω τρία στάδια:

- 1) Πρώτα γίνεται η πυρήνωση και η ανάπτυξη λεπτών πλακιδίων φερρίτη (α φάσης) στην ωστενιτική περιοχή σε καθορισμένες προτιμητέες διευθύνσεις μέσα στα οκταεδρικά επίπεδα του εδροκεντρωμένου πλέγματος FCC, έπειτα από διάτμηση του κρυσταλλικού πλέγματος του ωστενίτη. Λόγω της ελαττούμενης διαχυσιμότητας του άνθρακα σε αυτήν την θερμοκρασιακή περιοχή, τα φερριτικά πλακίδια είναι πολύ λεπτά.
- 2) Στη συνέχεια συμβαίνει κατακρήμνιση σεμεντίτη μέσα στο φερρίτη, ενώ ταυτόχρονα εμπλουτίζεται η ωστενιτική φάση σε άνθρακα, όμως σε μικρότερο ποσοστό απ' ότι στον ανώτερο μπαινίτη. Η συγκέντρωση του άνθρακα στη διεπιφάνεια φερρίτη-ωστενίτη, δημιουργεί υπερκορεσμό στον ωστενίτη σε μία 'υπερκορεσμένη' ζώνη
- 3) Τέλος, ο εμπλουτισμός του ωστενίτη σε άνθρακα οδηγεί στην κατακρήμνιση σεμεντίτη μεταξύ των φερριτικών πλακιδίων σε αυτήν την υπερκορεσμένη ζώνη. Η θέση του μέγιστου υπερκορεσμού βρίσκεται στη διεπιφάνεια και η φύτρωση του καρβιδίου πραγματοποιείται κατά μήκος του μετώπου των φερριτικών πλακιδίων (47), (26).



Εικόνα 22: Σχηματική αναπαράσταση των σταδίων του μετασχηματισμού του κατώτερου μπαινίτη (26).

Η τυπική διφασική μορφολογία του ανώτερου μπαινίτη είναι ως 'πακέτο' βελόνων και του κατώτερου μπαινίτη ως 'πακέτο' πλακών. Ωστόσο, υπάρχουν ορισμένες μεταβατικές μορφολογίες, που υποδεικνύουν ότι από τον ανώτερο μπαινίτη στον κατώτερο, οι μορφολογίες αλλάζουν βαθμιαία και δεν υπάρχει ουσιώδης διαφορά μεταξύ τους (44).

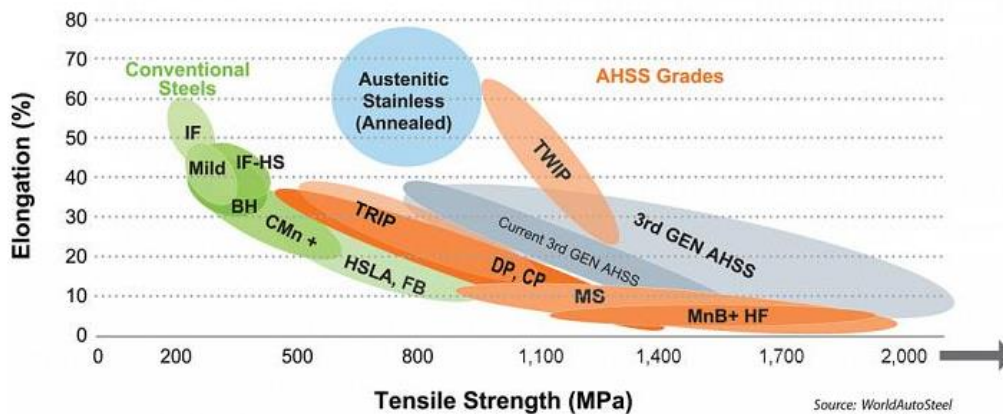
Ο μπαινίτης μπορεί να σχηματιστεί από τον ωστενίτη με διάφορες θερμικές κατεργασίες. Συνήθως χρησιμοποιείται θερμομηχανική κατεργασία (θερμή έλαση) ακολουθούμενη από συνεχή απόψυξη, ενώ οι περισσότερες μελέτες εφαρμόζουν ισοθερμοκρασιακό μετασχηματισμό.

Η λεπτομερής μικροδομή σε συνδυασμό με τα μικρά κατακρημνίσματα δίνουν στο μπαινίτη υψηλή σκληρότητα, ενώ εξακολουθεί να επιτρέπει κάποια κίνηση διαταραχών, διατηρώντας κάποια ολκιμότητα. Αυτές οι ιδιότητες μπορούν να προσδοθούν και στον μαρτενσίτη με επαναφορά, όμως είναι πιο ασύμφορο οικονομικά. Επιπλέον, δεν ψαθυροποιείται σε χαμηλές θερμοκρασίες και έχει καλές αντοχές στην κόπωση. Ο συνδυασμός αυτών των ιδιοτήτων, λοιπόν, τον καθιστά χρήσιμο σε πολλών ειδών εφαρμογές (57), (58), (59).

Κεφάλαιο II: Βιβλιογραφική ανασκόπηση

II.1. Προηγμένοι Χάλυβες Υψηλής Αντοχής (Advanced High Strength Steels)

Τα τελευταία χρόνια, λόγω του ανταγωνισμού μεταξύ των μεταλλικών υλικών ως προς τις ιδιότητες και τις εφαρμογές τους, καθώς επίσης και των αυξανόμενων αναγκών παραγωγής, ιδιαίτερα στον τομέα της αυτοκινητοβιομηχανίας, έχει προκύψει η ανάγκη ανάπτυξης μίας νέας γενιάς χαλύβων με βελτιωμένες επιδόσεις: οι προηγμένοι χάλυβες υψηλής αντοχής (AHSS). Αυτοί χρησιμοποιούνται σε εφαρμογές, όπου απαιτείται ελαχιστοποίηση του βάρους, υψηλό όριο διαρροής (>300MPa) και θραύσης (>600MPa), με ικανοποιητική επιδεκτικότητα διαμόρφωσης και ενισχυμένη απορρόφηση ενέργειας σε περιπτώσεις δυναμικής καταπόνησης. Η αυξημένη ικανότητα διαμόρφωσης, τούς επιτρέπει μεγαλύτερη πολυπλοκότητα, η οποία οδηγεί σε λιγότερα επιμέρους τμήματα και μεγαλύτερη ευελιξία παραγωγής (λιγότερα εξαρτήματα, λιγότερες συγκόλλησεις). Ανάλογα με το σχεδιασμό, η υψηλότερη αντοχή μπορεί να μεταφραστεί σε καλύτερη απόδοση σε κόπωση και συντριβή, με παράλληλη διατήρηση ή ακόμα και μείωση του πάχους. Διάφορες κατηγορίες τέτοιων χαλύβων θα αναφερθούν παρακάτω και είναι οι: διφασικοί (DP), οι πλαστικότητας εκ μετασχηματισμού (TRIP), οι σύνθετης μικροδομής (CP), οι μαρτενσιτικοί (MART) και οι βαφής και διαφορισμού (Q&P) (1), (60), (2), (61).



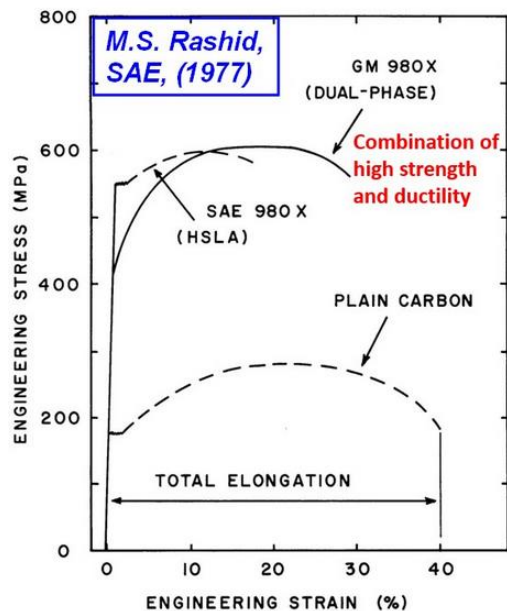
The most recently developed generations of AHSS are stronger than previous generations with similar elongation characteristics. Image courtesy of WorldAutoSteel.

Εικόνα 23: Διάγραμμα σύγκρισης μηχανικών ιδιοτήτων διάφορων τύπων προηγμένων χαλύβων (2).

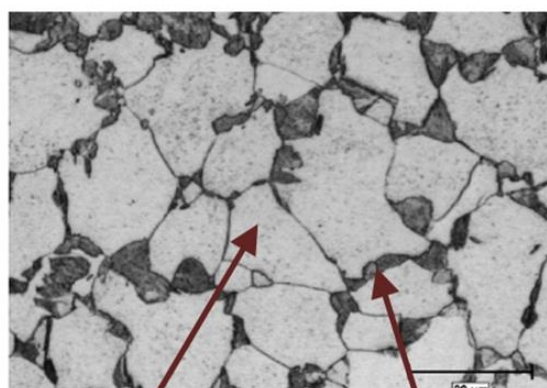
II.1.1. Dual Phase steels

Οι διφασικοί χάλυβες αποτελούνται από μία μαλακή συνεχή μήτρα φερρίτη, μέσα στην οποία είναι διεσπαρμένοι κόκκοι μαρτενσίτη, ο οποίος ως γνωστόν είναι μία σκληρή και εύθραυστη μεταλλουργική φάση. Η φερριτική μήτρα

αποτελείται, κυρίως, από καθαρό σίδηρο και δίνει στο χάλυβα υψηλή ολκιμότητα, ενώ η ύπαρξη του μαρτενσίτη σε ποσοστό 10-40% είναι υπεύθυνη για την υψηλή αντοχή σε εφελκυσμό. Το όριο θραύσης φτάνει τα 500-1200 MPa. Ανάλογα το ποσοστό του μαρτενσίτη στη μήτρα οι χάλυβες, που θα προκύψουν, μπορεί να έχουν διαφορετικά επίπεδα αντοχής.



Dual phase steel microstructure



Ferrite

Martensite

Εικόνα 24: Πίνακας μηχανικών ιδιοτήτων τυπικού διφασικού χάλυβα και η αντίστοιχη μικροδομή του (62).

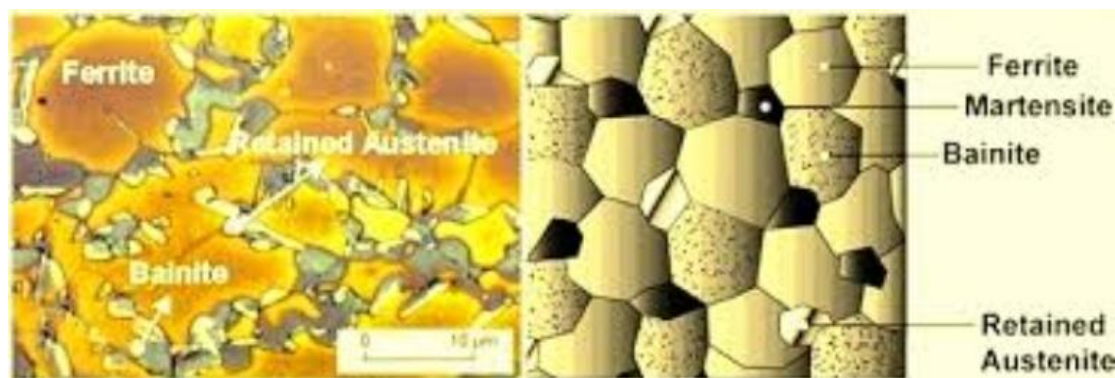
Ακόμα, είναι χάλυβες χαμηλού ποσοστού σε άνθρακα (0.05-0.2%κ.β.), που συνήθως περιέχουν Mn, Si και άλλα στοιχεία σε μικρότερα ποσοστά (όπως Cr, Mo, V, Nb). Για να παραχθεί όμως ο μαρτενσίτης δεν αρκεί να αλλάζει απλά η σύσταση του χάλυβα, αλλά χρειάζεται και ελεγχόμενη ψύξη με αυστηρούς ελέγχους της διαδικασίας, για να επιτευχθεί η επιθυμητή ισορροπία στα κλάσματα όγκου φερρίτη-μαρτενσίτη. Σαν αποτέλεσμα της μαλακής μήτρας, οι DP, διατηρούν τη διαμορφωσιμότητά τους κατά τη διάρκεια μίας δοκιμής εφελκυσμού και διανέμουν καλύτερα τις τάσεις μέσα στο υλικό για ομοιόμορφη επιμήκυνση και αυξημένο ρυθμό εργοσκήρυσης. Επομένως, βασικό χαρακτηριστικό αυτών των χαλύβων είναι η ενισχυμένη απορρόφηση της ενέργειας, σε συνδυασμό με την ισορροπία σκληρότητας-ολκιμότητας. Για μια δεδομένη τιμή αντοχής διαρροής, η αντοχή των διφασικών χαλύβων στον εφελκυσμό είναι αρκετά υψηλή και ενισχύει την απόδοση σε συντριβή και κόπωση.

Οι διφασικοί μπορούν να προέρχονται από θερμή ή ψυχρή διαμόρφωση. Στην περίπτωση της θερμής έλασης, η ψύξη γίνεται προσεκτικά και ελεγχόμενα ώστε να παραχθεί η φερριτική-μαρτενσιτική δομή από τον ωστενίτη. Αν υφίσταται συνεχή ανόπτηση ή θερμή βύθιση, η τελική μικροδομή θα παραχθεί από μια διπλή φάση φερρίτη-ωστενίτη, που ψύχεται γρήγορα για να μετασχηματιστεί μέρος του ωστενίτη σε μαρτενσίτη (63).

Αυτοί οι προηγμένοι χάλυβες μπορούν να αναπτυχθούν με χαμηλό προς υψηλό όριο διαρροής (YS) και ανάλογη μέγιστη εφελκυστική αντοχή (UTS), επιτρέποντας ένα ευρύ φάσμα εφαρμογών. Οι DP χάλυβες με τα υψηλότερα επίπεδα αντοχής, χρησιμοποιούνται στην κλωβό ασφαλείας επιβατών, εμπρός και πίσω κατά μήκος σε ράγες, πυλώνες, ενισχύσεις πυλώνα, ράγες οροφής, ζάντες ψυχρής έλασης και εγκάρσια μέλη (64).

II.1.2. TRansformation Induced Plasticity steels

Οι χάλυβες TRIP περιέχουν διάσπαρτες σκληρές φάσεις μέσα σε μία φερριτική μήτρα, που προσδίδουν σε αυτούς γρήγορους ρυθμούς εργοσκλήρυνσης. Αυτό που διαφοροποιεί αυτούς τους χάλυβες και τους καθιστά μοναδικούς είναι το γεγονός ότι η σκληρή φάση μπορεί να είναι ένας συνδυασμός μαρτενσίτη, μπαινίτη και υπολειπόμενου ωστενίτη.



Εικόνα 25: Τυπική μικροδομή χαλύβων TRIP (65).

Οι TRIP έχουν υψηλή περιεκτικότητα σε άνθρακα για τη σταθεροποίηση του μετασταθούς ωστενίτη σε θερμοκρασία περιβάλλοντος. Περιλαμβάνουν συχνά πυρίτιο ή/και αλουμίνιο, για να επιταχυνθεί ο σχηματισμός φερρίτη/μπαινίτη και να ελαχιστοποιηθεί ο σχηματισμός καρβιδίων (63). Ο μετασταθής ωστενίτης μπορεί να μετασχηματιστεί σταδιακά σε μαρτενσίτη με την επιβολή μηχανικών τάσεων. Αυτό οδηγεί σε μια μεταβολή του όγκου και του σχήματος εντός της μικροδομής, απορροφώντας την ενέργεια της τάσης και αυξάνοντας την ολκιμότητα. Αυτή η ιδιότητα επιτρέπει υψηλά επίπεδα εργοσκλήρυνσης τοπικά, καθώς ταυτόχρονα αυξάνεται η επιβαλλόμενη τάση. Αυτό είναι και το βασικό πλεονέκτημα των χαλύβων TRIP έναντι των DP. Η ελάχιστη τιμή τάσης, που απαιτείται για το μετασχηματισμό του υπολειπόμενου ωστενίτη σε μαρτενσίτη, μπορεί να ρυθμιστεί ανάλογα το ποσοστό του άνθρακα, το μέγεθος, τη μορφολογία του ή τη σύσταση του κράματος. Εάν χρησιμοποιούνται χαμηλότερα επίπεδα άνθρακα, ο μετασχηματισμός αρχίζει νωρίτερα, με αποτέλεσμα την εξαιρετική επιδεκτικότητα διαμόρφωσης και την κατανομή των τάσεων στα επίπεδα αντοχής που παράγονται. Σε υψηλότερα ποσοστά άνθρακα, ο υπολειπόμενος ωστενίτης είναι πιο σταθερός και παραμένει έως ότου επιτευχθούν υψηλότερα επίπεδα παραμόρφωσης πέραν εκείνων της διαδικασίας σχηματισμού. Ο μετασχηματισμός σε μαρτενσίτη συμβαίνει κατά τη διάρκεια της παραμόρφωσης, όπως σε ένα συμβάν συντριβής αυτοκινήτου,

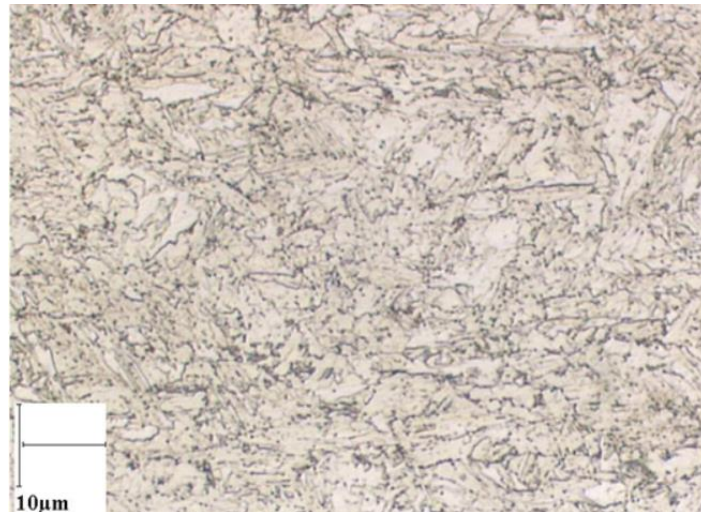
και παρέχει μεγαλύτερη απορρόφηση της ενέργειας κρούσης. Άλλοι παράγοντες που επίσης επηρεάζουν το μετασχηματισμό, συμπεριλαμβανομένων των ειδικών συνθηκών της παραμόρφωσης, είναι ο ρυθμός της παραμόρφωσης, ο τρόπος παραμόρφωσης, η θερμοκρασία, και το αντικείμενο που προκαλεί την παραμόρφωση (63), (2).

Η προσθήκη κραματικών στοιχείων που απαιτείται για να δημιουργηθεί το λεγόμενο 'φαινόμενο TRIP' κάνει τις σημειακές συγκολλήσεις πιο δύσκολες σε σύγκριση με των DP χαλύβων. Αυτό μπορεί να αντιμετωπιστεί με τροποποιημένους κύκλους συγκόλλησης. Η αστοχία θα επέλθει στο πιο λεπτό τμήμα του υλικού. Όσο μεγαλύτερη η δυνατότητα εργοσκήρυσης, τόσο συνθετότερα εξαρτήματα με πολύπλοκα σχήματα μπορούν να σχηματιστούν με αυτούς τους χάλυβες (2), (60). Σαν αποτέλεσμα των υψηλών ποσοστών εργοσκήρυσης, οι χάλυβες αυτοί έχουν εξαιρετική ικανότητα διαμόρφωσης και υψηλή ελαστικότητα με καλή ικανότητα κάμψης και αντίστασης στην έναρξη λαιμού κατά τον εφελκυσμό. Αυτές οι ιδιότητες, ωστόσο, περιορίζουν την τοπική επιμήκυνση και την αντοχή ελαστικότητας στις γωνίες. Οι ρωγμές λόγω διάτμησης μεταξύ των διεπιφανειών του όλκιμου φερρίτη και του σκληρού μαρτενσίτη, λειτουργούν ως εμπόδια και μειώνουν τα όρια επέκτασης των αστοχιών στις άκρες των χαλύβων. Μπορεί όμως να παρουσιαστεί κακή αντίσταση στη σημειακή συγκόλληση λόγω κραμάτωσης και αντιμετωπίζεται με τροποποιημένους κύκλους συγκόλλησης (για παράδειγμα, χρησιμοποιώντας αραίωση ή παλλόμενη συγκόλληση).

Συνήθως, οι TRIP χρησιμοποιούνται στις μπάρες προστασίας του αυτοκινήτου, στις κολώνες, τα κατά μήκος δοκάρια, τις ενισχύσεις των πυλώνων και των προφυλακτήρων και γενικά σε όποιο σημείο απαιτείται αυξημένη παθητική ασφάλεια στο αμάξιμο (63).

II.1.3. Complex Phase steels

Οι χάλυβες πολύπλοκης μικροδομής περιέχουν μια πολύ λεπτόκοκκη μικροδομή με μήτρα φερρίτη/μπαινίτη και ένα χαμηλότερο κλάσμα όγκου από άλλες φάσεις (μαρτενσίτη, υπολειπόμενο ωστενίτη, περλίτη), που ενισχύεται περαιτέρω με μικρομερή κατακρημνίσματα άνθρακα ή αζώτου με νιόβιο, τιτάνιο, ή βανάδιο.



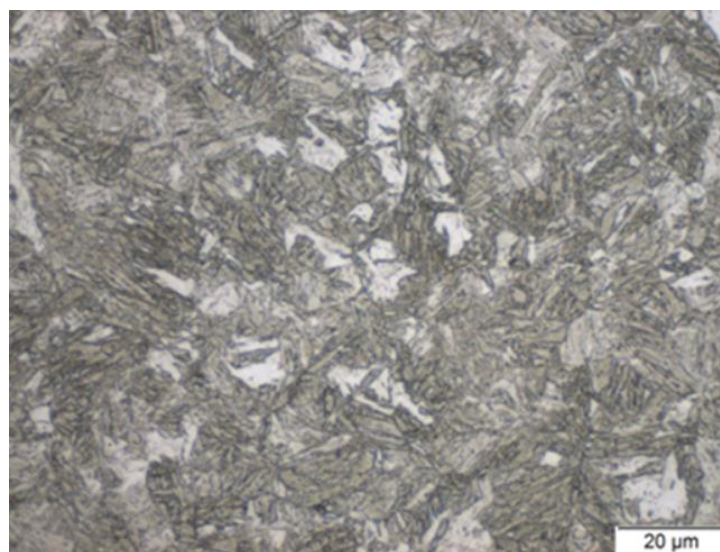
Εικόνα 26: Τυπική μικροδομή σύνθετου χάλυβα (63)

Η εκλέπτυνση της μικροδομής είναι απαραίτητη για την απόκτηση των επιθυμητών ιδιοτήτων και μπορεί να γίνει με ανακρυστάλλωση. Αυτή η μικροδομή δίνει στους χάλυβες υψηλό όριο διαρροής και υψηλή επιμήκυνση για αντοχή σε εφελκυσμό παρόμοια με DP χάλυβες. Οι CP χάλυβες έχουν καλά χαρακτηριστικά ενάντια στη φθορά και αντοχή σε κόπωση (63).

Αυτές οι ποιότητες χάλυβα χρησιμοποιούνται για τμήματα που απαιτούν υψηλή ικανότητα απορρόφησης ενέργειας, όπως οι προφυλακτήρες, οι αναρτήσεις, τα εξαρτήματα σασί και οι ενισχύσεις των πυλώνων.

II.1.4. MARTensitic steels

Οι μαρτενσιτικοί χάλυβες αποτελούνται από πλήρως μετασχηματισμένο ωστενίτη σε μαρτενσίτη. Η μήτρα του μαρτενσίτη που προκύπτει μπορεί να περιέχει μικρά ποσοστά λεπτομερούς φερρίτη ή/και μπαινίτη.



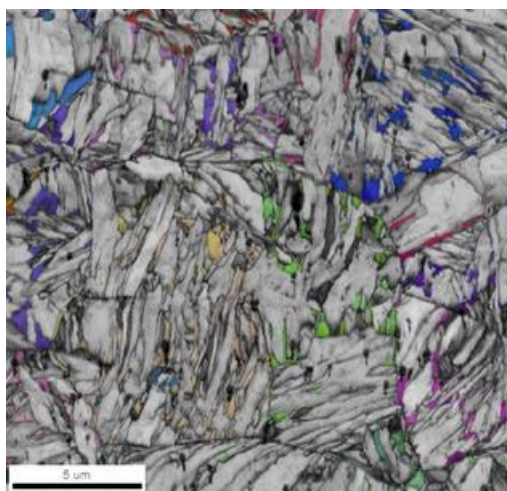
Εικόνα 27: Τυπική μικροδομή μαρτενσιτικού χάλυβα (63)

Η δομή αυτή σχηματίζεται από μια ταχεία ψύξη (βαφή), ακολουθούμενη από θερμή έλαση, και κάποια μετέπειτα θερμική κατεργασία (63). Ακόμα, αυτοί οι χάλυβες έχουν χαμηλές τιμές αντοχής σε εφελκυσμό (900-1500MPa). Πολύπλοκα σχήματα μπορούν να κατασκευαστούν με κατεργασία εν θερμώ και βαφή για χαμηλή περιεκτικότητα σε άνθρακα. Η ολκιμότητα μπορεί να βελτιωθεί με επαναφορά του μαρτενσίτη, επιτρέποντας την επαρκή ικανότητα διαμόρφωσης συγκριτικά με την πολύ υψηλή σκληρότητα. Με βάση το επιδιωκόμενο επίπεδο αντοχής και σκληρότητας, η περιεκτικότητα σε άνθρακα μπορεί να κυμαίνεται τυπικά από πολύ χαμηλά επίπεδα μέχρι 0,20%C. Το μαγγάνιο, πυρίτιο, χρώμιο, μολυβδαίνιο, βόριο, βανάδιο, νικέλιο αποτελούν επίσης κραματικές προσθήκες και χρησιμοποιούνται σε διάφορους συνδυασμούς, για να αυξηθεί η σκληρότητα με προσαρμογές στη διαδικασία συγκόλλησης.

Τυπικές εφαρμογές για μαρτενσιτικούς χάλυβες είναι εκείνες που απαιτούν υψηλή μηχανική αντοχή και καλή αντοχή στην κόπωση, με σχετικά απλές διατομές. Τέτοια παραδείγματα για μαρτενσιτικά μέρη είναι δοκάρια πόρτας, δοκοί οπλισμού προφυλακτήρα και ενισχύσεις μεσαίας γραμμής (2).

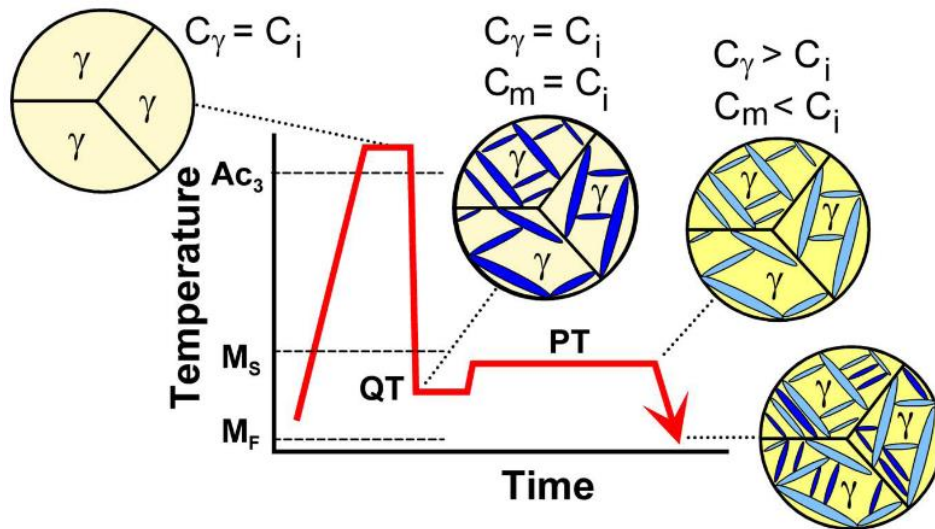
II.1.5. Quenched and Partitioned (Q&P) steels

Μία νέα θερμική επεξεργασία για την παραγωγή προηγμένων χαλύβων, που λαμβάνει αυξημένη προσοχή και έχει ακόμα σημαντικά περιθώρια εξέλιξης, είναι αυτή της 'βαφής και διαφορισμού'. Η μικροδομή που προκύπτει είναι ένα μίγμα μαρτενσίτη και υπολειπόμενου ωστενίτη με επιθυμητό συνδυασμό σκληρότητας (εφελκυστική τάση έως 1000MPa), ολκιμότητας (επιμήκυνση έως 20%) και αντοχής (66), (8).



Εικόνα 28: Τυπική μικροδομή χαλύβων Q&P με EBSD ανάλυση (66).

Η διαδικασία περιλαμβάνει βαφή του ωστενίτη κάτω από τη θερμοκρασία έναρξης του μαρτενσιτικού μετασχηματισμού (M_s), που ακολουθείται από μία κατεργασία καταμερισμού για τον εμπλουτισμό του υπόλοιπου ωστενίτη σε άνθρακα και τελικά τη σταθεροποίησή του σε θερμοκρασία δωματίου.



Εικόνα 29: Αναπαράσταση του θερμικού κύκλου ενός χάλυβα Q&P με την αντίστοιχη μικροδομή που σχηματίζεται σε κάθε στάδιο (67).

Χάλυβες με σημαντικές ποσότητες υπολειπόμενου ωστενίτη εμπλουτισμένου σε άνθρακα από 1,5% έως 1,7%, τυπικά παράγονται σε χαμηλές θερμοκρασίες οδηγώντας σε μικροδομές που περιέχουν 'μπαινίτη χωρίς καρβίδια'. Κραματικές προσθήκες όπως Si, Al ή P βοηθούν στην παρεμπόδιση της κατακρήμνισης σεμεντίτη, η οποία συνήθως συνοδεύει το μπαινιτικό μετασχηματισμό. Η διάχυση του άνθρακα έπειτα από βαφή συνήθως δεν υπολογίζεται ή θεωρείται αμελητέα, επειδή η θερμοκρασία κανονικά είναι πολύ χαμηλή και επειδή ο υπερκορεσμός του μαρτενσίτη σε άνθρακα συνήθως εξαλείφεται με έναν διαφορετικό μηχανισμό (δηλαδή κατακρήμνιση καρβιδίων κατά την ανόπτηση).

Πρόσφατα, ωστόσο, αναπτύχθηκε ένα μοντέλο για τον προσδιορισμό του διαφορισμού του άνθρακα στο μαρτενσίτη έπειτα από βαφή, υπό συνθήκες όπου καταστέλλονται ανταγωνιστικές αντιδράσεις, όπως σχηματισμός μπαινίτη, σεμεντίτη ή κατακρήμνιση καρβιδίων. Τα αποτελέσματα του μοντέλου υπό συνθήκες μη ισορροπίας προτείνουν μία νέα διαδικασία, με την οποία ο ωστενίτης σχηματίζεται σε υψηλή θερμοκρασία (είτε από πλήρη ωστενιτικό μετασχηματισμό, είτε από ενδιάμεση κρίσιμη θερμική κατεργασία), ακολουθούμενη από ψύξη σε θερμοκρασία ειδικά επιλεγμένη (μεταξύ της M_s και M_f) και για συγκεκριμένο χρόνο, για τον έλεγχο του κλάσματος όγκου του μαρτενσίτη και του υπολειπόμενου ωστενίτη, με βάση τις παραδοχές ότι επιτυγχάνεται ο πλήρης καταμερισμός του άνθρακα, και ότι δεν υπάρχει κατακρήμνιση καρβιδίων. Με κατάλληλη μεθοδολογία, βασισμένη σε θερμοδυναμικά δεδομένα, μπορεί να γίνει πρόβλεψη του ποσοστού του υπολειπόμενου ωστενίτη σε συνάρτηση της θερμοκρασίας βαφής (68).

Από τα βασικά πλεονεκτήματα των χαλύβων, που προκύπτουν από θερμική κατεργασία τέτοιου είδους, είναι η εξοικονόμηση ενέργειας σε εφαρμογές της αυτοκινητοβιομηχανίας, καθώς επίσης και η υψηλή μηχανική αντοχή τους, που επιτρέπει τη μείωση του βάρους κρίσιμων εξαρτημάτων αυτοκινήτων έως και 20% (8).

Σύγχρονες Εξελίξεις

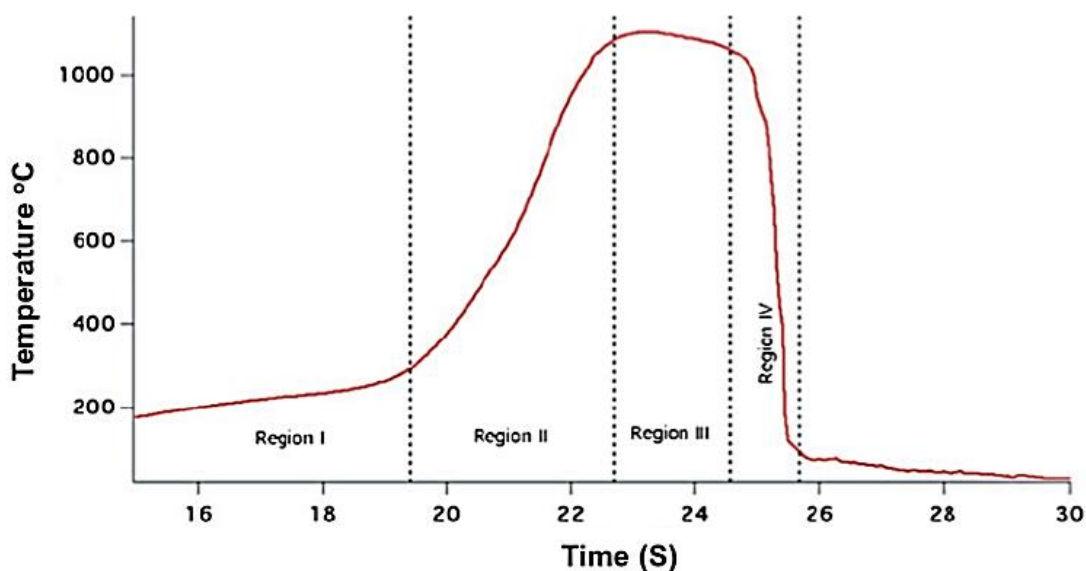
Παράλληλα έχουν αρχίσει να αναπτύσσονται προηγμένοι χάλυβες 'δεύτερης γενιάς', οι οποίοι αποτελούνται από υψηλά κραματωμένους ωστενιτικούς χάλυβες, όπως είναι οι χάλυβες TWIP (TWinning Induced Plasticity). Παρ' όλα αυτά υπάρχουν περιοριστικοί παράγοντες, που δημιουργούν ένα μεγάλο κενό μεταξύ των τύπων χαλύβων πρώτης και δεύτερης γενιάς. Οι ανώτερες μηχανικές ιδιότητες που παρέχονται από αυτούς τους χάλυβες, τους καθιστούν πολύ ελκυστικούς, όμως το υψηλό κόστος τους και η πολυπλοκότητα της παραγωγικής τους διαδικασίας περιορίζει τις εφαρμογές τους. Γι' αυτό το λόγο, πρόσφατες επιστημονικές προσπάθειες συντονίζονται για την ανάπτυξη της 'τρίτης γενιάς' προηγμένων χαλύβων. Αυτοί οι χάλυβες έχουν βελτιωμένους συνδυασμούς σκληρότητας-ολκιμότητας σε σχέση με τις προαναφερθείσες κατηγορίες χαλύβων, με δυνατότητες για πιο αποτελεσματική συγκολλησιμότητα και χαμηλότερο κόστος. Ωστόσο, οι συνεχιζόμενες ερευνητικές δραστηριότητες εστιάζονται στην αύξηση της αντοχής, της ολκιμότητας και της σκληρότητας σε υψηλότερα επίπεδα από ότι παρουσιάζουν οι χάλυβες 'πρώτης γενιάς' χωρίς σημαντικές αλλαγές στη χημική σύσταση. Οι στρατηγικές αυτές βασίζονται στην ανάπτυξη υπέρλεπτων μικροδομών, που σχηματίζονται υπό συνθήκες εκτός ισορροπίας, όπως μαρτενσίτης ή μπαινίτης, σε συνδυασμό με υπολειπόμενο ωστενίτη. Τα σκληρότερα μικροσυστατικά (μαρτενσίτης και μπαινίτης) συμβάλλουν στην αύξηση της αντοχής, ενώ ο υπολειπόμενος ωστενίτης παρέχει τη βελτίωση της σκληρότητας και την ολκιμότητα μέσω της εργοσκληύρυνσης του φαινομένου TRIP, ενισχύοντας τη δυνατότητα διαμόρφωσης (8), (9).

II.2. Τάχιστοι θερμικοί κύκλοι (Ultra Fast Processing)

Για να επιτευχθούν αυτές οι ιδιότητες, έχουν αναπτυχθεί καινοτόμες, αυστηρά ελεγχόμενες διαδικασίες παραγωγής, που οδηγούν σε πολυφασικούς χάλυβες με μοναδικές μηχανικές ιδιότητες. Μία νέα θερμική κατεργασία για την παρασκευή προηγμένων χαλύβων τελευταίας γενιάς, είναι εκείνη που περιλαμβάνει ραγδαίους θερμικούς κύκλους. Τα αποτελέσματα δίνουν χάλυβες με μικτή μικροδομή αποτελούμενη από μαρτενσίτη, μπαινίτη και καρβίδια, ενώ τα δείγματα από την ανάλυση σκληρότητας περιέχουν ένα ελάχιστο ποσοστό μαλακού μικρογραφικού συστατικού διεσπαρμένο σε ένα σκληρότερο (10). Αυτή η κατανομή σχετίζεται με βελτιωμένες μηχανικές ιδιότητες, που συνδυάζουν τάση διαρροής 1280 MPa, μέγιστη εφελκυστική τάση 1600 MPa, και ολκιμότητα περίπου στο 10%. Συγκριτικά με τους μαρτενσιτικούς χάλυβες παρουσιάζουν τουλάχιστον 7% μεγαλύτερη μέγιστη εφελκυστική τάση και 30% μεγαλύτερη επιμήκυνση (6), (7). Ακόμη ο Roumen Petron και άλλοι (3), (5) επιβεβαιώνουν ότι, ο ελάχιστος χρόνος παραμονής στην ωστενιτική περιοχή περιορίζει σε μεγάλο βαθμό τη διάχυση, με αποτέλεσμα η χημική σύσταση της τελικής μικροδομής να μη χαρακτηρίζεται από ομοιογένεια (6). Στην παρούσα εργασία εξετάζεται η μικροδομή χάλυβα, που έχει υποστεί ραγδαία θερμική κατεργασία.

II.2.1. Θερμικός κύκλος

Όπως έχει μελετηθεί από τους Lolla, Cola και άλλους (69), (6), η διαδικασία αυτή περιλαμβάνει τάχιστη θέρμανση και ψύξη σε ένα στάδιο που διαρκεί συνολικά λιγότερο από 10 δευτερόλεπτα. Συνήθως οι πληροφορίες που καθορίζουν τη θερμική επεξεργασία και χρειάζονται, για να προσδιοριστεί πλήρως ο θερμικός κύκλος, είναι ο ρυθμός θέρμανσης και ψύξης, καθώς και η μέγιστη θερμοκρασία παραμονής στην ωστενιτική περιοχή, ο χρόνος παραμονής σε αυτή και ο συνολικός χρόνος της διαδικασίας.



Εικόνα 30: Στάδια θερμικού κύκλου κατά τη επιβολή flash processing (6)

Όπως προκύπτει από την παραπάνω καμπύλη (Εικόνα 30), ο θερμικός κύκλος μπορεί να χωριστεί σε τέσσερα τμήματα με βάση το θερμοκρασιακό εύρος. Στην πρώτη περιοχή, η θερμοκρασία του χάλυβα αυξάνεται σταδιακά λόγω της αγωγής θερμότητας από το θερμό στάδιο. Στη δεύτερη περιοχή, η αύξηση της θερμοκρασίας είναι πιο γρήγορη λόγω της εγγύτητάς του στην πηγή θερμότητας. Σε αυτήν την περιοχή η μέγιστη θερμοκρασία υπολογίζεται να βρίσκεται μεταξύ της A_{c1} και της A_{c3} . Πάνω από αυτή τη μέγιστη θερμοκρασία, ο ρυθμός θέρμανσης αρχίζει και μειώνεται, γεγονός που δείχνει ότι υπάρχει μια δυναμική ισορροπία μεταξύ της ροής θερμότητας, της θερμικής αγωγιμότητας και των ενδόθερμων/ εξώθερμων αντιδράσεων λόγω του μετασχηματισμού φάσης. Στην τρίτη περιοχή, ο ρυθμός αναθέρμανσης μηδενίζεται όταν το δείγμα φτάσει στη μέγιστη θερμοκρασία, που έχει οριστεί (T_{peak}), όπου αποτελείται αποκλειστικά από ωστενίτη. Στην τέταρτη περιοχή, το δείγμα αρχίζει να αποψύχεται τάχιστα, μέχρι να φτάσει κάτω από τις θερμοκρασίες μετασχηματισμού του μαρτενσίτη και του μπαινίτη, όπου γίνεται πλήρης μετασχηματισμός τους (6).

II.2.2 Εξέλιξη της μικροδομής

Ένα βασικό σημείο του θερμικού κύκλου, που πρέπει να εξεταστεί ιδιαίτερα, είναι εκείνο που επηρεάζει τους μετασχηματισμούς. Γι' αυτό το λόγο απαιτείται

πλήρης κατανόηση της σημασίας του τάχιστου ρυθμού αναθέρμανσης και των επιπτώσεων που επιφέρει στη μικροδομή των χαλύβων.

Από προηγούμενες μελέτες, έχει διεξαχθεί το συμπέρασμα ότι το αποτέλεσμα αυτού του είδους της θερμικής κατεργασίας, είναι μία σύνθετη μικροδομή αποτελούμενη από μαρτενσίτη, μπαινίτη και καρβίδια (70), (71), (72), (4).

Σε θερμοκρασία δωματίου, η μικροδομή του χάλυβα αποτελείται από φερρίτη και περλίτη. Κατά την ταχεία θέρμανση ($>400^{\circ}\text{C/s}$), ο ωστενίτης αρχίζει να πυρηνώνεται στις διεπιφάνειες των καρβιδίων με το φερρίτη. Τότε παρατηρείται μερική διάλυση των καρβιδίων λόγω του μικρού χρόνου παραμονής στην ωστενιτική περιοχή, ο οποίος δεν αρκεί για τη διαλυτοποίηση μεγάλου μέρους των κατακρημνισμάτων μέσω του μηχανισμού της διάχυσης (73). Παράλληλα μπορεί να υπάρξει και συγκέντρωση κραματικών στοιχείων (όπως μαγγάνιο και χρώμιο) στα όρια των κόκκων και γενικότερα χημική ετερογένεια για τον ίδιο λόγο (74), (75), (76), (4).

Μία άλλη επίδραση του τάχιστου ρυθμού θέρμανσης στον μετασχηματισμό του φερρίτη σε ωστενίτη, έγκειται στην αλλαγή των χαρακτηριστικών θερμοκρασιών A_{c1} , A_{c3} . Οι τιμές αυτών των θερμοκρασιών μπορούν να αυξηθούν πάνω από τις προβλεπόμενες, διότι πρόκειται για συνθήκες μη ισορροπίας. Ο ρυθμός πυρήνωσης του ωστενίτη και ανάπτυξης των κόκκων του εξαρτάται, εκτός από το ρυθμό θέρμανσης, και σε μεγάλο βαθμό από τη χημική σύσταση της αρχικής μικροδομής του κράματος (77), (78). Η αύξηση αυτών μπορεί να επηρεάσει και τη διαλυτοποίηση των καρβιδίων που αναφέρθηκαν πριν, καθώς η παρουσία του ωστενίτη είναι απαραίτητη για την έναρξη της διαλυτοποίησής τους. Στην περίπτωση που εξετάζεται στην παρούσα εργασία, η αρχική μικροδομή αποτελείται από φερρίτη και περλίτη και γίνεται μία προσπάθεια προσδιορισμού των A_{c1} , A_{c3} .

Ο μικρός χρόνος παραμονής πάνω από την A_{c3} , έχει σαν επίπτωση κατά την απόψυξη να υπάρχει ανομοιογένεια στην κατανομή του άνθρακα μέσα στη μήτρα του υλικού, οδηγώντας σε μετασχηματισμό του ωστενίτη σε διαφορετικές μορφές φερρίτη (μπαινιτικό), μαρτενσίτη ή και μπαινίτη. Ωστόσο γνωρίζουμε ότι για χάλυβες με μεσαίο ποσοστό άνθρακα, η αναμενόμενη μικροδομή θα έπρεπε να ήταν η μαρτενσιτική. Η απόκλιση αυτή οφείλεται στην εγγενή ανεπάρκεια των μοντέλων της κινητικής των μετασχηματισμών σε περιπτώσεις μη ισορροπίας.

Ειδικότερα, τοπικά στις περιοχές με υψηλότερο ποσοστό σε άνθρακα, ευνοείται η πυρήνωση και ανάπτυξη του μαρτενσίτη, ενώ στις περιοχές με χαμηλότερο ποσοστό, ευνοείται ο μπαινιτικός μετασχηματισμός.

Τελικά μπορεί να προκύψει εξαιρετικά λεπτόκοκκη μικροδομή της τάξης των 6 μm . Συχνά εμφανίζονται τάσεις στα όρια των κόκκων, τα οποία συνεισφέρουν στην ανάπτυξη ανομοιογενούς πυρήνωσης (79). Άλλα σημεία πυρήνωσης προκύπτουν και από τα αδιάλυτα καρβίδια στην περίπτωση, που δεν έχει γίνει ομοιογενής διάχυση του άνθρακα στην ωστενιτική μήτρα, όταν ξεκινάει η ραγδαία απόψυξη (5), (4).

ΜΕΡΟΣ ΔΕΥΤΕΡΟ

Κεφάλαιο III: Πειραματικό Μέρος

III.1. Πειραματική Διαδικασία

Στην παρούσα διπλωματική εργασία μελετήθηκε η μικροδομή τεσσάρων δοκιμίων χαλύβων 42CrMo4 και 42MnCr6, που έχουν υποστεί ραγδαίους θερμικούς κύκλους, με τη βοήθεια της μεθόδου της διαστολομετρίας. Τα δοκίμια προετοιμάστηκαν με λείανση, στίλβωση και ακολούθησε χημική προσβολή, για να γίνει η παρατήρησή τους στο οπτικό μικροσκόπιο, ενώ χρησιμοποιήθηκε, επιπλέον, έγχρωμη προσβολή με κατάλληλο αντιδραστήριο για τον καλύτερο διαχωρισμό των φάσεων. Ακόμη, πραγματοποιήθηκαν μικροσκληρομετρήσεις κατά Vickers σε όλα τα δοκίμια και τέλος εξετάστηκαν με την τεχνική του EBSD. Αναλυτικότερα περιγράφονται τα στάδια αυτά και η χρησιμότητά τους παρακάτω.

III.1.1. Μελετώμενο υλικό

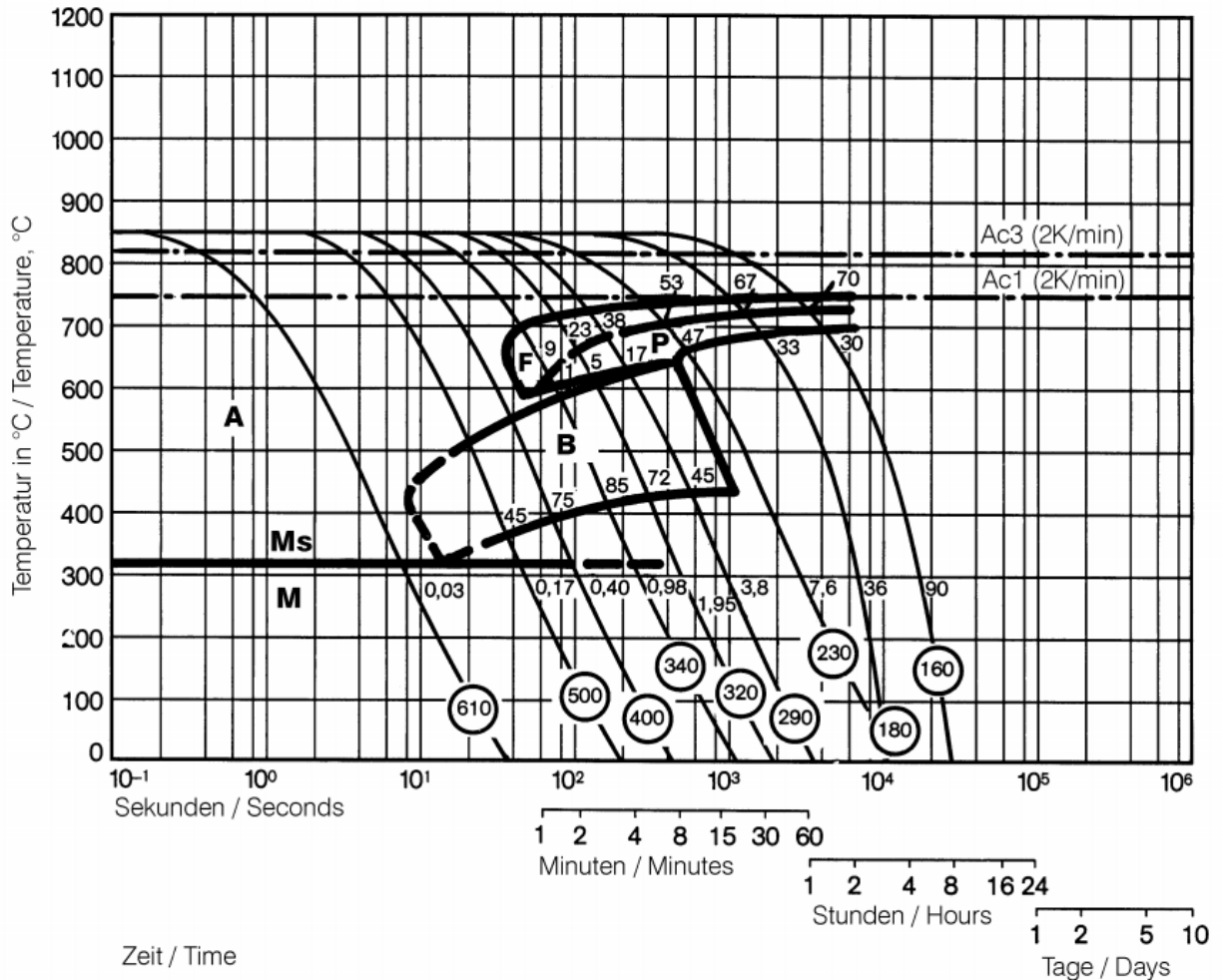
Το πρώτο υλικό που χρησιμοποιήθηκε στα τρία δοκίμια είναι χάλυβας 42CrMo4 με την παρακάτω σύσταση που προήλθε από την Stomana S.A.

Πίνακας 1: Χημική σύσταση του 42CrMo4

42CrMo4 Σύσταση %κ.β.						
C	Si	Mn	S	P	Mo	Cr
0,42	0,3	0,6	<0,03	<0,03	0,20	1,10

Ανήκει στην κατηγορία των μικροκραματωμένων χαλύβων μεσαίου άνθρακα (0,42% κ.β.) και η αρχική τους μικροδομή αποτελείται από εναλλασσόμενες λωρίδες φερρίτη-περλίτη.

Ανάλυση μικροδομής μικροκραματωμένων ειδικών χαλύβων μεσαίου άνθρακα μετά την επιβολή τάχιστων θερμικών κύκλων



Εικόνα 31: Διάγραμμα CCT του χάλυβα 42CrMo4 (80).

Το δεύτερο υλικό χρησιμοποιήθηκε μόνο σε ένα δοκίμιο και είναι χάλυβας 42MnCr6 με την παρακάτω σύσταση.

Πίνακας 2: Χημική σύσταση του 42MnCr6

42MnCr6 Σύσταση %κ.β.										
C	Si	Mn	S	P	Cu	Cr	Al	Mo	Ni	Sn
0,4260	0,4010	1,430	0,0135	0,013	0,112	1,227	0,021	0,101	0,090	0,007

Και αυτό ανήκει στην κατηγορία των μικροκραματωμένων χαλύβων μεσαίου άνθρακα (0,426% κ.β.) και η αρχική του μικροδομή είναι, επίσης, φερριτοπερλητική, όμως με τον σεμεντίτη σε μορφή σφαιριδίων.

III.1.2. Διαστολομετρία

Για τη μελέτη του μετασχηματισμού των φάσεων χρησιμοποιήθηκε η μέθοδος της διαστολομετρίας. Με τη μέθοδο αυτή μετράται η μεταβολή του μήκους των δοκιμίων για κάθε μεταβολή της θερμοκρασίας του πειράματος, προκειμένου να παρακολουθηθεί η συστολή και η διαστολή του (81).

Για να επιτευχθούν οι επιθυμητοί τάχιστοι ρυθμοί αναθέρμανσης και ψύξης έχουν αναπτυχθεί ειδικές μέθοδοι, όπως οι παρακάτω που χρησιμοποιήθηκαν στο πειραματικό μέρος.

Επαγωγική Θέρμανση

Συγκεκριμένα, ένας καινοτόμος τρόπος πολύ γρήγορης αναθέρμανσης είναι η επαγωγική θέρμανση. Αυτή η μέθοδος μπορεί να χρησιμοποιηθεί για διάφορες κατεργασίες αγώγιμων υλικών, όπως σκλήρυνση ή αυτογενή συγκόλληση. Συνδυάζει μεγάλη ταχύτητα θέρμανσης, ακρίβεια και δυνατότητα ελέγχου. Η διαφορά της μεθόδου σε σχέση με τις κοινές μεθόδους θέρμανσης, είναι ότι η θερμότητα ουσιαστικά μεταδίδεται μέσα στο ίδιο το τμήμα του μετάλλου με την κυκλοφορία ηλεκτρικών ρευμάτων, χωρίς άμεση επαφή με την πηγή (φλόγα).

Η βασική διάταξη ενός τέτοιου μηχανισμού επαγωγικής θέρμανσης περιλαμβάνει μία πηγή παροχής ισχύος, σε στερεά κατάσταση, που στέλνει εναλλασσόμενο ρεύμα μέσω ενός επαγωγέα (συνήθως ένα πηνίο χαλκού) και στο εσωτερικό του βρίσκεται το τεμάχιο που πρόκειται να θερμανθεί. Αυτή η θέρμανση λαμβάνει χώρα σύμφωνα με το «φαινόμενο Joule», ενώ επιπλέον θερμότητα παράγεται στα μαγνητικά μέρη λόγω υστέρησης. Η αντίσταση του υλικού παράγει εσωτερικές τριβές, οι οποίες με τη σειρά τους μετατρέπονται σε θερμότητα. Ειδικότερα οι χάλυβες παρουσιάζουν υψηλή ηλεκτρική αντίσταση, δηλαδή τα μόρια του υλικού αντιτίθενται ισχυρά στην τρέχουσα ροή με αποτέλεσμα η θερμότητα να συσσωρεύεται γρηγορότερα.

Στα αγώγιμα υλικά όμως, περίπου το 85% της θερμότητας λαμβάνει χώρα στην επιφάνεια του τεμαχίου. Επομένως, όσο αυξάνεται η απόσταση από την επιφάνεια, τόσο μειώνεται η ένταση της θέρμανσης. Γι' αυτό το λόγο, προτιμώνται τα δοκίμια που είναι λεπτά και μικρά, διότι θερμαίνονται ευκολότερα και πιο ομοιογενώς. Αντίστοιχα, όσο υψηλότερη είναι η συχνότητα του εναλλασσόμενου ρεύματος τόσο μεγαλύτερο είναι το βάθος διείσδυσης της θέρμανσης.

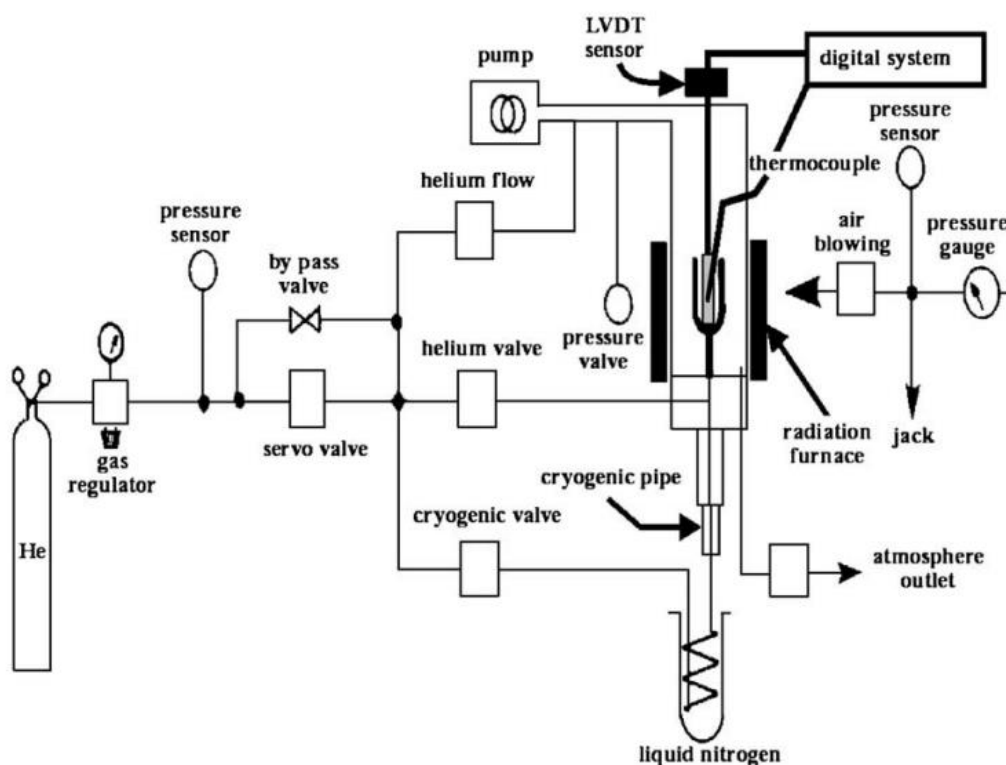
Κατά τη διαδικασία της θέρμανσης του υλικού δεν υφίσταται επαφή μεταξύ του επαγωγέα και του θερμαινόμενου τμήματος, ούτε παράγονται καυσαέρια. Το υλικό που πρόκειται να θερμανθεί συνήθως βρίσκεται σε περιβάλλον απομονωμένο από το τροφοδοτικό, είτε είναι βυθισμένο σε ένα υγρό, που καλύπτεται από απομονωμένες ουσίες, σε ατμόσφαιρα αερίου ή ακόμη και υπό κενό (82).

Ψύξη με Ήλιο

Αντίστοιχα, μία μέθοδος ταχείας ψύξης (βαφής) είναι με τη χρήση αερίου ηλίου, διότι αυτό αποτελεί μια από τις ψυχρότερες ουσίες στη γη.

Έτσι είναι ιδανικό για χρήση ως κρυογενικό αέριο σε ένα μεγάλο αριθμό προηγμένων εφαρμογών, όπως είναι η λειτουργία των μαγνητικών τομογράφων, υπεραγωγιμες περιελίξεις πηνίων, καθώς και σε ερευνητικά εργαστήρια για την έρευνα νέων υλικών υπό ψύξη σε πολύ χαμηλές θερμοκρασίες, κοντά στο απόλυτο μηδέν (83).

Τα τέσσερα δείγματα υποβλήθηκαν σε μηχανήματα κατεργασίας με τη μέθοδο Wire Electro-Discharge Machining (EDM), για να εξασφαλιστεί ότι οι διαστάσεις έχουν υψηλή ακρίβεια και συγχρόνως η μικροδομή παραμένει σταθερή. Μετά το EDM, η επιφάνεια του δείγματος είναι οξειδωμένη και τραχεία, όμως τα δείγματα για πειράματα διαστολομετρίας πρέπει να έχουν καθαρή από οξειδία και ακαθαρσίες επιφάνεια, γι' αυτό πρέπει να προηγηθεί λείανση και στίλβωση πριν τη θερμική κατεργασία.



Εικόνα 32: Γενικό διάγραμμα ενός διαστολόμετρου (81).

Τα πειράματα διαστολομετρίας διεξήχθησαν σε διαστολόμετρο τύπου Bähr DIL 805 A/D quench dilatometer. Το δείγμα τοποθετείται στο διαστολόμετρο μεταξύ δύο ράβδων χαλαζία (quartz rods). Στο διαστολόμετρο, χρησιμοποιήθηκε επαγωγική θέρμανση και αέριο ήλιο για ψύξη (βαφή). Προκειμένου να ελεγχθεί η ακριβής θερμοκρασία και οι μετασχηματισμοί φάσεων σε όλο το μήκος του δοκιμίου, συγκολλήθηκαν δύο θερμοστοιχεία, ένα στο άκρο και ένα στη μέση του δοκιμίου. Τα δείγματα της διαστολομετρίας είχαν κυλινδρική ή πλακοειδή μορφή με μήκος 1cm και διατομή 3mm, στα οποία εφαρμόστηκε τάχιστος θερμικός κύκλος με τις συνθήκες που περιγράφονται στον παρακάτω πίνακα.

Πίνακας 3: Παράμετροι Θερμικής Κατεργασίας

A/A Δοκιμίου	Τύπος Χάλυβα	Ρυθμός Θέρμανσης (°C/s)	T _{peak} (°C)	Παραμονή στην T _{peak} (s) (soaking time)	Ρυθμός Απόψυξης (°C/s)
FP1-2	42CrMo4	99,92	1080	3	206,37
FP1-9	42CrMo4	149,38	1080	2	227,17
FT1-10	42CrMo4	200	950	2	300
FP1-11	42MnCr6	300	1080	2	330

Από τις καμπύλες της διαστολομετρίας μπορούν να προσδιοριστούν οι θερμοκρασίες των μετασχηματισμών που πραγματοποιούνται, όπως επίσης και το κλάσμα όγκου των φάσεων για κάθε θερμοκρασία με τη βοήθεια του κανόνα του μοχλού. Ακόμη, από τα δεδομένα της διαστολομετρίας μπορούν να κατασκευαστούν διαγράμματα CHT και CCT, προβλέποντας τη μικροδομή για συγκεκριμένους ρυθμούς θέρμανσης και ψύξης αντίστοιχα (84), (85), (86).

III.1.3. Προετοιμασία Δοκιμίων

Για να γίνει η παρατήρηση των δοκιμίων στο οπτικό μικροσκόπιο ακολουθήθηκε η παρακάτω διαδικασία προετοιμασίας: Πρώτα έγινε θερμός εγκιβωτισμός σε ρητίνη και των τεσσάρων δοκιμίων στο μηχάνημα Struers ProntoPress-20. Έπειτα, ακολούθησε, στο μηχάνημα Struers Tegramin-30, η λείανσή τους με χαρτιά από SiC των 500 και 1200 grid για 3-4 λεπτά, και η στίλβωσή τους σε πανιά των 3μm και του 1μm με τα κατάλληλα στίλβωτικά υγρά (αδαμαντόπαστες) για 5 λεπτά. Τέλος, χρειάζεται να γίνει προσβολή της επιφάνειας των δοκιμίων με Nital, ώστε να αποκαλυφθούν τα όρια των κόκκων των μικρογραφικών συστατικών και έτσι να τα διαχωρίσουμε με την οπτική μικροσκοπία. Η εμβάπτιση διήρκησε περίπου 10 δευτερόλεπτα για το κάθε δοκίμο σε Nital 2% (98% αιθανόλη και 2% νιτρικό οξύ), ενώ στη συνέχεια η επιφάνεια τους πλύθηκε με νερό για να απομακρυνθεί το δραστικό υγρό, καθαρίστηκε με οινόπνευμα και στεγνώθηκε με πεπιεσμένο αέρα.

Πρέπει να σημειωθεί ότι μεταξύ των παραπάνω σταδίων τα δοκίμια πλένονταν καλά με σαπούνι, ξεπλένονταν με άφθονο νερό, καθαρίζονταν με οινόπνευμα και στεγνώνονταν με πεπιεσμένο αέρα, ώστε να μη μείνουν πάνω στην επιφάνεια ίχνη υγρασία, διότι μπορεί να προκαλέσουν την οξειδωση της επιφάνειας, γεγονός ανεπιθύμητο.

III.1.4. Color-Etching

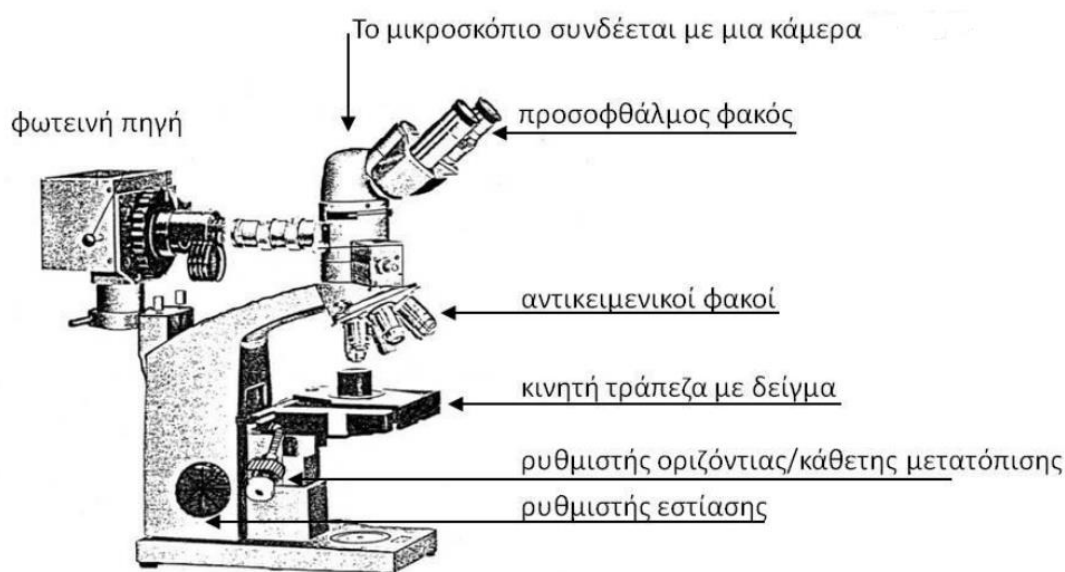
Μετά τη χημική προσβολή με Nital 2%, τα δοκίμια υποβάλλονται και σε μία επιπλέον διαδικασία, αυτήν της έγχρωμης προσβολής με αντιδραστήριο 10% sodium metabisulfite (Na₂S₂O₅). Αποτελείται από 10g Na₂S₂O₅ διαλελυμένο σε 100mL απεσταγμένου νερού. Με τον τρόπο αυτόν γίνεται εφικτός ο

διαχωρισμός των μικρογραφικών φάσεων του μαρτενσίτη από το μπαινίτη σε πολυφασικούς χάλυβες (87). Επειδή το υλικό, όπως θα δούμε παρακάτω, είναι εξαιρετικά λεπτόκοκκο και βελονοειδές, τα γνωστά αντιδραστήρια δεν είναι αρκετά για να διαχωριστούν αυτού του είδους οι φάσεις (88), (89). Σύμφωνα με μελετητές υπάρχουν και άλλα αντιδραστήρια έγχρωμης προσβολής, που όμως είναι πιο δύσκολα στη χρήση τους (90), (91), (92).

Οι χρωματισμοί που προκύπτουν με το αντιδραστήριο που χρησιμοποιήθηκε είναι καφέ για το μαρτενσίτη, μπλε για τον μπαινίτη και άσπρο για καρβίδια ή υπολειπόμενο ωστενίτη, αντίστοιχα (89), (88), (93), (94). Η έγχρωμη προσβολή διήρκησε 17-20 δευτερόλεπτα για το κάθε δοκίμιο. Μετά την προσβολή, απαιτείται ξανά πλύσιμο με νερό και στέγνωμα με αέρα.

III.1.5. Οπτική μικροσκοπία

Στο οπτικό μικροσκόπιο ελέγχουμε αν έχει γίνει επιτυχημένη προσβολή και παίρνουμε πληροφορίες για την κατάσταση της μικροδομής των δοκιμίων, όπως το αν αποτελούνται από δύο φάσεις ή αν περιέχουν ενδομεταλλικές ενώσεις. Το οπτικό μικροσκόπιο χρησιμοποιεί κυρίως ανακλώμενη δέσμη φωτός και μπορεί να μας δώσει πολλές πληροφορίες για τη μικροδομή τους, για αυτό το λόγο σε ορισμένες περιπτώσεις δεν είναι αναγκαία η εξέταση και στο SEM. Το δείγμα τοποθετείται επάνω στην κινητή τράπεζα του μικροσκοπίου. Με περιστροφή και παλινδρόμηση του ρυθμιστή μακρο-μικρο εστίασης μετακινείται η κινητή τράπεζα μέχρι να εστιάσει κανονικά η εικόνα του δείγματος. Με την βοήθεια του ρυθμιστή οριζόντιας/κάθετης μετατόπισης είναι δυνατός ο έλεγχος ολόκληρης της επιφάνειας του δείγματος. Στη συνέχεια ακολουθεί η φωτογράφιση του δείγματος. Με τον τρόπο αυτό είναι δυνατός ο προσδιορισμός της μεγέθυνσης κάθε φωτογραφίας (95).



Εικόνα 33: Μεταλλογραφικό Μικροσκόπιο (95)

Το μικροσκόπιο που χρησιμοποιήθηκε ήταν το Nikon Eriphot 300 με κάμερα Nikon Dn1100 Digital Sight και οι φωτογραφίες προέκυψαν από το Image Analysis.

III.1.6. Μικροσκληρότητα

Οι δοκιμές σκληρομέτρησης έγιναν κατά Vickers σε μηχάνημα Instron Wolpert 2100. Θεωρείται η πιο αντικειμενική και επιστημονική μέθοδος και χρησιμοποιείται ακόμα και για πολύ σκληρά υλικά με μεγάλη αποτελεσματικότητα. Είναι αναγκαία η μέτρησή της, για να γίνει συσχέτιση της μικροδομής των δοκιμίων με τις μηχανικές τους ιδιότητες. Η μέτρηση λαμβάνεται από το δισδιάστατο αποτύπωμα των δύο διαγωνίων της πυραμίδας πάνω στα δοκίμια έπειτα από κατάλληλη φόρτιση. Όσο αυξάνεται η φόρτιση τόσο μεγαλώνει το αποτύπωμα. Το αποτύπωμα επομένως έχει σχήμα τετραγώνου και με κατάλληλο μικροσκόπιο μετρούνται οι διαγωνιοί του, υπολογίζοντας έτσι τη μέση τιμή του μήκους των διαγωνίων (L) και στη συνέχεια τη σκληρότητα Vickers από τον τύπο:

$$HV = 1.8544 \frac{P}{L^2} \text{ (όπου } P \text{ το φορτίο).}$$

Ο όρος μικροσκληρομέτρηση αναφέρεται στη μέτρηση της σκληρότητας με χρήση πολύ μικρών φορτίων, δηλαδή από 1 gr έως 1 kg. Ο χρησιμοποιούμενος εντυπωτής είναι η αδαμαντοπυραμίδα της μεθόδου Vickers. Οι διαστάσεις του αποτυπώματος που δημιουργείται, επειδή το μέγεθός του είναι πολύ μικρό, μετρούνται με μικροσκόπιο. Η μέθοδος χρησιμοποιείται σε περιπτώσεις που το υλικό είναι εξαιρετικά λεπτόκοκκο ή έχει μικρή επιφάνεια και απαιτείται πολύ μικρό μέγεθος εντύπωσης (96).

Κατά τη μέτρηση, το βάθος του διεισδυτή πρέπει να υπολογίζεται ως το 1/7 της μέσης διαγωνίου και να λαμβάνεται υπόψη στα λεπτά δοκίμια, ώστε να μην παρουσιάζεται εξόγκωμα από την πίσω πλευρά της μέτρησης.

Η φόρτιση που χρησιμοποιήθηκε για τις μετρήσεις στην περίπτωση των τεσσάρων δοκιμίων, ήταν 500gr. Τοποθετώντας τα δοκίμια στην τράπεζα ελέγχουμε αν είναι κατάλληλη η απόσταση για να γίνει η μέτρηση. Τα αποτελέσματα λαμβάνονται αυτόματα συσχετίζοντας το μέσο όρο των διαγωνίων με τη σκληρότητα του υλικού σε HV. Χρειάζεται, τέλος, να ληφθούν 10 μετρήσεις/δοκίμιο για να βγάλουμε αντιπροσωπευτικό συμπέρασμα για τη σκληρότητα των δοκιμίων.

III.1.7. Ηλεκτρονική Μικροσκοπία Σάρωσης (SEM)

Το ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης χρησιμοποιεί μία δέσμη ηλεκτρονίων, η οποία σαρώνει την επιφάνεια του δείγματος λαμβάνοντας πληροφορίες για τη μικροδομή και τη στοιχειακή ανάλυση. Με τα δευτερογενή ηλεκτρόνια (secondary electrons, SE) λαμβάνονται πληροφορίες για την τοπογραφία της επιφάνειας του δείγματος, ενώ με τα οπισθοσκεδαζόμενα (backscattered electrons, BE) μια κατανομή φάσεων βασιζόμενη στη διαφορά του ατομικού

αριθμού των στοιχείων που ανιχνεύονται. Έτσι, όσο πιο φωτεινό είναι ένα σημείο, τόσο μεγαλύτερο ατομικό αριθμό έχει. Οι πληροφορίες που αντλήσαμε από τη ποσοτική στοιχειακή ανάλυση των διάφορων φάσεων, λειτούργησαν συμπληρωματικά προς τις πληροφορίες που αντλούμε από άλλες μετρήσεις. Τα πολύ μικρά κατακρημνίσματα ή άλλες φάσεις κάτω του 1μm, δεν ήταν δυνατόν να εντοπιστούν και να μελετηθούν με το SEM. Επίσης γνωρίζουμε ότι με τη EDS, οι ακτίνες μπορούν να διεισδύσουν μέχρι κάποια μm, γεγονός που μπορεί να αλλοιώσει τα αποτελέσματα και πρέπει να λαμβάνεται υπόψη (15), (21), (97).

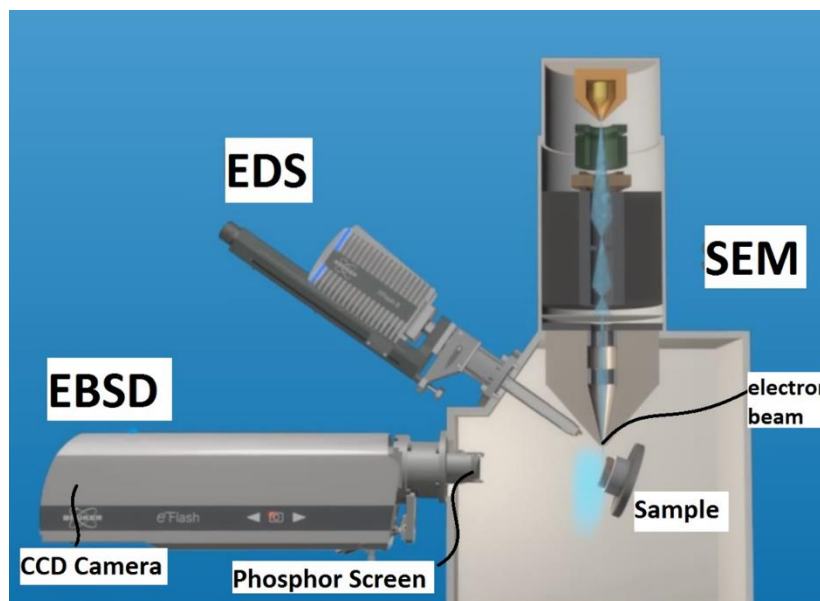
Η μικροδομή δεν μελετήθηκε άμεσα με αυτή τη μικροσκοπία στη συνέχεια, διότι κρίθηκε πως δεν ήταν κρίσιμη, αφού δεν θα πρόσθετε επιπλέον πληροφορίες. Γι' αυτό το λόγο δόθηκε περισσότερη έμφαση στην επόμενη τεχνική που βασίζεται στη διάταξη του SEM.

III.1.8. Τεχνική Περίθλασης οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (EBSD)

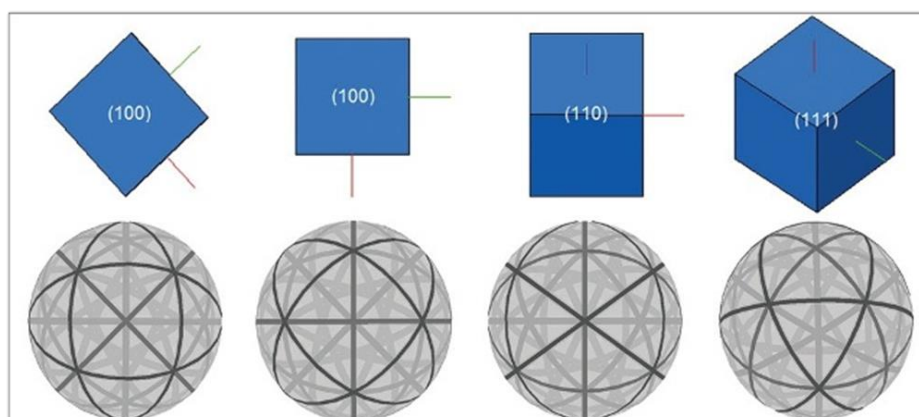
Η τεχνική του EBSD (Electron Backscatter Diffraction) μπορεί να ονομαστεί αλλιώς και ACOM (Automatic Crystal Orientation Mapping) ή OIM (Orientation Imaging Microscopy) ή EBSP (Electron Backscatter Diffraction Pattern) ή BKD (Backscatter Kikuchi Diffraction). Είναι μία τεχνική για να αντλούμε πληροφορίες για τον κρυσταλλογραφικό προσανατολισμό των δειγμάτων και εφαρμόζεται στο ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης (SEM). Μπορεί να χρησιμοποιηθεί μόνο σε υλικά που έχουν κρυσταλλική δομή (όχι άμορφα), αναλύοντας τις επιφάνειές τους. Είναι χρήσιμο εργαλείο για το χαρακτηρισμό ιδιαίτερα των πολυφασικών χαλύβων των οποίων η μικροδομή δεν μπορεί να γίνει πλήρως κατανοητή από τις προηγούμενες μεθόδους. Μελετώντας τον κρυσταλλογραφικό ιστό του υλικού γίνεται σαφής η θέση όλων των κόκκων και των ορίων τους. Χρησιμοποιείται για το σχηματισμό χαρτών κρυσταλλογραφικού προσανατολισμού, σαρώνοντας με μία δέσμη ηλεκτρονίων πάνω από το δείγμα και μετρώντας τον προσανατολισμό από το σχήμα περίθλασης σε κάθε σημείο. Στους χάρτες αυτούς κρυσταλλογραφικού προσανατολισμού, τα σημεία εκείνα με παρόμοιες κατευθύνσεις κρυστάλλων, αναπαρίστανται με παρόμοια χρώματα. Το EBSD ουσιαστικά παρέχει ένα σύνδεσμο μεταξύ μικροδομής και κρυσταλλογραφίας, συμπληρώνοντας τις συμβατικές τεχνικές ανάλυσης (98), (99).

Για να γίνει η μέτρηση, το δείγμα τοποθετείται υπό κλίση 70° και σαρώνεται με μία δέσμη ηλεκτρονίων έντασης δέσμης 1-50 nA. Τα ηλεκτρόνια υφίστανται διάφορες αλληλεπιδράσεις με τα άτομα του κρυσταλλικού πλέγματος και μερικά από τα ηλεκτρόνια αναδύονται από το δείγμα (οπισθοσκεδαζόμενα). Η οθόνη φωσφόρου πλησιάζει στα 20mm και δέχεται τα οπισθοσκεδαζόμενα ηλεκτρόνια, δημιουργώντας ένα μοτίβο στην οθόνη, τα λεγόμενα Kikuchi Pattern, τα οποία προέρχονται από την ένταση των ηλεκτρονίων που διαφέρει ελαφρά ανάλογα την κατεύθυνση λόγω υψηλής ανισοτροπίας. Η συνθήκη περίθλασης που υπακούουν τα ηλεκτρόνια που σκεδάζονται ανελαστικά, είναι εκείνη του Bragg

$n\lambda = 2d \sin\theta$. Η CCD κάμερα λαμβάνει αυτό το σήμα και το μεταφέρει στον Η/Υ (100).



Εικόνα 34: Σχηματική Αναπαράσταση διάταξης της τεχνικής του EBSD (98).



Εικόνα 35: Παραδείγματα από Kikuchi Patterns (100).

Κάθε Kikuchi Pattern αποτυπώνει κρυσταλλογραφικά επίπεδα και σε συνδυασμό με το EDS πετυχαίνουν τον προσδιορισμό των φάσεων του υλικού. Επειδή η διάκριση γίνεται με βάση το κρυσταλλικό πλέγμα, μπορεί να διαχωρίσει μόνο κρυσταλλικές δομές με σαφείς διαφορετικές γωνίες αναντιστοιχίας μεταξύ των κρυσταλλογραφικών επιπέδων (πχ. FCC-BCC στον χάλυβα, HCP-BCC τιτάνιο), όμως υστερεί στο διαχωρισμό φάσεων του κυβικού συστήματος που διαφέρουν μόνο ως προς τις πλεγματικές σταθερές όπως ο μπαινίτης και ο μαρτενσίτης από το φερρίτη (όλα αναγνωρίζονται με BCC δομή). Γι' αυτό, γίνονται προσπάθειες με διάφορους χάρτες να δοθούν επιπρόσθετες πληροφορίες για την μικροδομή όπως η τοπογραφία της

εξεταζόμενης επιφάνειας, η εμφάνιση μικροϊστού, καθώς και ο αποκλίνοντας προσανατολισμός μεταξύ των κόκκων (misorientation).

Σε αυτό το σημείο θα ήταν χρήσιμο να αναφερθούν τρία βασικά μεγέθη της τεχνικής από τα οποία αντλούνται πολλές πληροφορίες και χρησιμοποιούνται.

Δείκτης Εμπιστοσύνης - Confidence Index (CI) : Ποσοτικοποιεί την αξιοπιστία των ανιχνεύσιμων φασμάτων (pattern). Δίνει χρήσιμες πληροφορίες ειδικά στην περίπτωση επικαλυπτόμενων (overlapping) φασμάτων (patterns) και στην περίπτωση της ανίχνευσης φάσεων με πολύ κοντινές κρυσταλλογραφικές δομές.

Ποιότητα Εικόνας - Μικρογραφίας - Image Quality (IQ) : Σχετίζεται με την ποιότητα των ανιχνεύσιμων ζωνών (bands) στο φάσμα (pattern) του EBSD και μπορεί να χρησιμοποιηθεί στο διαχωρισμό μιας περιοχής τέλει πλέγματος από μια περιοχή ενός πλέγματος με ατέλειες (101).

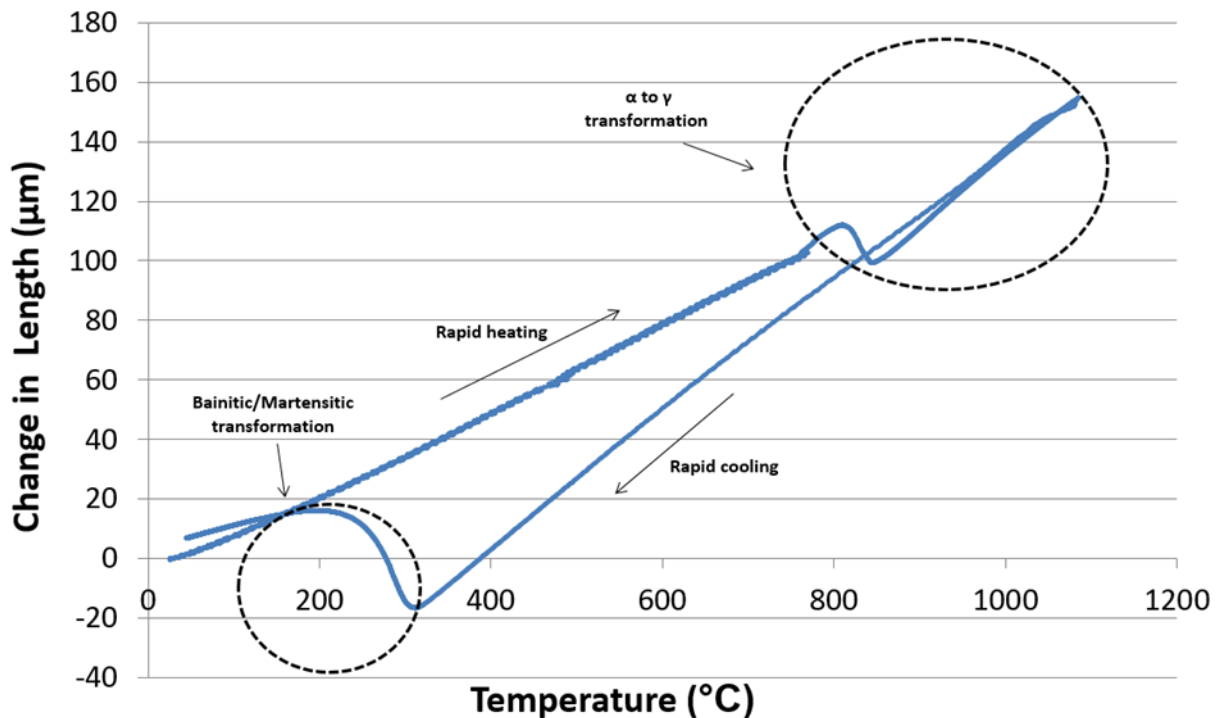
Μέση απόκλιση προσανατολισμού – Average Misorientation: Δίνει τη μέση γωνιακή απόκλιση των μεταξύ γειτονικών μετρούμενων σημείων μέσα σε ένα κόκκο, σε σχέση με ένα σημείο αναφοράς που βρίσκεται συνήθως στον πυρήνα περίπου του κόκκου. Επίσης είναι ιδιαίτερα ευαίσθητη στη μεταβολή της πυκνότητας ατελειών του πλέγματος σε διαφορετικούς κόκκους (36), (102).

Κάποιες από τις μετρήσεις που μπορούν να γίνουν με αυτήν την τεχνική είναι ο προσδιορισμός των φάσεων του υλικού, η κατανομή τους σε χάρτες, η στατιστική ανάλυση του μεγέθους των κόκκων, η διαφορά προσανατολισμού μεταξύ ορίων κόκκων, ιδιότητες ορίων (π.χ. παρουσία διδυμιών), το κλάσμα ανακρυστάλλωσης / παραμόρφωσης (%), η παραμόρφωση εσωτερικά ενός κόκκου και άλλες.

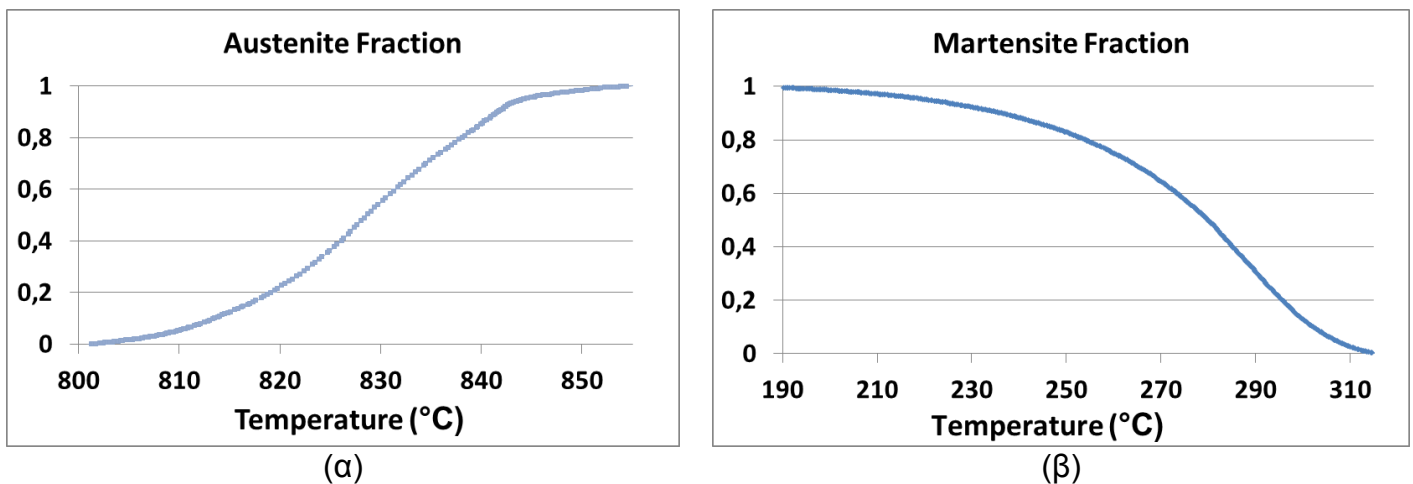
Για να γίνει η μελέτη των δοκιμίων στο EBSD χρειάζεται να υποστούν ειδική επεξεργασία. Αρχικά ακολουθείται η κλασική διαδικασία λείανσης στα χαρτιά των 500, 1200, 4000 grit για 4 λεπτά στο καθένα και στίλβωσης στα πανιά των 3μm, 1μm και 0,3μm για 7 λεπτά στο κάθε πανί. Στο τελικό στάδιο της στίλβωσης χρησιμοποιήθηκε διάλυμα οξειδίου του πυριτίου (silica oxide). Τα εξεταζόμενα δοκίμια δεν προσβάλλονταν χημικά αλλά μετά από τη στίλβωση οδηγούνταν κατευθείαν για παρατήρηση στο EBSD (36), (103).

Κεφάλαιο IV: Αποτελέσματα

IV.1. Καμπύλες διαστολομετρίας



Εικόνα 36: Καμπύλη διαστολομετρίας του δείγματος FP1-2

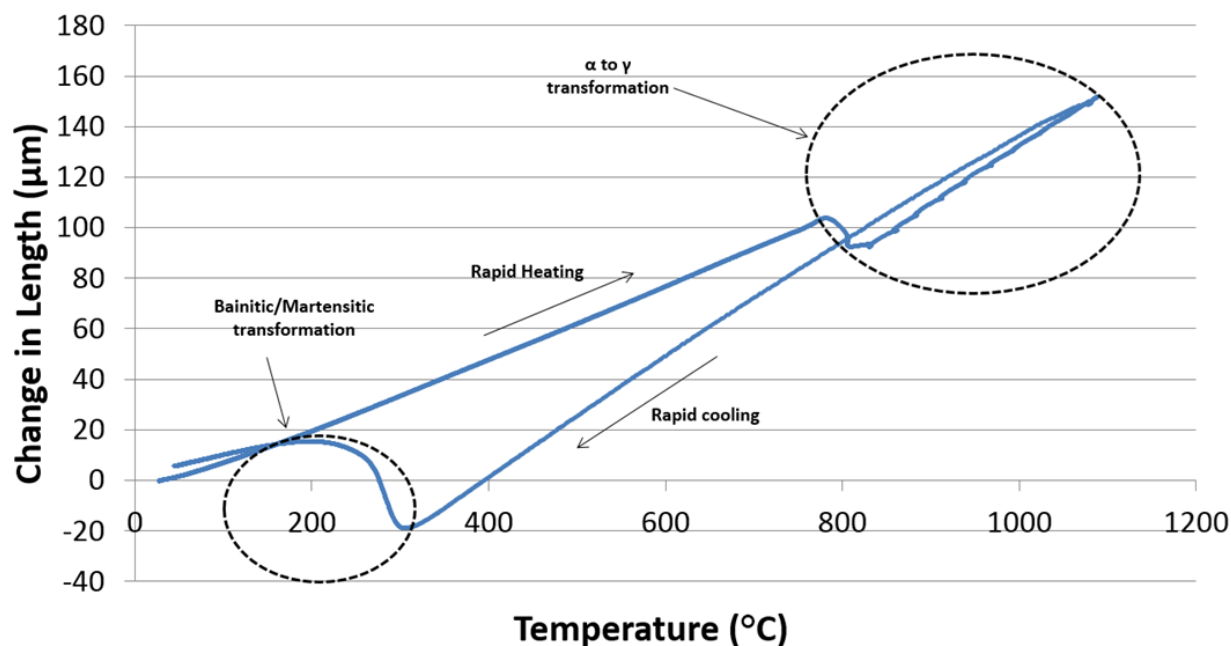


Εικόνα 37: Από επεξεργασία των δεδομένων προκύπτουν (α) το ποσοστό κλάσματος όγκου του ωστενίτη στη διφασική περιοχή και (β) το ποσοστό κλάσματος όγκου του μαρτενσίτη κατά την απόψυξη σε συνάρτηση με τη θερμοκρασία για το δοκίμιο FP1-2.

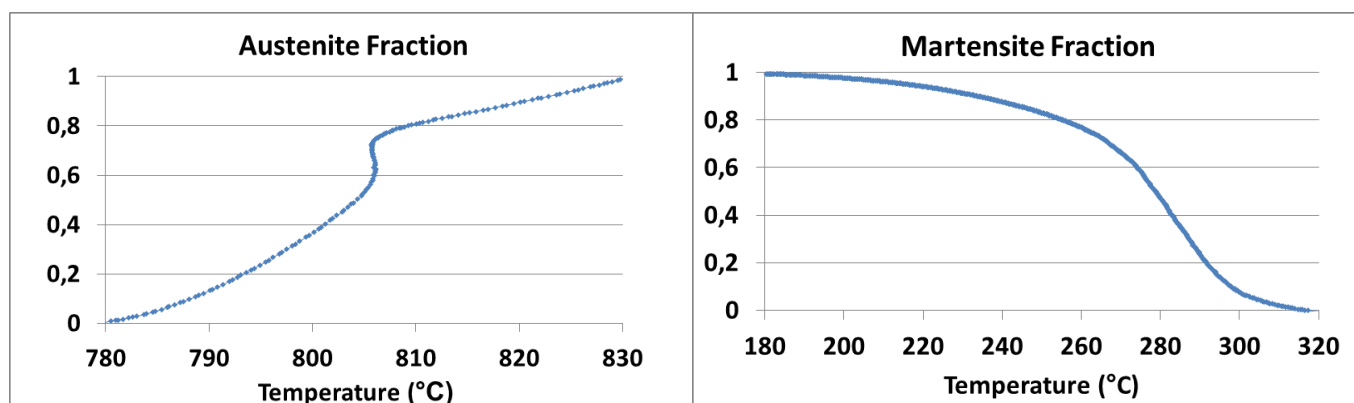
Με βάση την καμπύλη της διαστολομετρίας και το κλάσμα όγκου των φάσεων που προκύπτει από τον κανόνα του μοχλού, είναι δυνατόν να υπολογιστούν οι

Ανάλυση μικροδομής μικροκραματωμένων ειδικών χαλύβων μεσαίου άνθρακα μετά την επιβολή τάχιστων θερμικών κύκλων

θερμοκρασίες έναρξης και λήξης των μετασχηματισμών, που πραγματοποιούνται, όπως φαίνεται στις *Εικόνα 36* και *Εικόνα 37*. Πιο συγκεκριμένα στο δοκίμιο FP1-2 για τον ωστενιτικό μετασχηματισμό οι θερμοκρασίες A_{c1} και A_{c3} υπολογίστηκαν στους 800 °C και 855 °C αντίστοιχα, ενώ για τον μαρτενσιτικό μετασχηματισμό η M_s και η M_f υπολογίζονται στους 315°C και στους 190°C αντίστοιχα.



Εικόνα 38: Καμπύλη διαστολομετρίας του δείγματος FP1-9

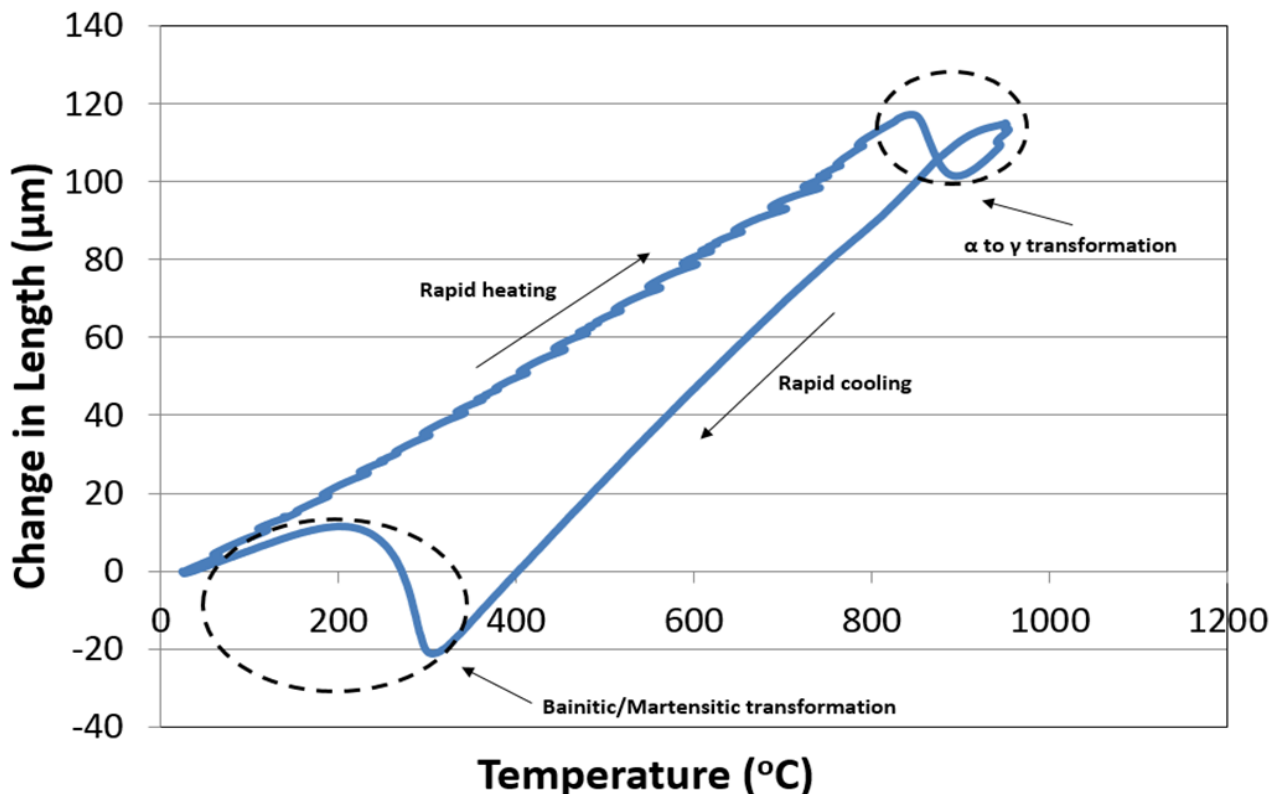


(α)

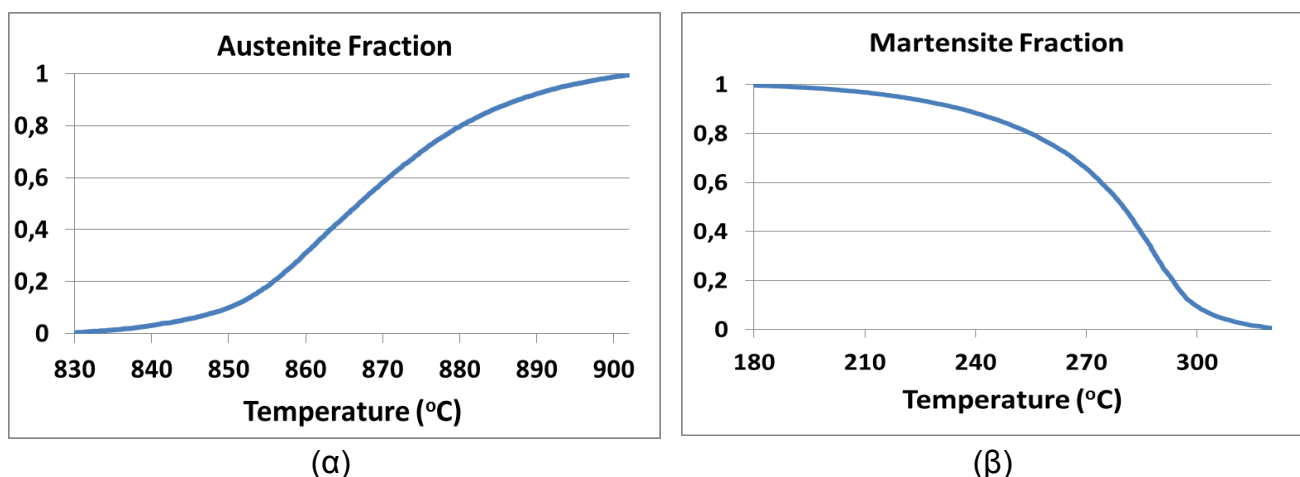
(β)

Εικόνα 39: Από επεξεργασία των δεδομένων προκύπτουν (α) το ποσοστό κλάσματος όγκου του ωστενίτη στη διφασική περιοχή και (β) το ποσοστό κλάσματος όγκου του μαρτενσίτη κατά την απόψυξη σε συνάρτηση με τη θερμοκρασία για το δοκίμιο FP1-9.

Ομοίως, στο δοκίμιο FP1-9 για τον ωστενιτικό μετασχηματισμό οι θερμοκρασίες A_{c1} και A_{c3} υπολογίστηκαν στους 780 °C και 830 °C αντίστοιχα, ενώ για τον μαρτενσιτικό μετασχηματισμό η M_s και η M_f υπολογίζονται στους 320°C και στους 180°C αντίστοιχα.



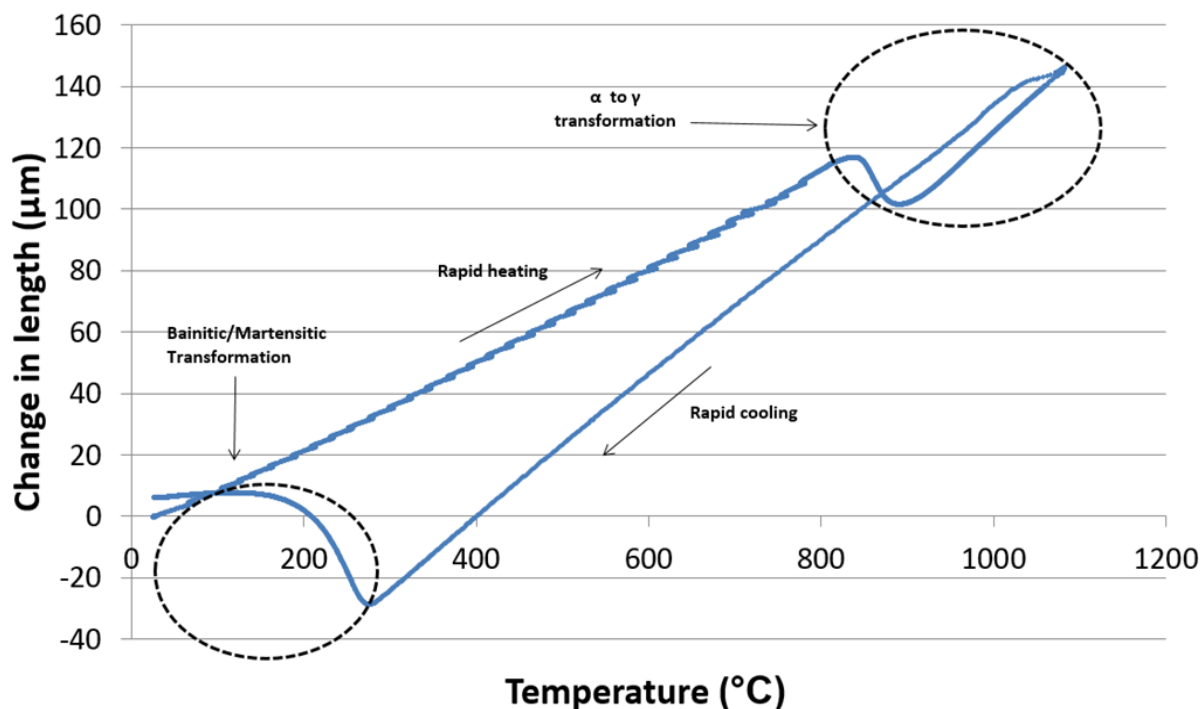
Εικόνα 40: Καμπύλη διαστολομετρίας του δείγματος FT1-10



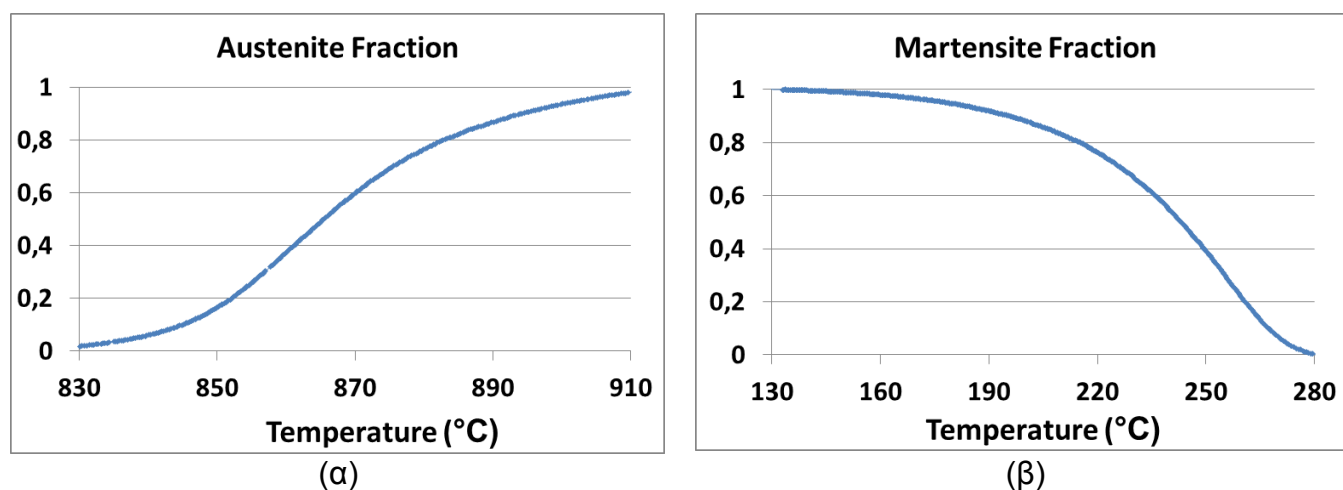
Εικόνα 41: Από επεξεργασία των δεδομένων προκύπτουν (α) το ποσοστό κλάσματος όγκου του ωστενίτη στη διφασική περιοχή και (β) το ποσοστό κλάσματος όγκου του μαρτενσίτη κατά την απόψυξη σε συνάρτηση με τη θερμοκρασία για το δοκίμιο FT1-10.

Ανάλυση μικροδομής μικροκραματωμένων ειδικών χαλύβων μεσαίου άνθρακα μετά την επιβολή τάχιστων θερμικών κύκλων

Στο δοκίμιο FT1-10, για τον ωστενιτικό μετασχηματισμό οι θερμοκρασίες A_{c1} και A_{c3} υπολογίστηκαν στους 830 °C και 900 °C αντίστοιχα, ενώ για τον μαρτενσιτικό μετασχηματισμό η M_s και η M_f υπολογίζονται στους 320°C και στους 180°C αντίστοιχα.



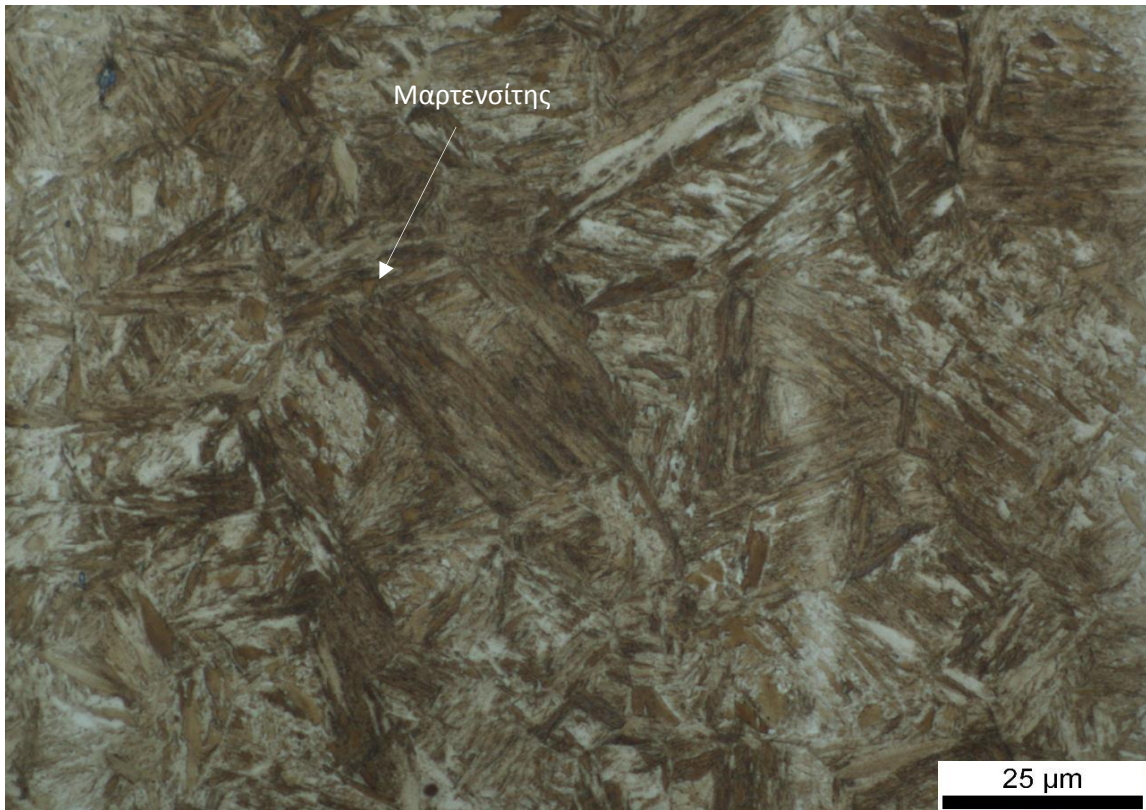
Εικόνα 42: Καμπύλη διαστολομετρίας του δείγματος FP1-11



Εικόνα 43: Από επεξεργασία των δεδομένων προκύπτουν (α) το ποσοστό κλάσματος όγκου του ωστενίτη στη διφασική περιοχή και (β) το ποσοστό κλάσματος όγκου του μαρτενσίτη κατά την απόψυξη σε συνάρτηση με τη θερμοκρασία για το δοκίμιο FP1-11.

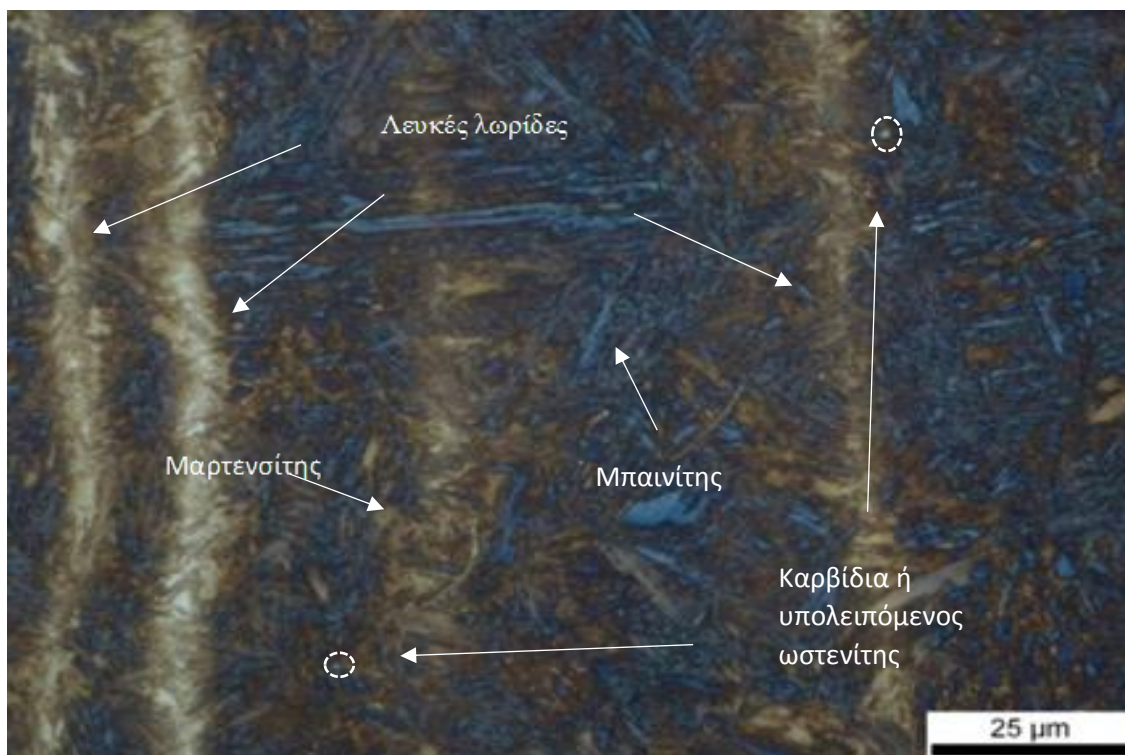
Στο δοκίμιο FP1-11, για τον ωστενιτικό μετασχηματισμό οι θερμοκρασίες A_{c1} και A_{c3} υπολογίστηκαν στους 830 °C και 910 °C αντίστοιχα, ενώ για τον μαρτενσιτικό μετασχηματισμό η M_s και η M_f υπολογίζονται στους 280°C και στους 130°C αντίστοιχα.

IV.2. Μικροδομές από οπτικό μικροσκόπιο



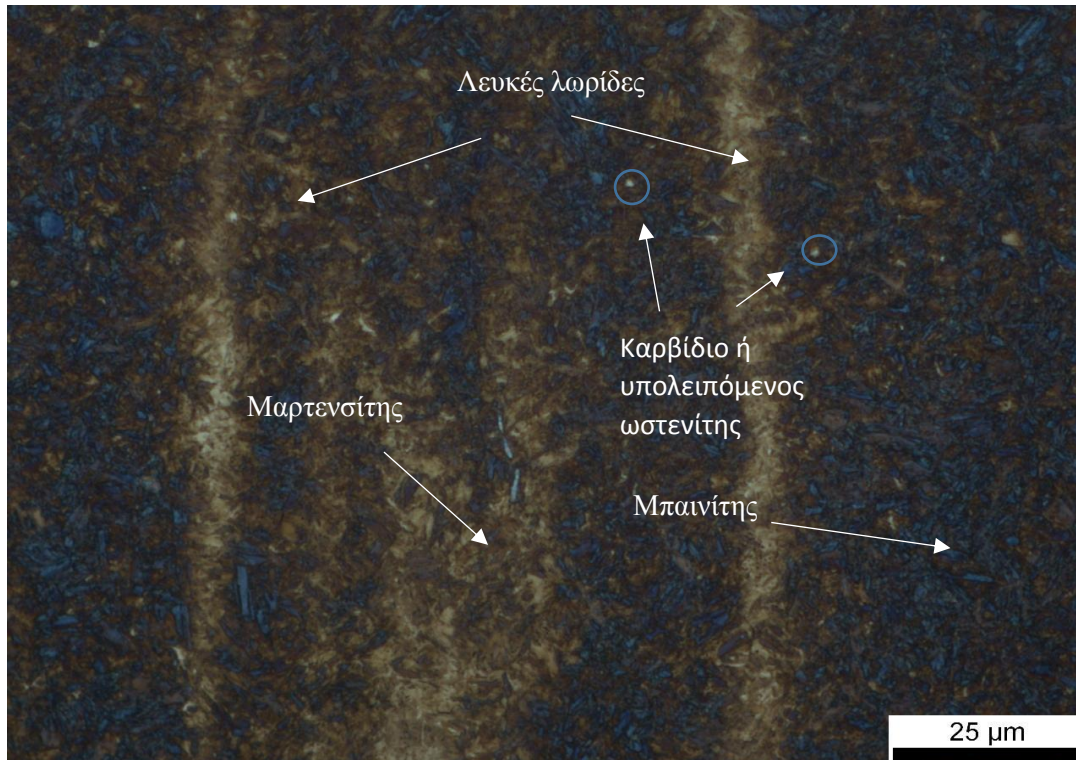
Εικόνα 44: Μικροδομή με ανάλυση (X100) για το δείγμα FP1-2, έπειτα από προσβολή με Nital 2% και $Na_2S_2O_5$ 10%

Η μικροδομή του FP1-2 φαίνεται πλήρως μαρτενσιτική (μόνο καφέ χρωματισμοί) με έντονους βελονοειδείς σχηματισμούς πλακιδίων μαρτενσίτη.



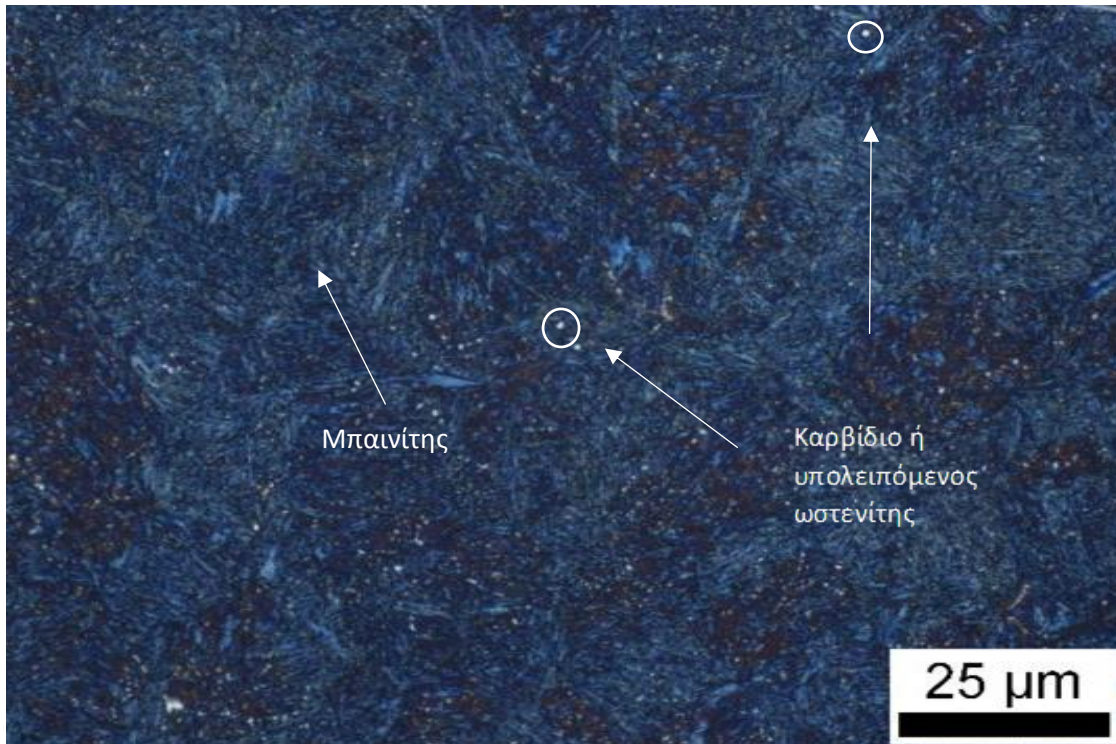
Εικόνα 45: Μικροδομή με ανάλυση (X100) στο δείγμα FP1-9, έπειτα από έγχρωμη προσβολή (Nital 2% και $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$ 10%) στη μεταλλογραφία διακρίνονται λευκές λωρίδες που προσβάλλονται δυσκολότερα.

Το δοκίμιο FP1-9 φαίνεται να έχει μικτή μικροδομή αποτελούμενη από μαρτενσίτη και μπαινίτη, ενώ υπάρχουν και ενδείξεις πολύ μικρών άσπρων κόκκων, πιθανών μικρών καρβιδίων ή υπολειπόμενος ωστενίτης. Ακόμη παρατηρούνται μορφολογίες λωρίδων με πιο λευκό χρώμα που μάλλον δεν έχουν προσβληθεί επαρκώς και είναι παράλληλες μεταξύ τους, όπως φαίνεται στην *Εικόνα 45*.



Εικόνα 46: Μικροδομή με ανάλυση (X100) για το δείγμα FT1-10, έπειτα από προσβολή με Nital 2% και $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$ 10%. Με μπλε απεικονίζεται ο μπαινίτης, με καφέ ο μαρτενσίτης. Υπάρχουν ενδείξεις για καρβίδια ή υπολειπόμενο ωστενίτη, ενώ διακρίνονται λευκές λωρίδες που προσβάλλονται δυσκολότερα.

Η μορφολογία του δείγματος FT1-10, που φαίνεται στην *Εικόνα 46*, είναι πιο λεπτόκοκκη από τις προηγούμενες με μικτή μικροδομή από μαρτενσίτη και μπαινίτη, λευκές λωρίδες και πιθανές ενδείξεις καρβιδίων ή υπολειπόμενου ωστενίτη.



Εικόνα 47: Μικροδομή με ανάλυση (X100) για το δείγμα FP1-11, έπειτα από προσβολή με Nital 2% και Na₂S₂O₅ 10%. Με μπλε απεικονίζεται ο μπαινίτης, ενώ υπάρχουν ενδείξεις για καρβίδια ή υπολειπόμενο ωστενίτη.

Το FP1-11 έχει διαφορετική σύσταση από τα προηγούμενα, επομένως αναμένουμε και διαφορετική εικόνα μορφολογίας όπως φαίνεται στην *Εικόνα 47*. Το δοκίμιο είναι κυρίως μπαινιτικό με αρκετούς μικρούς λευκούς κόκκους που θα μπορούσαν να είναι καρβίδια ή υπολειπόμενος ωστενίτης, μικρό μέγεθος κόκκων και ελάχιστο μαρτενσίτη.

IV.3. Αποτελέσματα μικροσκληρομετρήσεων

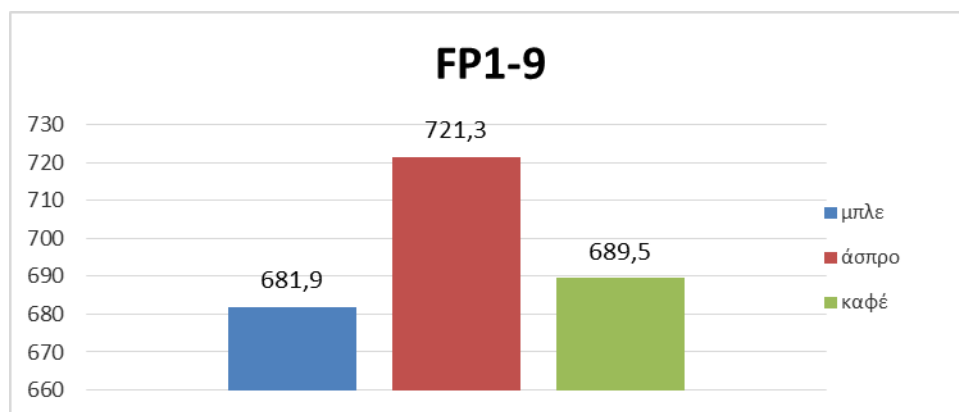
Πίνακας 4: Πίνακας μικροσκληρομετρήσεων όλων των δειγμάτων με φορτίο 0,5kg

A/A	FP1-11	FP1-2	FP1-9	FT1-10
1	763	675	755	705
2	690	675	692	697
3	725	712	683	722
4	820	741	801	664
5	697	695	717	741
6	664	666	646	675
7	710	678	652	730
8	772	655	631	746
9	707	692	664	749
10	772	717	629	746
M.O	732	690,6	687	717,5

Ο Πίνακας 4 παρουσιάζει τα αποτελέσματα των μικροσκληρομετρήσεων, καθώς επίσης και τη μέση τιμή της σκληρότητας για κάθε δοκίμιο που μελετήθηκε. Εκείνο με τη μεγαλύτερη σκληρότητα είναι το FP1-11 και ακολουθεί το FT1-10 με σκληρότητα πάνω από 700 HV, ενώ τα άλλα δύο έχουν χαμηλότερη και κοντινή μεταξύ τους τιμή. Για το FP1-9 πραγματοποιήθηκαν επιπλέον μικροσκληρομετρήσεις τοπικά σε περιοχές με διαφορετικό χρωματισμό, όπως αυτοί προέκυψαν από την έγχρωμη προσβολή (Εικόνα 45) και έδειξαν μεγαλύτερη σκληρότητα στις λευκές περιοχές, όπως φαίνεται στον Πίνακας 5 και την Εικόνα 48.

Πίνακας 5: Τοπικές τιμές μικροσκληρομετρήσεων για το δείγμα FP1-9

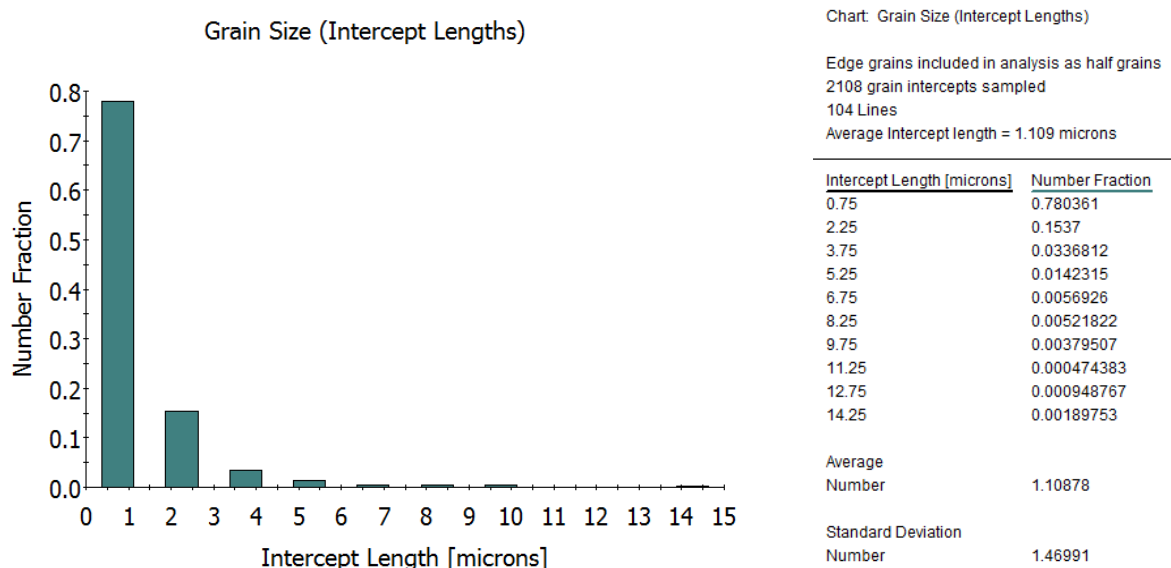
A/A	Καφέ	Μπλε	Ασπρο
1	694	702	698
2	696	748	702
3	706	630	746
4	694	706	721
5	645	630	698
6	723	642	763
7	670	690	
8	696	690	
9	663	706	
10	708	675	
M.O.	689,5	681,9	721,3



Εικόνα 48: Μέσος όρος των τιμών μικροσκληρότητας για κάθε περιοχή του FP1-9

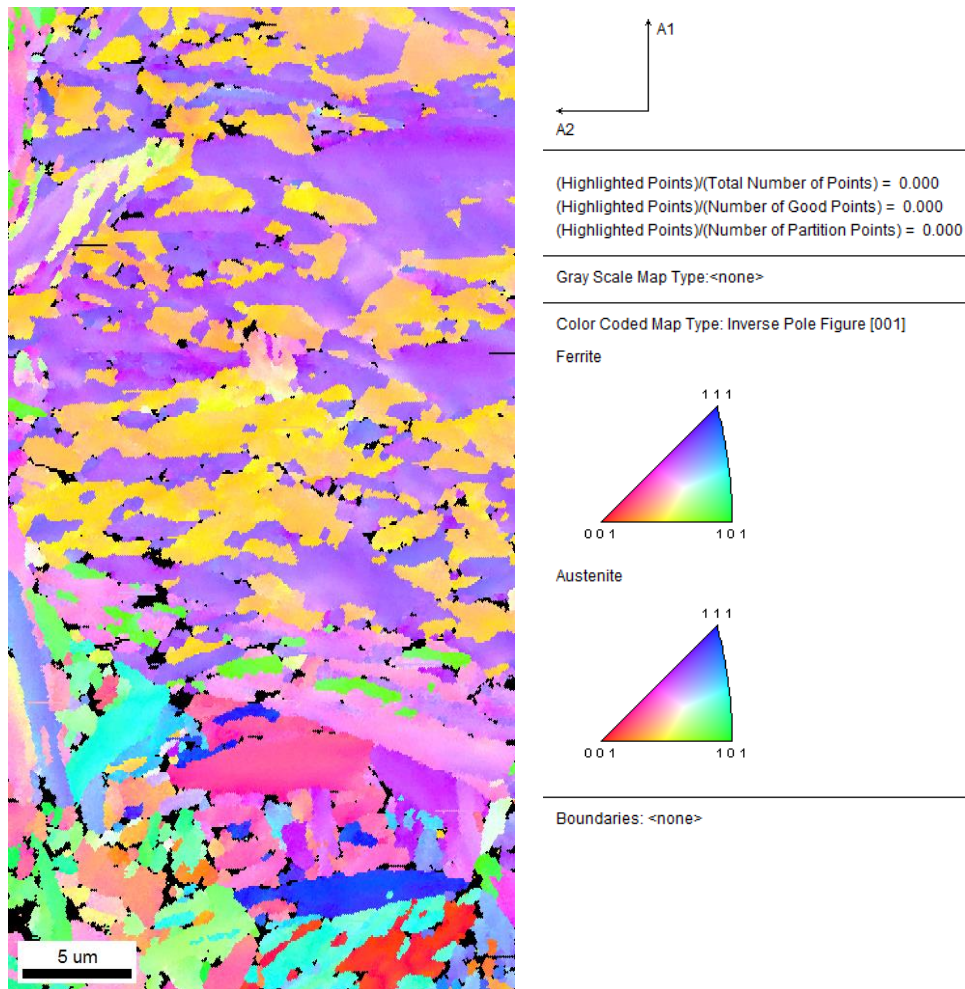
IV.4. Κρυσταλλογραφία από EBSD

Η χωρική ανάλυση στο EBSD προσδιορίζει την κοκκομετρική κατανομή του υλικού, όπως φαίνεται στην *Εικόνα 54* για το FP1-2, με μέσο μέγεθος 1,1 μm και τυπική απόκλιση 1,47. Σύμφωνα με το υπόμνημα, το μεγαλύτερο κλάσμα όγκου έχει μήκος 0,75 μm σε ποσοστό 78%, ενώ το μέγιστο μήκος των 14,25 μm μπορεί να υποδηλώνει το μήκος των μεγαλύτερων βελόνων μαρτενσίτη που διασχίζουν τους αρχικούς ωστενιτικούς κόκκους και έτσι να βγει ένα πρώτο συμπέρασμα για το μέγεθος των τελευταίων.



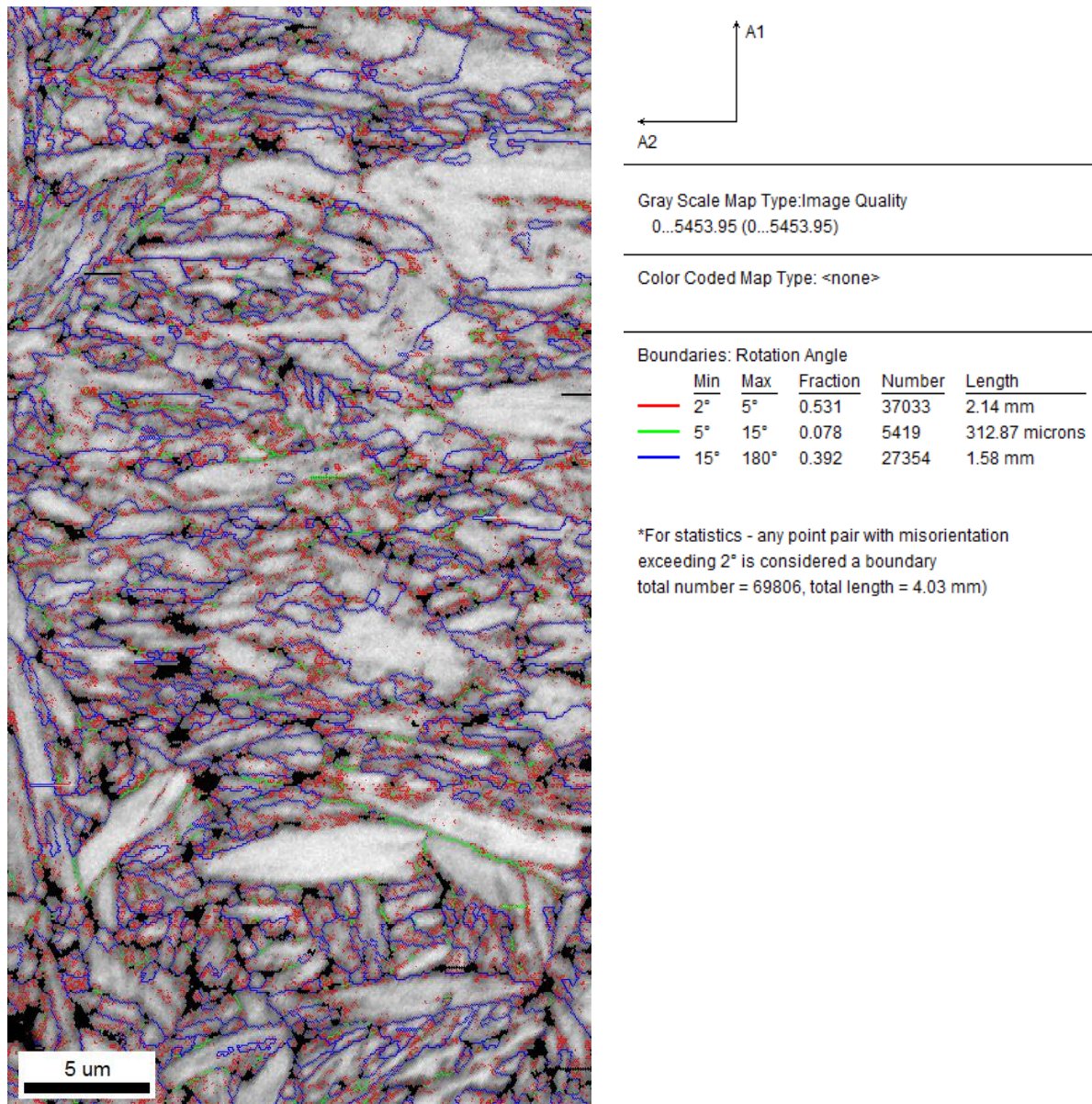
Εικόνα 49: Διάγραμμα κατανομής μεγέθους πλακιδίων για το δείγμα FP1-2 σε μεγέθυνση X2000 με μέσο μέγεθος στο 1,1 μm και τυπική απόκλιση στο 1,47.

Στην *Εικόνα 50* απεικονίζεται ο κρυσταλλογραφικός προσανατολισμός μιας περιοχής του δοκιμίου, ο οποίος φαίνεται να είναι έντονος.



Εικόνα 50: Χάρτης EBSD (X2000) για το FP1-2 με κρυσταλλογραφικό προσανατολισμό των κόκκων

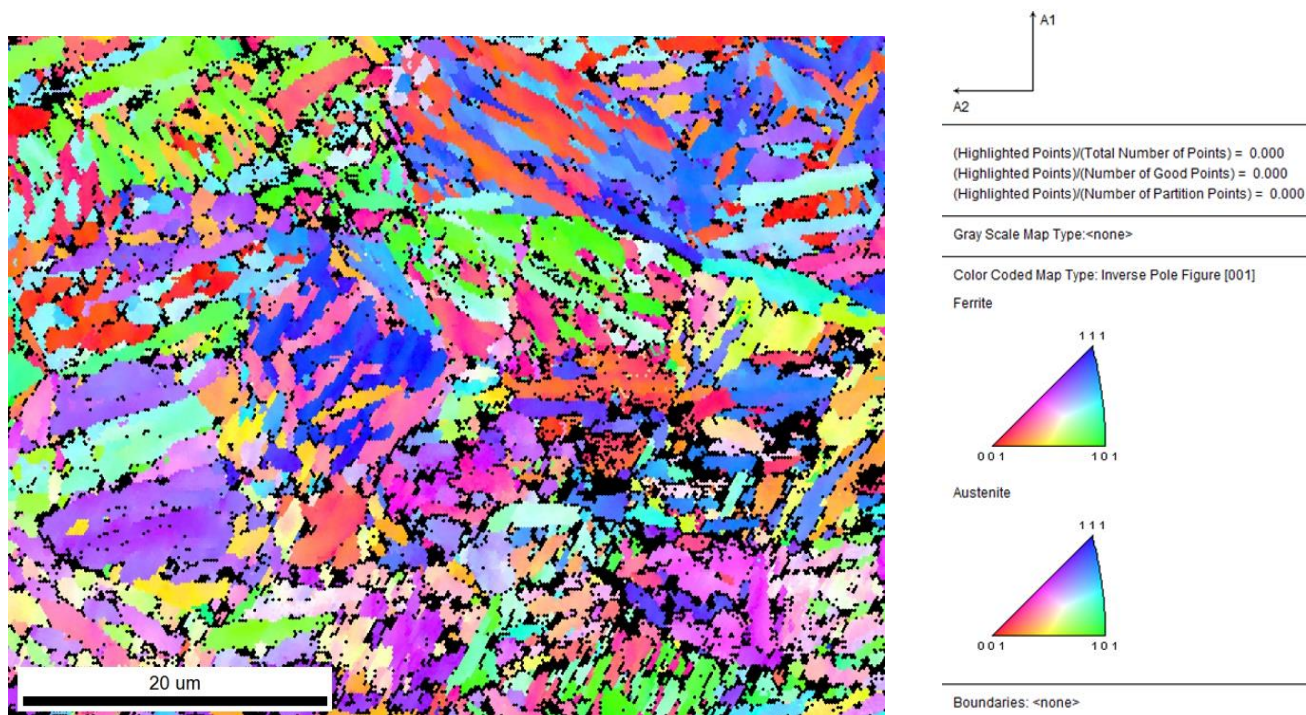
Άλλος βασικός χάρτης είναι αυτός που απεικονίζει τη διαφορά στην κλίση μεταξύ των ορίων των κόκκων. Στην *Εικόνα 51* του δοκιμίου FP1-2, το μεγαλύτερο ποσοστό γωνιών ανήκει στα όρια χαμηλής γωνίας, δηλαδή 2-5°, που εκφράζει τα υπό-όρια των κόκκων.



Εικόνα 51: Χάρτης EBSD (X2000) για το FP1-2 με τη διαφορά της γωνίας προσανατολισμού στα όρια των κόκκων

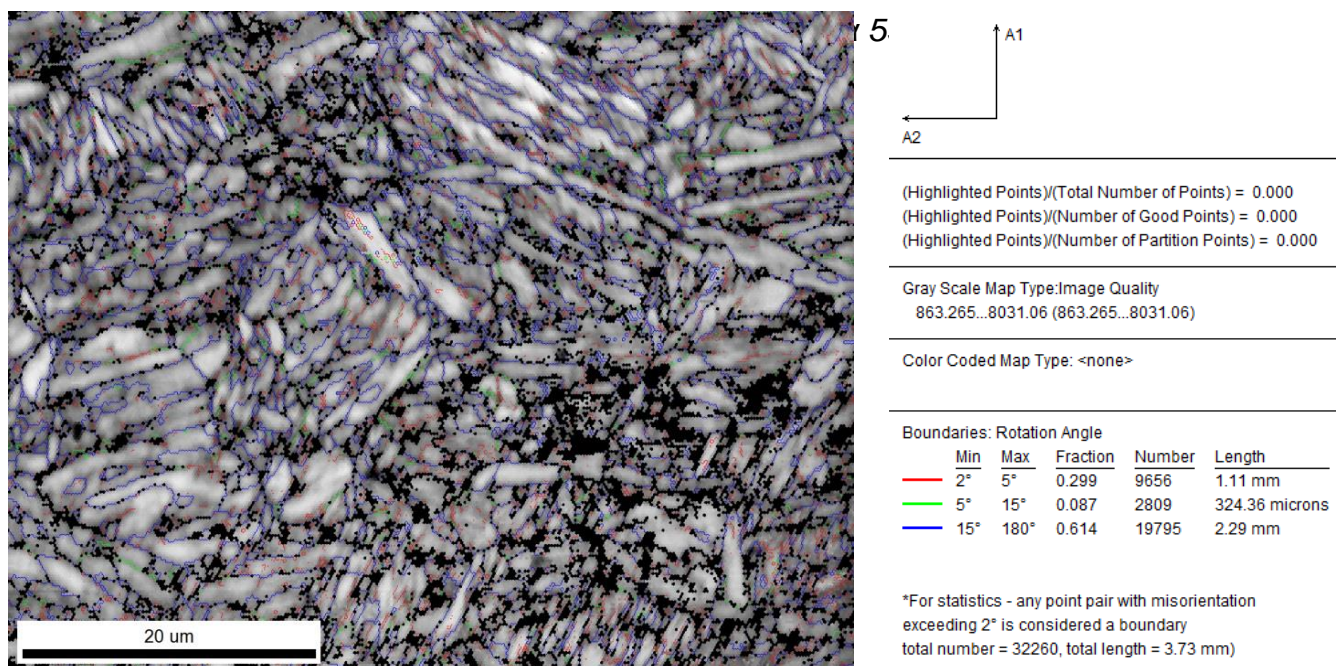
Για το FP1-9 το αντίστοιχο μέσο μέγεθος κόκκου φτάνει τα 0,56 μm με τυπική απόκλιση στο 0,46, ενώ ο κρυσταλλογραφικός προσανατολισμός δεν είναι τόσο έντονος αν και υπάρχουν περιοχές με παρόμοιους χρωματισμούς που υποδηλώνουν αρχικούς ωστενιτικούς κόκκους.

Ανάλυση μικροδομής μικροκραματωμένων ειδικών χαλύβων μεσαίου άνθρακα μετά την επιβολή τάχιστων θερμικών κύκλων



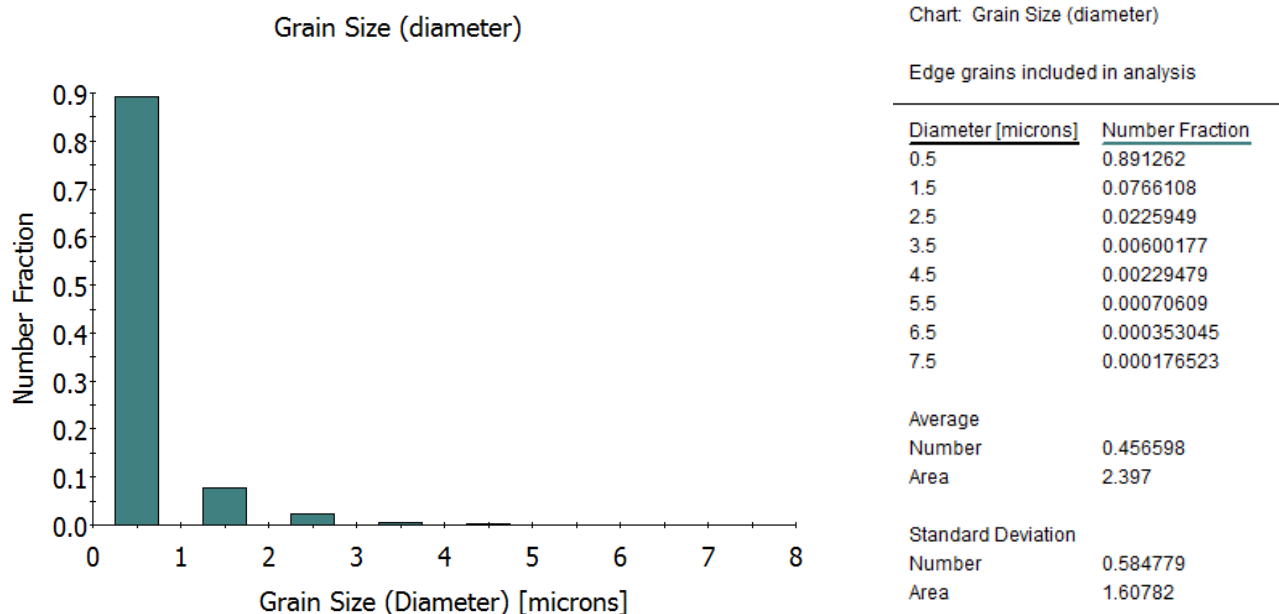
Εικόνα 52: Χάρτης EBSD (X2000) για το FP1-9 με κρυσταλλογραφικό προσανατολισμό των κόκκων

Εικόνα 53, το μεγαλύτερο ποσοστό διαφοράς γωνίας προσανατολισμού στα όρια των κόκκων είναι από 15° και πάνω σε ποσοστό 61%.



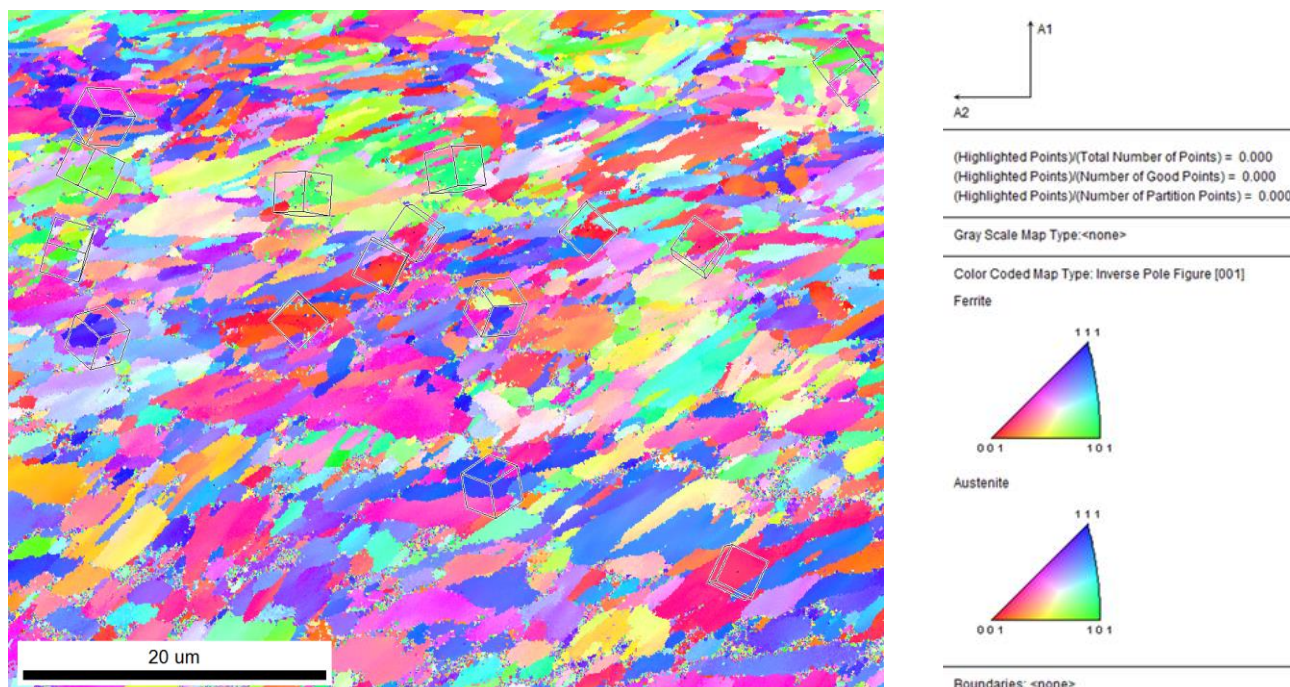
Εικόνα 53: Χάρτης EBSD (X2000) για το FP1-9 με τη διαφορά της γωνίας προσανατολισμού στα όρια των κόκκων

Ανάλυση μικροδομής μικροκραματωμένων ειδικών χαλύβων μεσαίου άνθρακα μετά την επιβολή τάχιστων θερμικών κύκλων



Εικόνα 54: Διάγραμμα κατανομής μεγέθους κόκκου για το δείγμα FT1-10 σε μεγέθυνση X2000 με μέσο μέγεθος στο 0,46 μm και τυπική απόκλιση στο 0,58

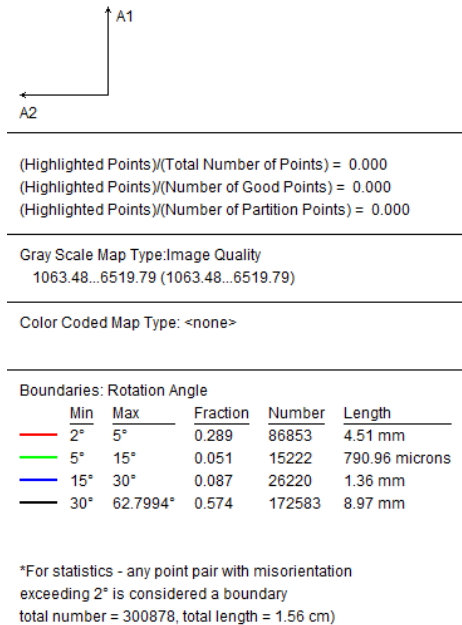
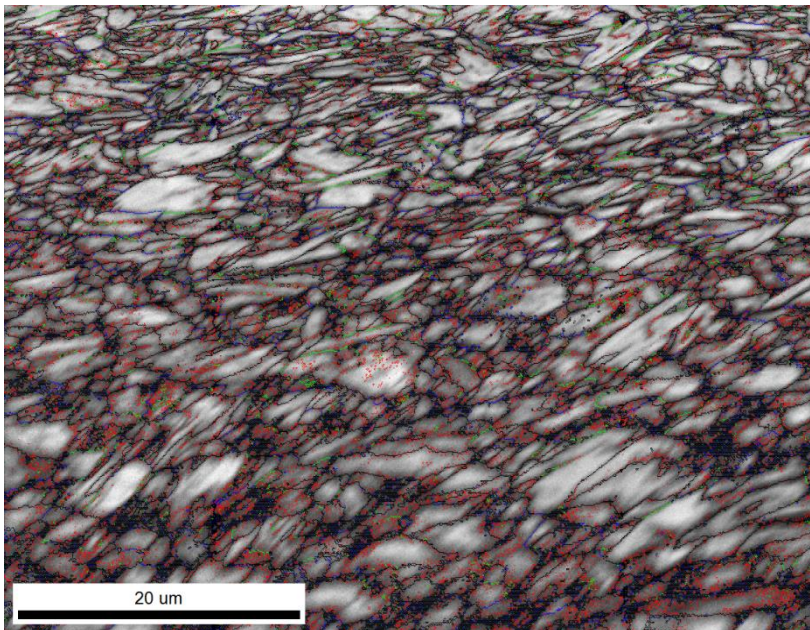
Στην Εικόνα 54, το μέσο μέγεθος κόκκου που προκύπτει για το δοκίμιο FT1-10 είναι 0,46 μm με τυπική απόκλιση 0,58. Το μεγαλύτερο κλάσμα όγκου έχει μήκος 0,5 μm σε ποσοστό 89%.



Εικόνα 55: Χάρτης EBSD (X2000) για το FT1-10 με κρυσταλλογραφικό προσανατολισμό των κόκκων

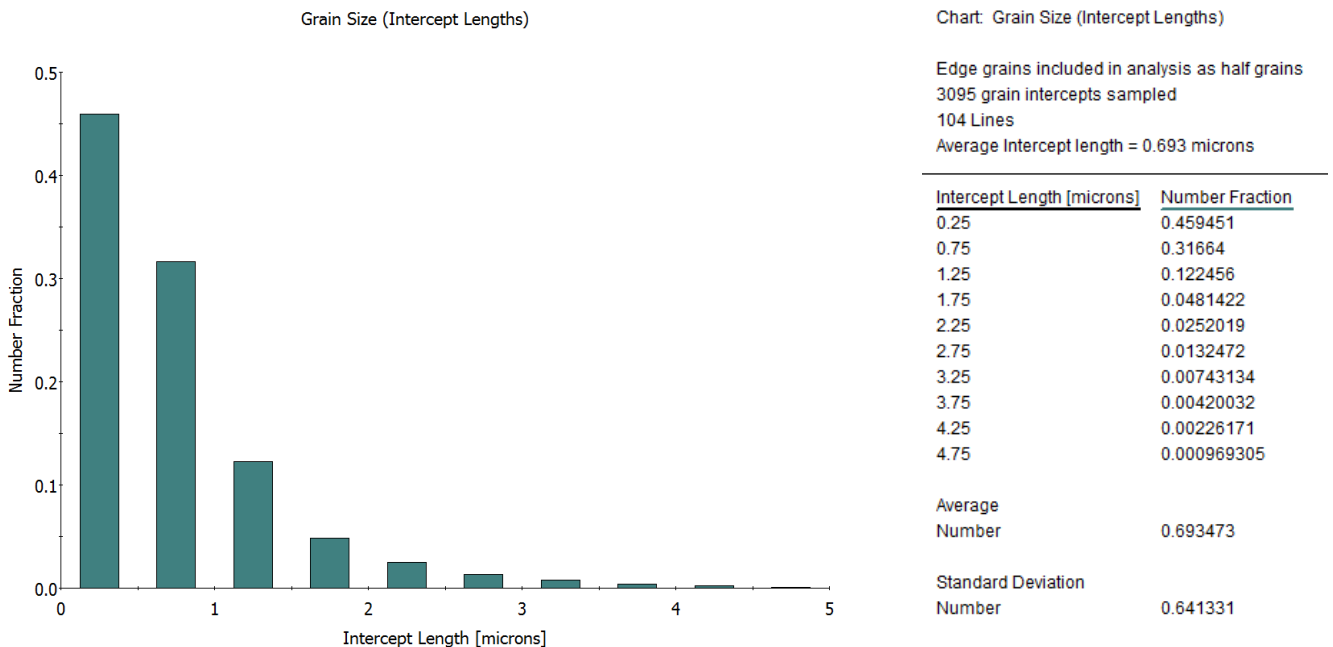
Ανάλυση μικροδομής μικροκραματωμένων ειδικών χαλύβων μεσαίου άνθρακα μετά την επιβολή τάχιστων θερμικών κύκλων

Δεν υπάρχει πολύ σαφής και έντονος προσανατολισμός στην *Εικόνα 55* του δοκιμίου FT1-10, ενώ πάνω στον ίδιο χάρτη φαίνεται και η μοναδιαία κυψελίδα διάφορων κόκκων.



Εικόνα 56: Χάρτης EBSD (X2000) για το FT1-10 με τη διαφορά της γωνίας προσανατολισμού στα όρια των κόκκων

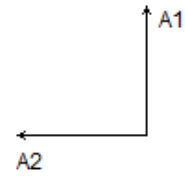
Για το FT1-10 στην *Εικόνα 56*, το 57% του κλάσματος όγκου αποτελείται από διαφορά γωνίας στα όρια των κόκκων μεταξύ των 30-63°, ενώ το 29% αποτελείται από διαφορά ορίων κόκκων μεταξύ 2-5°.



Εικόνα 57: Διάγραμμα κατανομής μεγέθους κόκκου για το δείγμα FP1-11 σε μεγέθυνση X2000 με μέσο μέγεθος στο 0,69 μm και τυπική απόκλιση στο 0,64

Ανάλυση μικροδομής μικροκραματωμένων ειδικών χαλύβων μεσαίου άνθρακα μετά την επιβολή τάχιστων θερμικών κύκλων

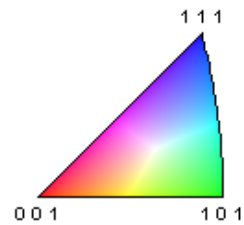
Το δοκίμιο FP1-11 έχει μέσο μέγεθος κόκκου που φτάνει τα 0,69 μm με τυπική απόκλιση στο 0,64. Το μεγαλύτερο ποσοστό του κλάσματος όγκου αποτελεί το 46% και έχει μήκος κόκκου 0,25 μm .



Gray Scale Map Type: <none>

Color Coded Map Type: Inverse Pole Figure [001]

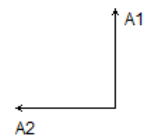
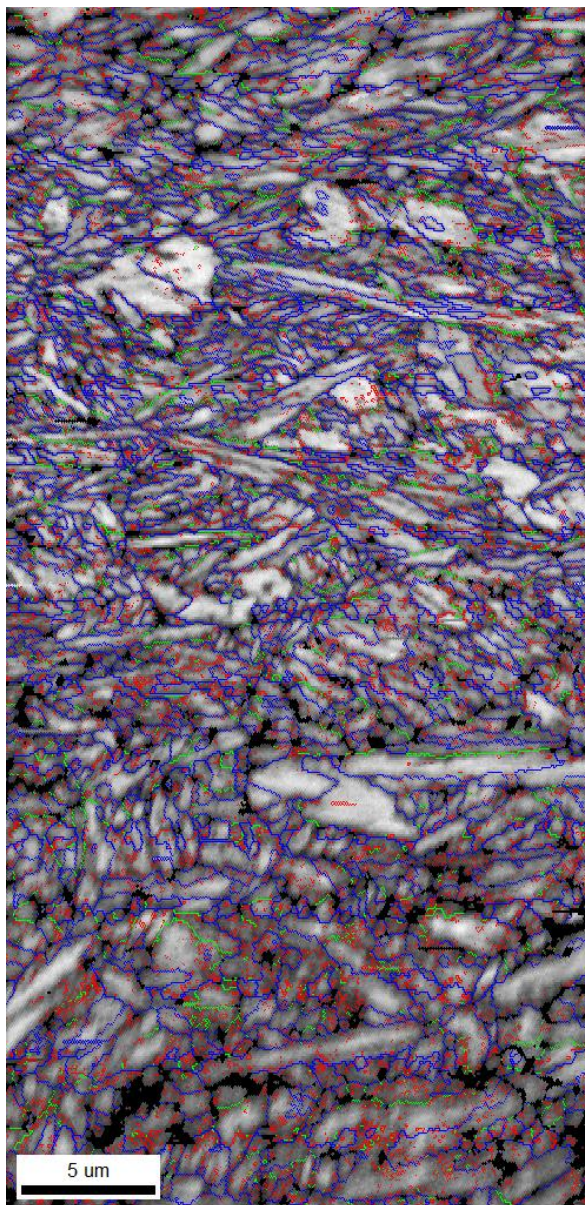
Ferrite



Boundaries: <none>

Εικόνα 58: Χάρτης EBSD ($\times 2000$) για το FP1-11 με κρυσταλλογραφικό προσανατολισμό των κόκκων

Στην Εικόνα 58 φαίνονται οι κυρίαρχες κρυσταλλογραφικές διευθύνσεις των πλακιδίων να είναι οι $\langle 111 \rangle$ και $\langle 101 \rangle$, ενώ παράλληλα ξεχωρίζουν οι αρχικοί κόκκοι ωστενίτη με παρόμοιους χρωματισμούς.



(Highlighted Points)/(Total Number of Points) = 0.600
(Highlighted Points)/(Number of Good Points) = 0.600
(Highlighted Points)/(Number of Partition Points) = 0.627

Gray Scale Map Type: Image Quality
1154.89...7499.45 (1154.89...7499.45)

Color Coded Map Type: <none>

Boundaries: Rotation Angle					
	Min	Max	Fraction	Number	Length
—	2°	5°	0.388	33110	1.91 mm
—	5°	15°	0.098	8382	483.93 microns
—	15°	180°	0.514	43813	2.53 mm

*For statistics - any point pair with misorientation exceeding 2° is considered a boundary
total number = 85305, total length = 4.93 mm)

Εικόνα 59: Χάρτης EBSD (X2000) για το FP1-11 με τη διαφορά της γωνίας προσανατολισμού στα όρια των κόκκων.

Στην Εικόνα 59, το 51% του κλάσματος όγκου έχει διαφορά γωνίας προσανατολισμού στα όρια των κόκκων μεταξύ 15 - 180°, ενώ το 39% μεταξύ 2 - 5°.

Τέλος, η ανάλυση των φάσεων ανίχνευσε, σε όλα τα δοκίμια, ένα πολύ μικρό ποσοστό της τάξης του 8-5% με κρυσταλλική δομή FCC, που πιθανόν εκφράζει την ύπαρξη καρβιδίων ή υπολειπόμενου ωστενίτη, όμως μπορεί να οφείλεται στην ποιότητα του φασματος.

Κεφάλαιο V: Συζήτηση επί των αποτελεσμάτων

Από τη σύγκριση των διαγραμμάτων της διαστολομετρίας φαίνεται ξεκάθαρα η επιρροή του ρυθμού θέρμανσης και ψύξης στους μετασχηματισμούς των φάσεων. Τα δείγματα με μεγαλύτερο ρυθμό θέρμανσης είχαν μεγαλύτερες τιμές A_{c1} και A_{c3} σε σχέση με τα άλλα, λόγω της χημικής ετερογένειας, που παρουσιάζεται ως επίδραση της ελάχιστης διάχυσης, επιβραδύνοντας τον ωστενιτικό μετασχηματισμό (6). Επίσης, παρατηρείται ότι το δείγμα με τη διαφορετική χημική σύσταση (42MnCr6) είχε την υψηλότερη τιμή $A_{c3}=910^{\circ}\text{C}$. Ακόμη, φαίνεται πως όλα τα δείγματα φτάνουν πάνω από την κρίσιμη θερμοκρασία A_{c3} , με το δείγμα FT1-10 να φτάνει στη μέγιστη με διαφορά μόλις 50°C ($T_{\text{peak}}=950^{\circ}\text{C}$ και $A_{c3}=900^{\circ}\text{C}$). Γενικά, όσο μεγαλύτερη είναι η T_{peak} και ο χρόνος παραμονής σε αυτήν, τόσο ευνοείται η αύξηση του μεγέθους του ωστενιτικού κόκκου. Αυτό με τη σειρά του μπορεί να δράσει σαν ευνοϊκός παράγοντας για το σχηματισμό του μαρτενσίτη, καθώς ανεβάζει την M_s (104). Και αντίστροφα, το μικρό μέγεθος κόκκου αρχικού ωστενίτη ευνοεί το μπαινιτικό μετασχηματισμό και αυτό συμβαίνει γιατί υπάρχουν περισσότερα όρια κόκκων. Όσον αφορά στον τελικό μετασχηματισμό στις μικτές μικροδομές, δεν είναι ξεκάθαρο αν προηγείται ο μαρτενσιτικός ή ο μπαινιτικός μετασχηματισμός στην πράξη, καθώς οι θερμοκρασίες έναρξης και λήξης τους αλληλοεπικαλύπτονται. Πιθανόν να προηγείται ο μαρτενσιτικός μετασχηματισμός και μετά να ακολουθεί ο μπαινιτικός, βρίσκοντας θέσεις πυρήνωσης στα όρια κόκκων και του ωστενίτη, αλλά και του μαρτενσίτη και γιατί μειώνεται ο ρυθμός απόψυξης προς το τέλος του μετασχηματισμού (105).

Η συνύπαρξη μπαινίτη και μαρτενσίτη, όπως φαίνεται από τις εικόνες της οπτικής μικροσκοπίας, μπορεί να αποδοθεί στη χημική ετερογένεια που επικρατεί στην μικροδομή (περιοχές ωστενίτη πλούσιες και φτωχές σε άνθρακα), που ενισχύεται από τον υψηλό ρυθμό θέρμανσης και την σύντομη παραμονή στη θερμοκρασία ωστενιτοποίησης. Επιπλέον, παρατηρούνται λευκές λωρίδες που προσβάλλονται δυσκολότερα, κατά μήκος του δοκιμίου και παράλληλα μεταξύ τους. Αυτές, πιθανόν, αντιστοιχούν στις περλιτικές περιοχές της αρχικής μικροδομής από τις οποίες ο άνθρακας του σεμεντίτη δεν πρόλαβε να διαχυθεί επαρκώς. Το δείγμα FP1-11 έχει διαφορετική σύσταση σε σχέση με τα άλλα δοκίμια και έτσι εξηγείται η τελείως διαφορετική εικόνα του λάβαμε στο οπτικό μικροσκόπιο και το μεγάλο του ποσοστό σε μπαινίτη. Ο άνθρακας σε αυτό το δοκίμιο κυμαίνεται περίπου στα ίδια επίπεδα με τα υπόλοιπα δοκίμια, όμως ελαφρώς μεγαλύτερα είναι τα ποσοστά του σε χρώμιο, που είναι καρβιδιογόνο και πυρίτιο, που εμποδίζει τη διάλυση του σεμεντίτη (37). Η βασική διαφορά, ωστόσο, αυτού του δείγματος έγκειται στο μεγάλο του ποσοστό σε μαγγάνιο το οποίο συνδέεται με το διαφορισμό του άνθρακα (76).

Από τις τιμές των μικροσκληρομετρήσεων λαμβάνονται ενδιαφέροντα αποτελέσματα. Τη μεγαλύτερη τιμή έχει πάλι το υλικό με τη διαφορετική σύσταση (πιο πλούσιο σε μαγγάνιο), που παρουσιάζεται αρκετά λεπτόκοκκο με το μεγαλύτερο κλάσμα όγκου να είναι μπαινιτικό σε συνδυασμό με πολλά λευκά σφαιρίδια, που μοιάζουν με καρβίδια και πιθανόν να αποτέλεσαν

επιπλέον θέσεις ετερογενούς πυρήνωσης για τον τελικό μετασχηματισμό. Το FT1-10 παρουσιάζει επίσης μεγάλη σκληρότητα με μεγαλύτερο κλάσμα όγκου μαρτενσίτη και εξαιρετικά λεπτοκρυσταλλική μικροδομή. Από τα άλλα δύο δοκίμια αυτό με τη χαμηλότερη σκληρότητα είναι το FP1-9, λόγω της ύπαρξης μπαινίτη στη μικροδομή του. Αναλύοντας περαιτέρω το FP1-9, στο οποίο παρατηρήθηκαν λευκές λωρίδες, έγιναν προσπάθειες μετρήσεων στις περιοχές με διαφορετικούς χρωματισμούς. Το αποτέλεσμα ήταν η τιμή της σκληρότητας στις άσπρες περιοχές να βρεθεί μεγαλύτερη περίπου κατά 20-30 HV, γεγονός που δείχνει ότι πρόκειται για περιοχές μαρτενσίτη, που προέρχονται πιθανόν από περιοχές ωστενίτη, στον οποίο έχει γίνει διαφορισμός κραματικών στοιχείων και έχουν μεγαλύτερο ποσοστό σε άνθρακα και μαγγάνιο (34), (75). Ωστόσο, οι διαφορές στις τιμές των μπλε και καφέ περιοχών δεν είναι επαρκώς αντιπροσωπευτικές λόγω του μικρού μεγέθους των κόκκων.

Δεν έγινε χρήση του SEM, καθώς δε θα πρόσφερε νεότερες πληροφορίες, διότι στη σύσταση δεν παρουσιάζονται ιδιαίτερες αλλαγές και τα αποτελέσματα της στοιχειακής ανάλυσης του EDS δεν είναι ακριβή για τη σύσταση του άνθρακα, που θα μας ενδιέφερε περισσότερο, ενώ επίσης, οι μετρήσεις επηρεάζονται από τις γύρω περιοχές, αφού πρόκειται για πολύ λεπτόκοκκα υλικά. Πιθανές φάσεις όπως καρβίδια και υπολειπόμενος ωστενίτης βρίσκονται σε νανοσκοπική κλίμακα και δεν θα εντοπιζόνταν με βεβαιότητα στο SEM. Αντ'αυτού δόθηκε έμφαση στην τεχνική του EBSD, τεχνική βέβαια που βασίζεται στο SEM.

Από τη μελέτη στο EBSD, αρχικά, επιβεβαιώνεται η εξαιρετικά λεπτόκοκκη μικροδομή των δοκιμίων με το μέσο μέγεθος κόκκου να κυμαίνεται από 0,1 έως 1,1 μm . Ακόμη παρατηρούνται μεγαλύτεροι κόκκοι, που αποτελούνται από παρόμοιους χρωματισμούς με κοντινούς προσανατολισμούς και περιγράφουν κόκκους που προήρθαν από τους ίδιους αρχικούς κόκκους ωστενίτη (*Εικόνα 49, Εικόνα 51, Εικόνα 54, Εικόνα 57*). Τα δοκίμια με πιο λεπτομερή πλακίδια θα προέρχονται από μικρότερους αρχικούς κόκκους ωστενίτη, που αντιστοιχούν σε μεγαλύτερο ρυθμό θέρμανσης, χαμηλότερη μέγιστη θερμοκρασία και μικρότερο χρόνο παραμονής σε αυτήν. Οι κρυσταλλογραφικές διευθύνσεις, που κυριαρχούν είναι οι διευθύνσεις $\langle 111 \rangle$, $\langle 101 \rangle$, $\langle 001 \rangle$, χαρακτηριστικές του BCC συστήματος. Ακόμη, το μικρό ποσοστό που αφορά τη δομή FCC μπορεί να αποδοθεί στην ύπαρξη καρβιδίων ή υπολειπόμενου ωστενίτη.

Οι χάρτες που απεικονίζουν την αλλαγή των γωνιών στα όρια των κόκκων (*Εικόνα 50, Εικόνα 52, Εικόνα 55, Εικόνα 58*) είναι πολύ χρήσιμοι και μας βοηθούν να εξάγουμε συμπεράσματα για τη φύση των μετασχηματισμών. Οι γωνίες μεταξύ 2 και 5° θεωρούνται υπό-όρια κόκκου και αποτελούν σημαντικό ποσοστό. Τα όρια από 5 έως 15° είναι πολύ λίγα, ενώ με 15° και πάνω, δηλαδή τα 'μεγάλης γωνίας' όρια (high angle boundaries) αποτελούν το μεγαλύτερο ποσοστό κλάσματος όγκου σε όλα τα δοκίμια εκτός του FP1-2. Αυτά υποδηλώνουν τη ραγδαία απόψυξη, που υπέστησαν οι κόκκοι κατά το μετασχηματισμό που φαίνεται να είναι καθαρά διατμησιακός και από τον οποίο προέκυψε η τελική μικτή μικροδομή. Στο δοκίμιο FP1-2 κυριαρχούν τα όρια

κόκκων με διαφορά 2 έως 5° που θεωρούνται υπό-όρια και σε συνδυασμό με τον χαμηλό ρυθμό θέρμανσης του δοκιμίου παραπέμπουν στην ύπαρξη ανακρυσταλλωμένων κόκκων. Επίσης, όσο μεγαλύτερο το ποσοστό των μεγάλων γωνιών στα όρια των κόκκων τόσο πιο σκληρό και λεπτόκοκκο τελικά καταλήγει να είναι το υλικό, ενώ παράλληλα ενισχύεται η συγκέντρωση κραματικών στοιχείων σε αυτά (π.χ. FP1-11 και FT1-10) (106). Γενικά, όσο μεγαλύτερος είναι ο ρυθμός θέρμανσης, τόσο αρχίζει να χάνεται ο προσανατολισμός (texture) και επέρχεται μεγαλύτερη ισοτροπία στις μηχανικές ιδιότητες.

Όσον αφορά στο διαχωρισμό των μικρογραφικών συστατικών του μπαινίτη από το μαρτενσίτη με τη μέθοδο του EBSD, αυτός αποτελεί μια πρόκληση. Το μεγαλύτερο ποσοστό γωνιών στα όρια μεταξύ 15-180°, επιβεβαιώνει σύμφωνα με τον H. Pishbin και άλλους (107), φαινόμενα εκλέπτυνσης κόκκου από το μετασχηματισμό του ωστενίτη σε μαρτενσίτη. Ακόμη, ο Gougues και άλλοι (108), (109) υποστηρίζουν ότι ο κατώτερος μπαινίτης και ο μαρτενσίτης αποτελούνται από πολύπλοκα «πακέτα», που έχουν καθορισμένη, και σχεδόν ταυτόσημη, σχέση προσανατολισμού με τη μητρική φάση του ωστενίτη, γεγονός που καθιστά πολύ δύσκολο το διαχωρισμό τους. Διάφοροι ερευνητές έχουν επίσης κάνει προσπάθειες διαχωρισμού του μπαινίτη από το φερρίτη ή του μαρτενσίτη από το φερρίτη (36), (110), (111), (108). Η πυκνότητα διαταραχών του μπαινίτη και του μαρτενσίτη είναι υψηλότερη από εκείνη του φερρίτη. Όσο υψηλότερη είναι η πυκνότητα διαταραχών, τόσο χειροτερεύει η ποιότητα φάσματος του προτύπου περίθλασης, λόγω της μεγαλύτερης παραμόρφωσης πλέγματος (112), (113), (36). Ο διαχωρισμός του μπαινίτη από τον μαρτενσίτη είναι τελικά αρκετά περίπλοκος, αφού η διαφορά στις πυκνότητες διαταραχών τους είναι πολύ μικρότερη.

Κεφάλαιο VI: Συμπεράσματα

Με βάση τα αποτελέσματα της πειραματικής διαδικασίας για τα τέσσερα δείγματα που υπέστησαν ραγδαίους θερμικούς κύκλους, εξάγονται συνοπτικά τα παρακάτω συμπεράσματα ως προς τη μικροδομή και τα χαρακτηριστικά τους.

Αρχικά με βάση τη διαστολομετρία βλέπουμε ότι η μέγιστη θερμοκρασία ωστενιτοποίησης κατά το ραγδαίο κύκλο, φτάνει τους 1080°C και τους 950°C για μόλις 2 ή 3 sec. Συνεπώς δεν προλαβαίνει να γίνει πλήρης ομογενοποίηση της χημικής σύστασης λόγω περιορισμένης διάχυση, καθυστερώντας το μετασχηματισμό σε ωστενίτη. Αυτό το φαινόμενο οδηγεί στην ύπαρξη περιοχών ωστενίτη, που κατά την απόψυξη είναι εμπλουτισμένες σε κραματικά στοιχεία και κυρίως άνθρακα. Αυτό δείχνει τη μεγάλη σημασία του ρυθμού θέρμανσης, της T_{peak} και του χρόνου παραμονής σε αυτή κατά τη διάρκεια ενός ραγδαίου θερμικού κύκλου.

Μελετώντας τα αποτελέσματα των εικόνων από το οπτικό μικροσκόπιο, φαίνεται ότι ευνοείται η ύπαρξη μικτής μικροδομής (μαρτενσίτη-μπαϊνίτη), ενώ υπάρχουν ενδείξεις και για καρβίδια ή και υπολειπόμενο ωστενίτη. Τα καρβίδια οδηγούν σε νέες θέσεις πυρήνωσης και τελικά σε πιο λεπτοκρυσταλλικό υλικό.

Από τις τιμές των μικροσκληρομετρήσεων, που κυμαίνονται από 691 έως 717 HV, συμπεραίνουμε ότι η συνύπαρξη μπαϊνίτη και μαρτενσίτη σε λεπτόκοκκης μικροδομής θα μπορούσε να προσδώσει καλές μηχανικές ιδιότητες αντίστοιχες με αυτές που προκύπτουν από χάλυβες βαφής και επαναφοράς. Τόσο στη μικροδομή όσο και στις τιμές της σκληρότητας, σημαντικό ρόλο παίζει εκτός από το θερμικό κύκλο και η χημική σύσταση των δοκιμίων, όπως φαίνεται από τις διαφορές του FP1-11 σε σχέση με τα υπόλοιπα.

Με την κοκκομετρική κατανομή της τεχνικής του EBSD επιβεβαιώνονται η λεπτοκρυσταλλική μικροδομή και ότι το μικρότερο μέγεθος των αρχικών ωστενιτικών κόκκων αντιστοιχεί σε υψηλότερο ρυθμό θέρμανσης, σε χαμηλότερη μέγιστη θερμοκρασία και παραμονή σε αυτήν. Από τους χάρτες των κρυσταλλογραφικών προσανατολισμών των δοκιμίων προκύπτει ότι όσο πιο χαμηλός είναι ο ρυθμός θέρμανσης τόσο πιο έντονα προσανατολισμένοι είναι οι κόκκοι. Οι μεγάλες γωνίες μεταξύ των ορίων των πλακιδίων αποδίδονται στους διατμησιακού χαρακτήρα μετασχηματισμούς, που λαμβάνουν χώρα κατά την ταχεία απόψυξη (μαρτενσιτικού-μπαϊνιτικού). Οι μικρότερες γωνίες ανάμεσα στα πλακίδια αποτελούν υπό-όρια ανακρυσταλλωμένων κόκκων.

Προτάσεις για περαιτέρω έρευνα

Για τον πλήρη προσδιορισμό της μικροδομής των δοκιμίων, θα ήταν ιδιαίτερα χρήσιμο να γίνει μεγαλύτερη εμβάθυνση στις δυνατότητες που μπορεί να προσφέρει η τεχνική του EBSD, τόσο για το διαχωρισμό του μαρτενσίτη από το μπαινίτη, όσο και για την ύπαρξη άλλων φάσεων, αλλά και τον προσδιορισμό των αρχικών κόκκων του ωστενίτη. Επιπρόσθετα, χρειάζεται να γίνει έλεγχος με ηλεκτρονική μικροσκοπία διερχόμενης δέσμης (TEM), ώστε να επιβεβαιωθούν ή όχι οι υποθέσεις για την ύπαρξη καρβιδίων και υπολειπόμενου ωστενίτη.

Ακόμη, πρέπει να γίνει καλύτερη συσχέτιση των κραματικών στοιχείων με τις μικροδομές που προκύπτουν, ώστε να γίνει σχεδιασμός νέων κραμάτων που με χρήση τάχιστων θερμικών κατεργασιών να οδηγούν σε βελτιωμένες μηχανικές ιδιότητες.

Μεγάλη πρόκληση αποτελεί η επιβολή τάχιστων θερμικών κύκλων σε δοκίμια μεγαλύτερων διαστάσεων και πιο πολύπλοκων σχημάτων, που θα βρουν ανταπόκριση σε ποικίλες βιομηχανικές εφαρμογές. Παράλληλα κρίνεται αναγκαίο να γίνουν και μετρήσεις στα δοκίμια που να αφορούν τις μηχανικές τους ιδιότητες, όπως κρούση, εφελκυσμός και άλλα.

VII. Βιβλιογραφία

1. R. Kuziak, R. Kawalla, S. Waengler. Advanced high strength steels for automotive. *Archives of civil and mechanical engineering*. 2008, Vol. 8, 2.
2. *Introduction to advanced high-strength steels-Part I*. Shaeffler, Daniel J. s.l. : Stamping Journal, 2005.
3. *The influence of ultra-fast annealing prior to quenching and partitioning on the microstructure and the mechanical properties*. Dorien De Knifj, Athina Puype, Cecilia Fojer, Roumen Petrov. s.l. : Materials Science & Engineering, 2015, Vol. 627.
4. *Microstructure, texture and mechanical properties in a low carbon steel after ultrafast heating*. F. Castro Cerda, C. Goulas, I. Sabirov, S. Papaefthymiou, A. Monsalve, R. H Petrov. s.l. : Materials Science & Engineering, 2016, Vol. A.
5. *Ultra-fast Annealing of high strength steels*. Petrov Roumen, Hajyakbary Farideh, Sidor Jurij, Santofimia Maria Jesus, Sietsma Jilt, Kestens Leo.
6. T. Lolla, G. Cola, B. Narayanan, B. Alexandrov, S. S. Babu. *Development of rapid heating and cooling (Flash Processing) process to produce advanced high strength steel microstructures*. Ohio : Maney Publishing, 2009.
7. *Designing qualplex (four-phase) microstructures in an ultrahigh carbon steel*. H. Zhang, D. Ponge, D. Raabe. s.l. : Materials Science & Engineering A, 2014, Vol. 612. 46-53.
8. *Microstructural design in quenched and partitioned (Q&P) steels to improve their fracture properties*. I. de Diego-Calderon, I. Sabirov, J.M. Molina-Aldareguia, C. Fojer, R. Thiessen, R.H. Petrov. s.l. : Materials Science & Engineering A, 2016, Vol. 657.
9. <http://www.worldautosteel.org/why-steel/fuel-efficiency/>. *The relationship between mass reduction and fuel economy*.
10. *Influence of short austenitization treatments on the mechanical properties of low-alloy steels for hot-forming applications*. Martin Joachim Holzweissing, Jan Lackmann, Stefan Konrad, Mirko Schaper, Thomas Niendorf. s.l. : The Minerals, Metals & Materials Society and ASM International, 2015.
11. Χάλυβας. *Βικιπαίδεια*. [Ηλεκτρονικό] 4 Οκτώβριος 2015. [Παραπομπή: 7 Ιούλιος 2016.] <https://el.wikipedia.org/wiki/%CE%A7%CE%AC%CE%BB%CF%85%CE%B2%CE%B1%CF%82>.
12. Total Materia. *Classification of carbon and low-alloy steels*. [Ηλεκτρονικό] Νοέμβριος 2001. [Παραπομπή: 3 Ιούνιος 2016.] <http://www.totalmateria.com/articles/Art62.htm>.
13. Αντωνιάδης, Αριστομένης. Σιδηρούα Κράματα. *Micromachining & manufacturing modeling lab*. [Ηλεκτρονικό] Technical University of Crete, 5 Ιούνιος 2016. [Παραπομπή: 15 Ιούνιος 2016.] <http://www.m3.tuc.gr/ANAGNWSTHRIO/YLIKA/SHMEIWSEIS/6%20SIDHROUXA%20KRAMATAw.pdf>.
14. Βιομηχανικά Κράματα. *Εθνικό Μετσόβιο Πολυτεχνείο*. [Ηλεκτρονικό] Σολή Μηχανολόγων Μηχανικών Ε.Μ.Π., 3 Ιούνιος 2016. [Παραπομπή: 15 Ιούνιος 2016.]

<http://courseware.mech.ntua.gr/ml26012/mathimata/Biomixanika%20kramata%20chalibes.pdf>.

15. Παπαδημητρίου, Γ. Δ. *Γενική Μεταλλογνωσία II Τα Κράματα*. Αθήνα : s.n., 1993.
16. Παράς, Σπύρος Β. Η τέλεια κρυσταλλική δομή των καθαρών μετάλλων. *Εργαστήριοτεχνολογίας υλικών*. [Ηλεκτρονικό] 2 Ιούλιος 2016. [Παραπομπή: 9 Ιούλιος 2016.] <http://philon.cheng.auth.gr/lmt/simeioseis/indicativechapter3.pdf>.
17. *Effect of niobium on corrosion resistance to silfuric acid of 430 ferritic stainless steel*. Neusa Alonso-Falleiros, Stephan Wolynec. 1, Sao Paulo : Materials Research, 1998, Vol. 1.
18. Τσούτσιας, Αγγελος Β. *Μελέτη ανοπτημένου άξονα πλοίου με μαγνητικές καταστροφικές τεχνικές*. Αθήνα : s.n., 2014.
19. Ε. Μαραβελάκης, Β. Δημητρίου. Κατεργασίες με παραμόρφωση. [Ηλεκτρονικό] 2008. [Παραπομπή: 20 May 2016.] <http://www.m3.tuc.gr/ANAGNWSTHRIO/YLIKA/SHMEIOWSEIS/4%20FASEIS%20Fe%20Cw.pdf>.
20. Παύλου, Π. Τεχνικά Υλικά Διαγράμματα Fe-C. *Σχολή Μηχανολόγων Μηχανικών*. [Ηλεκτρονικό] Μάρτιος 2006. [Παραπομπή: 21 Μάιος 2016.] <http://courseware.mech.ntua.gr/ml26012/mathimata/FeC.pdf>.
21. Μπούριθης Λ., Γ.Δ. Παπαδημητρίου. *Εργαστηριακές Ασκήσεις Γενικής Μεταλλογνωσίας II Θερμικές Κατεργασίες Χαλύβων (ΑΝόπτηση-Βαφή)*. Αθήνα : s.n.
22. Μικροσκοπία. *Εργαστήριο Εφαρμοσμένης Μεταλλουργίας*. [Ηλεκτρονικό] 26 Φεβρουάριος 2016. [Παραπομπή: 25 Ιούνιος 2016.] <http://users.uoi.gr/metallab/down/microscopy.pdf>.
23. D. William, Jr. Callister. *Επιστήμη και Τεχνολογία Υλικών*. Αθήνα : Τζιόλα, 2008.
24. Μεταλλογραφική Παρατήρηση Χαλύβων. [Ηλεκτρονικό] [Παραπομπή: 16 Ιούλιος 2016.] https://eclass.upatras.gr/modules/document/file.php/CMNG2156/%CE%A0%CE%91%CE%A1%CE%91%CE%A1%CE%A4%CE%97%CE%9C%CE%91%CE%A4%CE%91/%CE%A01_%CE%9C%CE%95%CE%A4%CE%91%CE%9B%CE%9B%CE%9F%CE%93%CE%A1%CE%91%CE%A6%CE%99%CE%9A%CE%97%20%CE%A0%CE%91%CE%A1%CE%91%CE%A4%CE.
25. Plain iron carbon steels. [συγγρ. βιβλίου] William D. Callister. *Materials Science and Engineering*. 2010.
26. *Διάχυση-Μετασχηματισμοί δομής χαλύβων σε στερεά κατάσταση-Διαγράμματα TTT και CCT*. [<http://courseware.mech.ntua.gr/ml26012/mathimata/2006Diaxisi.pdf>] Αθήνα : Μηχανολόγων Μηχανικών ΕΜΠ.
27. Ματζίνος, Παναγιώτης. *Τεχνολογία Υλικών Οχημάτων (Τεύχος II)*. Θεσσαλονίκη : s.n., 2010.
28. *Μαρτενσίτης*. [https://el.wikipedia.org/wiki/%CE%91%CF%81%CF%87%CE%B5%CE%AF%CE%BF:Steel_035_water_quenched.png] s.l. : Βικιπαίδεια.

29. Μπαινίτης. [https://el.wikipedia.org/wiki/%CE%9C%CF%80%CE%B1%CE%B9%CE%BD%CE%AF%CF%84%CE%B7%CF%82#/media/File:Dqsk-steel-bainitic-weld-tem-image.png] s.l. : Βικιπαίδεια.
30. Αντωνιάδης, Αριστομένης. Θερμικές Κατεργασίες Χαλύβων. *Micromachining & Manufacturing Modeling Lab*. [Ηλεκτρονικό] 5 Ιούνιος 2016. [Παραπομπή: 13 Ιούλιος 2016.] <http://www.m3.tuc.gr/ANAGNWSTHRIO/YLIKA/SHMEIWSEIS/5%20THERMIKES%20KATERGASIESw.pdf>.
31. Μαρίου, Μάριος. *Διερεύνηση του μπαινιτικού μετασχηματισμού σε*. Αθήνα : ΕΜΠ, 2015.
32. *Quenching Review - Heat Treating*. [http://www.engineersedge.com/materials/quenching-review.htm] s.l. : Engineers EDGE, 2016.
33. Davis, J.R. Effects of Alloying Elements. *Carbon and Alloy Steels*. s.l. : ASM International, 1996.
34. *Η φυσική μεταλλουργία των χαλύβων*.
35. Ρωξάνη, Σκαρτσιούνη. *Μελέτη παραμέτρων θερμικών κατεργασιών στις μηχανικές ιδιότητες και τη μικροδομή χάλυβα χαμηλής κραμάτωσης για αντιτριβικές εφαρμογές*. Θεσσαλονίκη : Α.Π.Θ., 2012.
36. Κοκκωνίδης, Παναγιώτης Λ. *Σχέση Μικροδομής-Ιδιοτήτων σε χάλυβες TRIP αυξημένης πλαστικότητας κατά την παραμόρφωση*. Αθήνα : s.n., 2012.
37. *Retained austenite in the C.G.H.A.Z of 0.1 wt% C Si-alloyed steels*. R.Taillard, P. Verrier, T. Maurickx. s.l. : Journal de Physique IV, 1996, Vol. 6. 245-255.
38. *Otherview of the current issues in austenite to ferrite transformation and the role of migrating interfaces therein for low alloyed steels*. M. Goune, F. Danoix, J. Agren, Y. Brechet, C.R. Hutchinson, M. Militzer, G. Purdy, S. van der Zwaag, H. Zurob. 92, s.l. : Materials Science and Engineering R, 2015.
39. *Phase Transformations in metals*. [http://web.utk.edu/~prack/mse201/Chapter%2010%20Phase%20Transformations.pdf] s.l. : University of Tennessee, 2010.
40. Γ.Ν. *Μετασχηματισμοί φάσεων*. Πάτρα : Πανεπιστήμιο Πατρων, 2015.
41. *Allotriomorphic Ferrite*. Bhadeshia, H. K. D. H. s.l. : Materials Science & Metallurgy, Vol. 2.
42. *Development of rapid heating and cooling (Flash Processing) Process to Produce Advanced High Strength Steel Microstructures*. T. Lolla, G. Cola, B. Narayanan, B. Alexandrov, S. S. Babu. Ohio : Ohio State University, 2009.
43. Riemenschneider, Dr. Oliver. Widmanstatten Structures. *KielMAT international*. [Ηλεκτρονικό] University of Kiel, 15 April 2016. [Παραπομπή: 18 May 2016.] http://www.tf.uni-kiel.de/matwis/amat/iss/kap_8/illustr/s8_4_2.html.
44. *Widmanstatten Ferrite*. Bhadeshia, K. H. D. H. s.l. : Materials Science & Metallurgy, Vol. 2.
45. Corrosionpedia. *Acicular Ferrite*. [https://www.corrosionpedia.com/definition/29/acicular-ferrite]
-

46. *Physical Metallurgy of Acicular Ferrite Formation*. Doc. Ing. Eva Mazancová, CSc., Prof. Ing. Zdeněk Jonšta, CSc., Prof. RNDr. Petr Wyslých, CSc., Prof. Ing. Karel Mazanec, DrSc. Ostrava : s.n.
47. Φούρλαρης, Γ. *Μετασχηματισμοί Φάσεων*. Αθήνα : s.n., 2015.
48. *Pearlite growth rate in Fe-C and Fe-Mn-C*. Seung-Woo Seo, H. K. D. H. Bhadeshia, Dong Woo Suh. Korea, Cambridge : Materials Science and Technology , 2015, Vol. 31.
49. Ι. Χρυσουλάκης, Δ.Ι. Παντελής. *Επιστήμη και Τεχνολογία των Μεταλλικών Υλικών*. Αθήνα : Παπασωτηρίου, 2007.
50. Χαϊδεμενόπουλος, Γ. Ν. *Φυσική Μεταλλουργία*. Αθήνα : Τζιόλα, 2007.
51. Riemenschneider, Dr. Oliver. Martensite. *KielMAL international*. [Ηλεκτρονικό] Kiel University, 15 April 2016. [Παραπομπή: 18 May 2016.] http://www.tf.uni-kiel.de/matwis/amat/iss/kap_8/backbone/r8_4_1.html#_dum_28.
52. Campbell, Flake C. *Phase Diagrams: Understanding the Basics*. Ohio : ASM International, 2012.
53. Elena Pereloma, David V. Edmonds. *Phase transformations in steels: Fundamentals and diffusion-controlled transformations*. Oxford, Cambridge, Philadelphiam, New Delhi : Woodhead Publishing Limited, 2012.
54. *Accurate orientation relationship between ferrite and austenite in low carbon martensite and granular bainite*. M.X. Zhang, P. M. Kelly. s.l. : Scripta Materialia, 2002, Vol. 47. 749-755.
55. Παπαδημητρίου, Γ. Δ. *Γενική Μεταλλογνωσία Ι*. Αθήνα : ΕΜΠ, 1989.
56. Shah, K. P. I-T Diagram and cooling curves. *Practical Maintenance*. [Ηλεκτρονικό]
57. Riemenschneider, Dr. Oliver. Bainite. *KielMAT international*. [Ηλεκτρονικό] Kiel University, 15 April 2016. [Παραπομπή: 18 May 2016.] http://www.tf.uni-kiel.de/matwis/amat/iss/kap_8/illustr/s8_4_1.html#_dum_35.
58. Bhadeshia, H. K. D. H. *Bainite in Steels*. Korea : s.n.
59. *An otherview on bainite formation in steels*. Zhi-Gang Yang, Hong-Sheng Fang. Beijing : Solid State & Materials Science, 2005, Vol. 9.
60. *WoldAutoSteel Guidelines for ASHH shed light on lightweighting*. Schaeffler, Daniel J. s.l. : Stamping Journal, 2015.
61. *Introduction to advanced high-strength steels-PartII*. Shaeffler, Daniel J. s.l. : Thefabricator.com, 2005.
62. Khosravani, Ali. *Heterogeneous plastic deformation in dual phase steel*. [<http://www.alikhosravani.org/projects/heterogeneous-plastic-deformation-in-dual-phase-steel/>] Georgia : Georgia Institute of Technology, 2014.
63. Tamarelli, Carrie M. *The Evolving Use of Advanced high strength steels for automotive applications*. s.l. : University of Michigan, 2011.
64. *The unique characteristics of dual-phase steels*. Shaeffler, Daniel J. s.l. : Thefabricator.com, 2015.

65. Satyendra. *TRIP steels*. [<http://ispatguru.com/trip-steels/>] s.l. : Ispat Digest, 2014.
66. Zaefferer, Stefan. *Optimization of Q&P steels*. [http://www.mpie.de/3084542/Research_Project_Optimization_Q_P_steels] s.l. : Max-Planck Institut.
67. Forrest, David R. *Quenching and Partitioning Process Development to replace hot stamping of high-strength automotive steel*. [http://energy.gov/sites/prod/files/2015/03/f20/quenching_and_partitioning_process_development_factsheet_0.pdf] s.l. : Department of energy advanced manufacturing office, 2015.
68. John G. Speer, Fernando C. Rizzo Assunção, David K. Matlock, David V. Edmonds. The "quenching and partitioning" process: background and recent progress. *Ibero-american Journal of materials*. 2005, Vol. 8, 4.
69. Sri Venkata Tapasvi Lolla. *Understanding Microstructure Evolution in Rapid Thermal Processing of AISI 8620 Steel*. s.l. : Ohio State University, 2009.
70. *A new outlook for the design of heterogeneous-phase microstructures via ultra-fast cycling*. Papaefthymiou, S. Athens : Annals of Materials Research, 2016.
71. Puype, Athina. *Developing of advanced high strength steel via ultrafast annealing*. Belgium : Ghent University, 2014.
72. Hua, Shi. *Investigations of the effect of ultra-rapid heating on the softening of cold rolled low-carbon steel*. s.l. : University of Wollongong, 1990.
73. *Multiphase microstructures via confined precipitation and dissolution of vesicle phases: Example of austenite in martensitic steel*. M. Belde, H Sringer, G. Inden, D. Raabe. Dusseldorf : Acta Materialia, 2015, Vol. 86. 1-14.
74. *Effect of alloying elements on the γ to α transformation in steel I*. J. Odqvist, M. Hillert, J. Agren. 3211-3225, Stockholm : Acta Materialia, 2002, Τόμ. 50.
75. *Alloying effects on the microstructure formation of dual-phase steels*. L. Schemman, S. Zaefferer, D. Raabe, F. Friedel, D. Mattissen. s.l. : Acta Materialia, 2015, Vol. 95. 386-398.
76. *Effects of Mn, Si and Cr addition on reverse transformation at 1073 K from spheroidized cementite structure in Fe-0,6 mass% C alloy*. G. Miyamoto, H. Usuki, Z. D Li, T. Furuhashi. s.l. : Acta Materialia, 2010, Vol. 58. 4492-4502.
77. *Formation of austenite during intercritical annealing of dual-phase steels*. G. R. Speich, V. A. Demarest, R. L Miller. s.l. : Metallurgical Transactions A, 1981, Vol. 12A. 1419-1428.
78. *The dependence of the austenitization kinetics on the type of initial spheroidized structure in low alloy steels*. Karmazin L., Krejci J. s.l. : Materials Science and Engineering, 1994, Vol. A185. L5-L7.
79. *Grain refinement and texture change in interstitial free steels after severe rolling and ultra-short annealing*. Ana Carmen da Costa Reis, Kieven Bracke, Roumen Petrov, Wlodzimierz Jacek Kaluba. 8, Gent, Longuenesse : ISIJ International, 2003, Vol. 43. 1260-1267.
80. *Heat treatable steels*. s.l. : Bohler.

81. *Application of dilatometric analysis to the study of solid-solid phase transformations in steels*. C. Garcia de Andres, F.G. Caballero, C. Capdevila, L.F. Alvarez. Madrid : Materials Characterization, 2002, Vol. 48. 101-111.
82. *What is induction heating*. Rochester NY : GH Induction Atmospheres, 2016.
83. Σανάκης, Ι. Εργαστήριο Υγροποίησης Ηλίου. [Ηλεκτρονικό] Ε.Κ.Ε.Φ.Ε. Δημοκριτος. [Παραπομπή: 14 7 2016.] http://www.ims.demokritos.gr/ims_servicelab.php?ergo=PY03.
84. *Evaluation methods of dilatometer curves of phase transformations*. Petr Motycka, Michal Kover. s.l. : COMAT, 2012.
85. *Dilatometric analysis of phase transformations in hypo-eutectoid steels*. T.A. Kop, J. Sietsma, S. Van der Zwaag. Delft : Journal of Materials Science, 2001, Vol. 36. 519-526.
86. *Determination of an HSLA bainitic steel submitted to thermomechanical treatment*. A.B. Cota, P.J. Modenesi, R. Barbosa, D.B. Santos. 2, Minas Gerais : Scripta Materialia, 1999, Vol. 40. 165-169.
87. Voort, George Vander. Microstructure of isothermally-treated steels. [Ηλεκτρονικό] VAC AERO, 2016.
88. *Color metallography; a suitable method for characterization of martensite and bainite in multiphase steels*. H. Zakerinia, A. Kermanpur, A. Najafizadeh. 1, Isfahan : International Journal of ISSI, 2009, Vol. 6. 14-18.
89. *Etching techniques for the microstructural characterization of complex phase steels by light microscopy*. F. Hairer, A. Karelava, C. Kremaszky, E. Werner, T. Hebesberger, A. Pichler.
90. *Improved etching technique for the determination of percent martensite in high-strength dual-phase steels*. Lepera, F.S. s.l. : Metallography, 1979, Vol. 12. 263-268.
91. *Microstructural manifestations in color: some applications for steels*. Amitava Ray, Sanjay K. Dhua. Ranchi : Elsevier, 1996.
92. *A comparison of etchants for quantitative metallography of bainite and martensite microstructures in Fe-C-Mo alloys*. C. K. Shui, W.T. Reynolds, G. J. Shoflet, H.I. Aaronson. s.l. : Metallography, 1988, Vol. 21. 91-102.
93. Voort, Gearge Vander. Tint Etching. *ASM International*. Metal Progress, 1985.
94. *Color tint-etching for multiphase steels*. Amar K. De, John G. Speer, David K. Matlock. Colorado : Advanced Materials & Processes, 2003.
95. Παρατήρηση και μελέτη της μικρογραφικής δομής με το οπτικό μικροσκόπιο. 2015.
96. Χαϊδεμενόπουλος, Γ.Ν. *Σημειώσεις εργαστηρίου φυσικής μεταλλουργίας*. Βόλος : s.n., 2005.
97. Κούη Μ., Λυμπεροπούλου Θ. *Ηλεκτρονική Μικροσκοπία Σάρωσης*. [<http://www.google.gr/url?sa=t&rct=j&q=&esrc=s&source=web&cd=2&ved=0CDAQFjAB&url=http%3A%2F%2Fwww.chemeng.ntua.gr%2Ffiles%2FSEM.doc&ei=tnMDVKDIE47fOOnDgKAC&usq=AFQjCNGZIB48sIMTze5Lr2jAeL2l3bVreQ&bvm=bv.74115972,d.ZWU>]
98. EBSD. *Oxford Instruments*. [Ηλεκτρονικό] 2016. <http://www.ebsd.com/ebsd-explained>.
-

99. *Electron Backscatter Diffraction (EBSD) Technique and Materials Characterization Examples*. Tim Maitland, Scott Sitzman.
100. *Elleman-Biltoft, Rikke. s.l. : Oxford Instruments NanoAnalysis, 2010.*
101. *Image Quality Analysis: A new method of characterizing microstructures*. Jinghui WU., Peter J. Wray, Calixto I. Garcia, Mingjian Hua, Anthony J. Deardo. 2, s.l. : ISIJ International, 2005, Vol. 45. 254-262.
102. *A study of microstructure, transformation mechanisms and correlation between microstructure and mechanical properties of a low alloyed TRIP steel*. Zaefferer S., Ohlert J., Bleck W. s.l. : Acta Materialia, 2004, Vol. 52. 2765-2778.
103. *Petrov, Roumen. Sample Preparation for EBSD. s.l. : University of Gent.*
104. *Effect of austenite grain size on martensitic transformation of a low alloy steel*. S. J. Lee, Y. K. Lee. s.l. : Materials Science Forum, 2005.
105. *Formation of bainite below the Ms temperature: Kinetics and crystallography*. Santigopal Samanta, Pinaki Biswas, Sushil Giri, Shiv Brat Singh, Saurabh Kundu. s.l. : Acta Materialia, 2016, Vol. 105. 390-403.
106. *Influence of a 2-D defect on the partitioning during the formation of a cementite particle in steels*. C. Philippot, K. Hoummada, M. Dumont, J. Drillet, V. Hebert, P. Maugis. s.l. : Computational Materials Science, 2015, Vol. 106. 64-68.
107. *Microstructural study of the multiphase bainitic steels through heavy compression*. F. Haji-Akbari, M. Nili-Ahmadabadi, H. Pishbin, B. Poorganji, T. Furuhashi. s.l. : World Scientific Publishing Company, 2012, Vol. 5.
108. *Electron backscattering diffraction study of acicular ferrite, bainite, and martensite steel microstructures*. A.F. Gourgues, H. M. Flower, T. C. Lindley. s.l. : Materials Science and Technology, 2000, Vol. 16. 26-40.
109. *Orientation relationship between austenite and bainite in a multiphase steel*. C. Cabus, H. Regle, B. Bacroix. s.l. : Materials Characterization, 2007, Vol. 58.
110. *EBSD as a tool to identify and quantify bainite and ferrite in low-alloyed Al-TRIP steels*. Zaefferer S. Romano P., Friedel F. 3, s.l. : Journal of Microscopy, 2008, Vol. 230. 499-508.
111. *Electron backscattering diffraction study of coalesced bainite in high strength steel weld metals*. E. Keehan, L. Karlsson, H. K. D. H. Bhadeshia, M. Thuvander. 10, s.l. : Materials Science and Technology, 2008, Vol. 24. 1183-1188.
112. *Application of EBSD to analysis of microstructure in commercial steels*. Ryde, I. s.l. : Materials Science and Technology, 2006, Vol. 22.
113. *Microstructure and texture of a lightly deformed trip-assisted steel characterized by means of EBSD technique*. Petrov Roumen, Kestens L., Wasilkowska A., Houbaert Y. s.l. : Materials Science and Engineering A, 2007, Vol. 447.
114. *Grain Refinement and Texture Change in Interstitial Free Steels*. Ana Carmen da Costa Reis, Lieven Bracke, Roumen Petrov, Wlodzimierz Jacek Kaluba, Leo Kestens. 8, s.l. : ISIJ International, 2003, Vol. 43.

115. Linde, Όμιλος. Βιομηχανικά Αέρια. *The Linde group*. [Ηλεκτρονικό] Linde. [Παραπομπή: 14 7 2016.] http://www.linde-gas.gr/el/products_and_supply/helium/index.html.

116. *Microstructure, texture and mechanical properties in a low carbon steel after ultrafast heating*. F. Castro Cerda, C/ Goulas, I. Sabirov, S. Papaefthymiou, A. Monsalve, R.H. Petrov. s.l. : *Materials Science & Engineering A*, 2016.

117. *Phase Transformations in Metals*. [<http://web.utk.edu/~prack/mse201/Chapter%2010%20Phase%20Transformations.pdf>] s.l. : *University of Tennessee* .

