



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

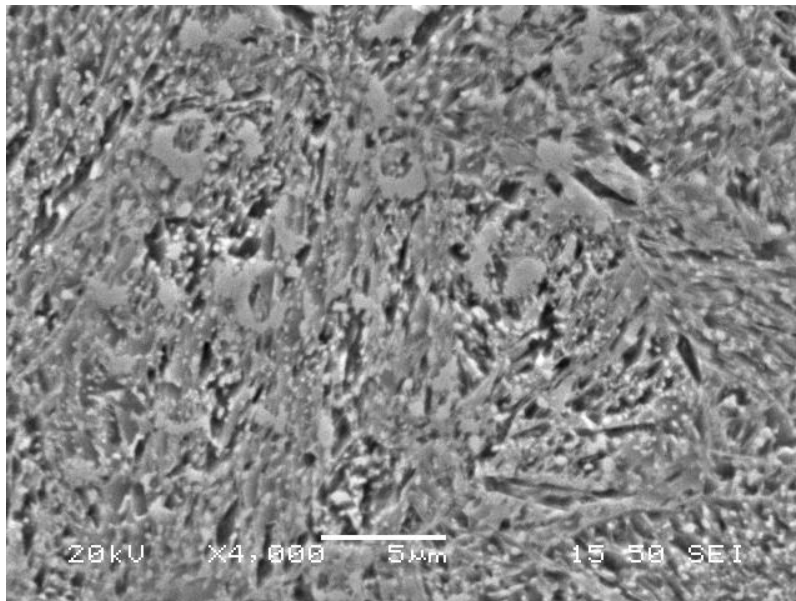
ΜΕΛΕΤΗ ΚΑΙ ΑΝΑΛΥΣΗ ΜΙΚΡΟΔΟΜΗΣ ΧΑΛΥΒΩΝ ΧΑΜΗΛΗΣ ΚΡΑΜΑΤΩΣΗΣ ΜΕΤΑ ΑΠΟ ΕΠΙΒΟΛΗ ΤΑΧΙΣΤΩΝ ΘΕΡΜΙΚΩΝ ΚΥΚΛΩΝ (UFHT)

Ultra-Fast-Heat-Treatment: UFHT

Θερμική κατεργασία ταχείας αναθέρμανσης - βαφής

Διπλωματική Εργασία

Ελένης Αϊβάζογλου



Επιβλέπων: Σπ. Παπαευθυμίου, Λέκτορας

Αθήνα, Ιούλιος 2015



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

**ΜΕΛΕΤΗ ΚΑΙ ΑΝΑΛΥΣΗ ΜΙΚΡΟΔΟΜΗΣ ΧΑΛΥΒΩΝ
ΧΑΜΗΛΗΣ ΚΡΑΜΑΤΩΣΗΣ ΜΕΤΑ ΑΠΟ ΕΠΙΒΟΛΗ
ΤΑΧΙΣΤΩΝ ΘΕΡΜΙΚΩΝ ΚΥΚΛΩΝ (UFHT)**

Ultra-Fast-Heat-Treatment: UFHT

Θερμική κατεργασία ταχείας αναθέρμανσης - βαφής

Διπλωματική Εργασία
Ελένης Αϊβάζογλου

Επιβλέπων: Σπ. Παπαευθυμίου, Λέκτορας

Εγκρίθηκε από την τριμελή επιτροπή στις 17/07/2015

Γ. Φούρλαρης, Καθηγητής,(Υπογραφή)

Ε. Χριστοφόρου, Καθηγητής,(Υπογραφή)

Σπ. Παπαευθυμίου, Λέκτορας,(Υπογραφή)

ΕΥΧΑΡΙΣΤΙΕΣ

Αρχικά, θα ήθελα να ευχαριστήσω τον επιβλέποντα καθηγητή μου, Dr.-Ing. Σπ. Παπαευθυμίου για την ανάθεση και επίβλεψη του θέματος καθώς και για το χρόνο και την προθυμία που διέθεσε για την απάντηση των αποριών μου. Η επιστημονική καθοδήγησή του με βοήθησε να γνωρίσω καλύτερα τον κόσμο των μετασχηματισμών φάσεων και για αυτό τον ευχαριστώ.

Θα ήθελα ακόμη να ευχαριστήσω θερμά τον καθηγητή μου, Δρ. Γ. Φούρλαρη για την αμέριστη βοήθεια και υποστήριξή του στη διεξαγωγή των απαιτούμενων πειραμάτων στο εργαστήριο Μεταλλογνωσίας. Ευχαριστώ επίσης, τον καθηγητή μου Δρ. Ε. Χριστοφόρου για την τιμή να συμμετέχει στην τριμελή εξεταστική επιτροπή.

Ευχαριστώ ακόμη τον διδακτορικό φοιτητή Κωνσταντίνο Γούλα για την εκτέλεση των πειραμάτων διαστολομετρίας στο TU Delft καθώς και για το χρόνο και τη βοήθεια που μου αφιέρωσε.

Για το χειρισμό του SEM, την απρόσκοπτη βοήθειά του σε πρακτικά ζητήματα και τη συμπαράστασή του θα ήθελα να ευχαριστήσω τον υποψήφιο διδάκτορα Σταύρο Δεληγιάννη.

Ευχαριστώ θερμά τον Δρ. Πέτρο Τσακιρίδη για τη βοήθειά του στη μελέτη των δοκιμίων με την τεχνική του EBSD και της περιθλασιμετρίας ακτίνων X καθώς και τον υπεύθυνο του εργαστηρίου Μεταλλογνωσίας κύριο Ιωάννη Χαρλαμπίτα για τη βοήθειά του στο χειρισμό του μικροσκληρόμετρου.

Ευχαριστώ όλο το υπόλοιπο προσωπικό του εργαστηρίου Μεταλλογνωσίας για την διακριτική τους παρουσία και συνδρομή τους στην αρμονική λειτουργία του εργαστηρίου.

Τέλος, θα ήθελα να ευχαριστήσω τη διεύθυνση του ΕΛ.Κ.Ε.ΜΕ. για τη φιλοξενία μέρους των μεταλλογραφικών πειραμάτων καθώς και τον κ. Αθ. Βαζδιρβανίδη για την καθοδήγησή του.

ΚΑΤΑΛΟΓΟΣ ΠΙΝΑΚΩΝ

ΠΙΝΑΚΑΣ 1: ΣΥΓΚΡΙΤΙΚΟΣ ΠΙΝΑΚΑΣ ΣΥΝΕΧΟΥΣ ΑΝΟΪΤΗΣΗΣ ΚΑΙ ΥΠΕΡΤΑΧΕΙΑΣ ΑΝΟΪΤΗΣΗΣ	48
ΠΙΝΑΚΑΣ 2: ΤΥΠΙΚΗ ΣΥΣΤΑΣΗ ΧΑΛΥΒΑ AISI 4140	55
ΠΙΝΑΚΑΣ 3 : ΧΑΡΑΚΤΗΡΙΣΤΙΚΕΣ ΠΑΡΑΜΕΤΡΟΙ ΤΩΝ ΘΕΡΜΙΚΩΝ ΚΑΤΕΡΓΑΣΙΩΝ	57
ΠΙΝΑΚΑΣ 4: ΣΚΛΗΡΟΜΕΤΡΗΣΕΙΣ VICKERS ΜΕ ΦΟΡΤΙΟ 294N	69
ΠΙΝΑΚΑΣ 5: ΜΕΣΗ ΤΙΜΗ ΚΑΙ ΤΥΠΙΚΗ ΑΠΟΚΛΙΣΗ ΤΩΝ ΣΚΛΗΡΟΜΕΤΡΗΣΕΩΝ	70
ΠΙΝΑΚΑΣ 6: ΣΚΛΗΡΟΤΗΤΑ HV ΟΠΩΣ ΠΡΟΣΔΙΟΡΙΣΘΗΚΕ ΣΤΟ ΕΛΚΕΜΕ	70
ΠΙΝΑΚΑΣ 7: ΜΙΚΡΟΣΚΛΗΡΟΜΕΤΡΗΣΕΙΣ.....	70
ΠΙΝΑΚΑΣ 8: ΣΥΣΤΑΣΗ %Κ.Β. - ΔΟΚΙΜΙΟ FP1-1	83
ΠΙΝΑΚΑΣ 9: ΣΥΣΤΑΣΗ %Κ.Β. ΣΤΗΝ ΠΕΡΙΟΧΗ ΒΕΛΟΝΑΣ - ΔΟΚΙΜΙΟ FP1-1	83
ΠΙΝΑΚΑΣ 10: ΣΥΣΤΑΣΗ %Κ.Β. ΣΤΗΝ ΠΕΡΙΟΧΗ ΕΚΤΟΣ ΒΕΛΟΝΑΣ - ΔΟΚΙΜΙΟ FP1-1	83
ΠΙΝΑΚΑΣ 11: ΣΥΣΤΑΣΗ %Κ.Β. - ΔΟΚΙΜΙΟ FP1-13	86
ΠΙΝΑΚΑΣ 12: ΣΥΣΤΑΣΗ %Κ.Β. - ΔΟΚΙΜΙΟ FP1-13 - ΠΕΡΙΟΧΗ 1 ΕΙΚΟΝΑΣ 62	86
ΠΙΝΑΚΑΣ 13: ΣΥΣΤΑΣΗ %Κ.Β. - ΔΟΚΙΜΙΟ FP1-13 - ΠΕΡΙΟΧΗ 2 ΕΙΚΟΝΑΣ 62	86
ΠΙΝΑΚΑΣ 14: ΣΥΣΤΑΣΗ %Κ.Β. - ΔΟΚΙΜΙΟ FP1-14.....	90
ΠΙΝΑΚΑΣ 15: ΣΥΣΤΑΣΗ %Κ.Β. - ΔΟΚΙΜΙΟ FP1-14 - ΠΕΡΙΟΧΗ 1 ΕΙΚΟΝΑΣ 67	90
ΠΙΝΑΚΑΣ 16: ΣΥΣΤΑΣΗ %Κ.Β. - ΔΟΚΙΜΙΟ FP1-14 - ΠΕΡΙΟΧΗ 2 ΕΙΚΟΝΑΣ 67	90

ΚΑΤΑΛΟΓΟΣ ΕΙΚΟΝΩΝ

ΕΙΚΟΝΑ 1:ΤΟ ΔΙΑΓΡΑΜΜΑ ΙΣΟΡΡΟΠΙΑΣ ΣΙΔΗΡΟΥ – ΑΝΘΡΑΚΑ (ΣΕΜΕΝΤΙΤΗ), [7]	9
ΕΙΚΟΝΑ 2: ΩΣΤΕΝΙΤΗΣ 90Χ.....	11
ΕΙΚΟΝΑ 3: ΦΕΡΡΙΤΗΣ 90Χ	11
ΕΙΚΟΝΑ 4:ΠΕΡΛΙΤΗΣ.....	12
ΕΙΚΟΝΑ 5: Ο ΠΕΡΛΙΤΙΚΟΣ ΜΕΤΑΣΧΗΜΑΤΙΣΜΟΣ, [7].....	13
ΕΙΚΟΝΑ 6:ΑΝΩΤΕΡΟΣ ΚΑΙ ΚΑΤΩΤΕΡΟΣ ΜΠΑΙΝΙΤΗΣ [ΠΗΓΗ: CAMBRIDGE]	14
ΕΙΚΟΝΑ 7: ΜΑΡΤΕΝΣΙΤΗΣ, [7].....	15
ΕΙΚΟΝΑ 8: ΕΠΙΔΡΑΣΗ ΤΟΥ ΜΕΓΕΘΟΥΣ ΚΟΚΚΟΥ ΣΤΟ ΟΡΙΟ ΔΙΑΡΡΟΗΣ, ΠΗΓΗ: 1. MAID, O.; (1986), DR.-ING. THESIS, AACHEN, GERMANY, 2. BLECK, W.; MÜSCHENBORN, W.; (1984), MÖGLICHKEITEN UND GRENZEN ZUR BEEINFLUSSUNG DER WERKSTOFFEIGENSCHAFTEN BEI WARM- UND KALTGEWALZTEM STAHL, THYSSEN TECHNISCHE BERICHTE, 1/84, GERMANY	21
ΕΙΚΟΝΑ 9: ΣΧΗΜΑΤΙΚΗ ΠΑΡΟΥΣΙΑΣΗ ΤΩΝ ΘΕΡΜΙΚΩΝ ΚΑΤΕΡΓΑΣΙΩΝ, ΚΑΤΑ ΤΗ ΔΙΑΔΙΚΑΣΙΑ ΤΗΣ ΣΚΛΗΡΥΝΣΗΣ ΜΕ ΚΑΤΑΚΡΗΜΝΙΣΗ, ΣΕ ΔΙΑΓΡΑΜΜΑ ΘΕΡΜΟΚΡΑΣΙΑΣ-ΧΡΟΝΟΥ.	22
ΕΙΚΟΝΑ 10:ΔΙΑΦΟΡΑ ΣΤΗΝ ΠΕΡΛΙΤΙΚΗ ΔΟΜΗ ΣΕ ΧΑΛΥΒΑ ΠΟΥ ΕΧΕΙ ΥΠΟΣΤΕΙ ΠΛΗΡΗ ΑΝΟΠΤΗΣΗ ΚΑΙ ΕΝΟΣ ΠΟΥ ΕΧΕΙ ΥΠΟΣΤΕΙ ΑΝΟΠΤΗΣΗ ΕΞΟΜΑΛΥΝΣΗΣ	24
ΕΙΚΟΝΑ 11: ΥΠΟΕΥΤΗΚΤΟΕΙΔΗΣ ΧΑΛΥΒΑΣ (0.32% C, 0.70% Mn). ΠΡΟΚΕΙΤΑΙ ΓΙΑ ΤΗ ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΚΗ ΔΟΜΗ WIDMANSTÄTTEN: ΚΟΚΚΟΙ ΠΕΡΛΙΤΗ ΚΑΙ ΒΕΛΟΝΟΕΙΔΟΥΣ ΦΕΡΡΙΤΗ (X85). Ο ΙΔΙΟΣ ΧΑΛΥΒΑΣ, ΜΕΤΑ ΑΠΟ ΑΝΟΠΤΗΣΗ ΕΞΟΜΑΛΥΝΣΗΣ, ΚΑΤΑ ΤΗΝ ΟΠΟΙΑ Ο ΒΕΛΟΝΟΕΙΔΗΣ ΦΕΡΡΙΤΗΣ ΕΧΕΙ ΑΠΟΚΤΗΣΕΙ ΚΥΤΤΑΡΟΕΙΔΗ ΜΟΡΦΗ (X85), [6]	25
ΕΙΚΟΝΑ 12: ΜΙΚΡΟΔΟΜΗ ΕΝΟΣ ΧΑΛΥΒΑ ΜΕΣΑΙΟΥ ΑΝΘΡΑΚΑ ΠΟΥ ΕΧΕΙ ΥΠΟΣΤΕΙ ΑΝΟΠΤΗΣΗ ΣΦΑΙΡΟΠΟΙΗΣΗΣ (X500, 4% ΠΙΚΡΙΚΟ ΟΞΥ ΚΑΙ 2% ΝΙΤΑΛ), [18].....	26
ΕΙΚΟΝΑ 13: ΣΧΗΜΑΤΙΚΗ ΑΠΕΙΚΟΝΙΣΗ ΔΙΑΔΙΚΑΣΙΑ ΒΑΦΗΣ.....	28
ΕΙΚΟΝΑ 14: ΣΥΣΧΕΤΙΣΜΟΙ ΜΕΤΑΞΥ ΤΟΥ ΡΥΘΜΟΥ ΨΥΞΗΣ, ΤΗΣ ΑΛΛΑΓΗΣ ΦΑΣΕΩΝ ΚΑΙ ΤΩΝ ΤΑΣΕΩΝ ΚΑΙ Η ΕΠΙΡΡΟΗ ΤΟΥΣ ΣΤΙΣ ΙΔΙΟΤΗΤΕΣ ΤΟΥ ΥΛΙΚΟΥ.....	28
ΕΙΚΟΝΑ 15: ΣΥΓΚΡΙΣΗ ΤΩΝ ΡΥΘΜΩΝ ΨΥΞΗΣ ΚΑΙ ΤΩΝ ΘΕΡΜΟΚΡΑΣΙΩΝ ΚΑΘΩΣ ΤΑ ΔΕΙΓΜΑΤΑ ΠΕΡΝΟΥΝ ΜΕΣΑ ΑΠΟ ΤΗΝ ΠΕΡΙΟΧΗ ΜΑΡΤΕΝΣΙΤΙΚΟΥ ΜΕΤΑΣΧΗΜΑΤΙΣΜΟΥ ΓΙΑ ΜΙΑ ΣΥΜΒΑΤΙΚΗ ΔΙΑΔΙΚΑΣΙΑ ΒΑΦΗΣ ΚΑΙ ΓΙΑ ΔΙΑΔΙΚΑΣΙΑ ΔΙΑΚΟΠΤΟΜΕΝΗΣ ΒΑΦΗΣ. (Α) ΣΥΜΒΑΤΙΚΗ ΔΙΑΔΙΚΑΣΙΑ ΒΑΦΗΣ ΚΑΙ ΕΠΑΝΑΦΟΡΑΣ ΠΟΥ ΧΡΗΣΙΜΟΠΟΙΟΥΝΤΑΙ ΛΑΔΙ, ΝΕΡΟ Η ΚΑΠΟΙΟ ΠΟΛΥΜΕΡΕΣ ΩΣ ΜΕΣΩ ΒΑΦΗΣ. (Β) ΔΙΑΔΙΚΑΣΙΑ MARQUENCHING, ΣΤΗΝ ΟΠΟΙΑ ΧΡΗΣΙΜΟΠΟΙΕΙΤΑΙ ΩΣ ΜΕΣΩ ΒΑΦΗΣ ΑΛΑΤΟΝΕΡΟ Η ΖΕΣΤΟ ΛΑΔΙ. (Γ) ΔΙΑΔΙΚΑΣΙΑ	

AUSTEMPERING, ΣΤΗΝ ΟΠΟΙΑ ΧΡΗΣΙΜΟΠΟΙΟΥΝΤΑΙ ΤΗΓΜΑΤΑ ΑΛΑΤΩΝ ΩΣ ΜΕΣΑ ΒΑΦΗΣ. (Δ) ΔΙΑΔΙΚΑΣΙΑ ΙΣΟΘΕΡΜΟΚΡΑΣΙΑΚΗΣ ΒΑΦΗΣ ΣΤΗΝ ΟΠΟΙΑ ΧΡΗΣΙΜΟΠΟΙΟΥΝΤΑΙ ΤΗΓΜΑΤΑ ΑΛΑΤΩΝ Η ΖΕΣΤΟ ΛΑΔΙ ΩΣ ΜΕΣΑ ΒΑΦΗΣ.	30
ΕΙΚΟΝΑ 16: ΟΠΤΙΚΗ ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ ΧΑΛΥΒΑ- ΜΑΡΤΕΝΣΙΤΗΣ ΑΠΟ ΕΠΑΝΑΦΟΡΑ, 100X, [20].	33
ΕΙΚΟΝΑ 17: ΜΑΡΤΕΝΣΙΤΗΣ ΑΠΟ ΕΠΑΝΑΦΟΡΑ ΣΕ Fe-C-Mo ΧΑΛΥΒΑ, ΦΩΤΟΓΡΑΦΙΑ TEM	33
ΕΙΚΟΝΑ 18: ΣΤΑΔΙΑ ΚΑΙ ΑΛΛΑΓΕΣ ΦΑΣΕΩΝ ΚΑΤΑ ΤΗ ΒΑΦΗ -ΕΠΑΝΑΦΟΡΑ.....	35
ΕΙΚΟΝΑ 19: ΘΕΡΜΟΚΡΑΣΙΑΚΗ ΕΞΑΡΤΗΣΗ ΤΟΥ ΡΥΘΜΟΥ ΦΥΤΡΩΣΗΣ ΚΑΙ ΑΝΑΠΤΥΞΗΣ ΚΑΙ ΠΟΣΟΣΤΟ ΜΕΤΑΣΧΗΜΑΤΙΣΜΟΥ ΣΥΝΑΡΤΗΣΕΙ ΤΟΥ ΛΟΓΑΡΙΘΜΟΥ ΤΟΥ ΧΡΟΝΟΥ	37
ΕΙΚΟΝΑ 20: Ο ΤΡΟΠΟΣ ΠΟΥ ΑΝΑΠΤΥΣΣΕΤΑΙ Ο ΑΛΛΟΤΡΙΟΜΟΡΦΟΣ ΦΕΡΡΙΤΗΣ ΣΤΟΥΣ ΚΟΚΚΟΥΣ ΤΟΥ ΩΣΤΕΝΙΤΗ	38
ΕΙΚΟΝΑ 21: ΦΕΡΡΙΤΗΣ WIDMANSTÄTTEN	39
ΕΙΚΟΝΑ 22: ΑΝΑΠΤΥΞΗ ΤΟΥ ΠΕΡΛΙΤΗ, [7].....	41
ΕΙΚΟΝΑ 23: ΔΙΑΓΡΑΜΜΑ ΧΡΟΝΟΥ-ΘΕΡΜΟΚΡΑΣΙΑΣ-ΜΕΤΑΣΧΗΜΑΤΙΣΜΟΥ (TTT) ΓΙΑ ΕΥΤΗΚΤΟΕΙΔΗ ΧΑΛΥΒΑ, [25].....	45
ΕΙΚΟΝΑ 24: ΔΙΑΓΡΑΜΜΑ ΑΛΛΑΓΗΣ ΤΟΥ ΜΗΚΟΥΣ ΚΑΤΑ ΤΗΝ ΔΙΑΡΚΕΙΑ ΜΙΑΣ ΘΕΡΜΙΚΗΣ ΚΑΤΕΡΓΑΣΙΑΣ ΠΟΥ ΓΙΝΕΤΑΙ ΣΕ ΔΙΑΣΤΟΛΟΜΕΤΡΟ ΣΕ ΔΕΙΓΜΑ ΧΑΛΥΒΑ.....	47
ΕΙΚΟΝΑ 25: ΔΙΑΤΑΞΗ ΕΠΑΓΩΓΙΚΗΣ ΘΕΡΜΑΝΣΗΣ ΜΕ ΣΧΕΔΙΑΣΜΕΝΟ ΤΟ ΠΑΡΑΓΟΜΕΝΟ ΜΑΓΝΗΤΙΚΟ ΠΕΔΙΟ.....	49
ΕΙΚΟΝΑ 26: ΚΑΜΠΥΛΕΣ CCT ΓΙΑ ΤΟ 42CrMo4.....	56
ΕΙΚΟΝΑ 27: ΣΧΗΜΑΤΙΚΗ ΑΝΑΠΑΡΑΣΤΑΣΗ ΤΩΝ ΘΕΡΜΙΚΩΝ ΚΑΤΕΡΓΑΣΙΩΝ ΠΟΥ ΕΓΙΝΑΝ ΣΤΑ ΔΕΙΓΜΑΤΑ ΧΑΛΥΒΑ ΣΤΟ ΔΙΑΣΤΟΛΟΜΕΤΡΟ	57
ΕΙΚΟΝΑ 28: ΔΕΙΓΜΑΤΑ ΔΙΑΣΤΟΛΟΜΕΤΡΙΑΣ ΠΡΝ ΚΑΙ ΜΕΤΑ ΤΗΝ ΛΕΙΑΝΣΗ, ΠΡΙΝ ΤΗ ΔΙΑΣΤΟΛΟΜΕΤΡΙΑ	58
ΕΙΚΟΝΑ 29: ΣΧΗΜΑΤΙΚΗ ΑΝΑΠΑΡΑΣΤΑΣΗ ΤΟΥ ΔΙΑΣΤΟΛΟΜΕΤΡΟΥ	58
ΕΙΚΟΝΑ 30: Η ΔΙΑΤΑΞΗ ΤΟΥ ΔΙΑΣΤΟΛΟΜΕΤΡΟΥ	59
ΕΙΚΟΝΑ 31: ΤΟ ΠΗΝΙΟ ΚΑΙ ΟΙ ΑΙΣΘΗΤΗΡΕΣ	59
ΕΙΚΟΝΑ 32: ΣΧΗΜΑΤΙΚΗ ΑΠΕΙΚΟΝΙΣΗ ΤΟΥ N. BRAGG	64
ΕΙΚΟΝΑ 33: Η ΔΙΑΤΑΞΗ ΤΟΥ ΗΛΕΚΤΡΟΝΙΚΟΥ ΜΙΚΡΟΣΚΟΠΙΟΥ	66
ΕΙΚΟΝΑ 34: ΟΘΟΝΗ ΦΩΣΦΟΡΟΥ ΚΑΙ ΤΑ KIKUCHI PATTERNS	67

ΕΙΚΟΝΑ 35: ΔΙΑΓΡΑΜΜΑΤΑ ΔΙΑΣΤΟΛΟΜΕΤΡΙΑΣ ΓΙΑ ΤΟ ΣΥΝΟΛΟ ΤΩΝ ΘΕΡΜΙΚΩΝ ΚΑΤΕΡΓΑΣΙΩΝ ΠΟΥ ΕΓΙΝΑΝ ΣΤΟ ΔΙΑΣΤΟΛΟΜΕΤΡΟ ΚΑΙ ΓΙΑ T_{PEAK} (Α) 1080 °C, (Β) 910 °C ΚΑΙ (Γ) 950 °C.	69
ΕΙΚΟΝΑ 36: ΜΙΚΡΟΔΟΜΗ ΣΤΟ ΟΠΤΙΚΟ ΜΙΚΡΟΣΚΟΠΙΟ ΤΟΥ FP1-1 ($T_{PEAK}=1080^{\circ}C$) ΜΕΤΑ ΑΠΟ ΠΡΟΣΒΟΛΗ ΜΕ ΝΙΤΑΛ 2% ΚΑΙ SODIUM METABISULFITE. ΜΕΓΕΘΥΝΣΗ 50X. ΚΑΦΕ = ΜΑΡΤΕΝΣΙΤΗΣ, ΛΕΥΚΟ= ΩΣΤΕΝΙΤΗΣ Η ΚΑΡΒΙΔΙΑ.	71
ΕΙΚΟΝΑ 37: ΜΙΚΡΟΔΟΜΗ ΣΤΟ ΟΠΤΙΚΟ ΜΙΚΡΟΣΚΟΠΙΟ ΤΟΥ FP1-1 ($T_{PEAK}=1080^{\circ}C$) ΜΕΤΑ ΑΠΟ ΠΡΟΣΒΟΛΗ ΜΕ ΝΙΤΑΛ 2% ΚΑΙ SODIUM METABISULFITE. ΜΕΓΕΘΥΝΣΗ 100X. ΚΑΦΕ = ΜΑΡΤΕΝΣΙΤΗΣ, ΛΕΥΚΟ= ΩΣΤΕΝΙΤΗΣ Η ΚΑΡΒΙΔΙΑ.	72
ΕΙΚΟΝΑ 38: ΜΙΚΡΟΔΟΜΗ ΣΤΟ ΟΠΤΙΚΟ ΜΙΚΡΟΣΚΟΠΙΟ ΤΟΥ FP1-1 ($T_{PEAK}=1080^{\circ}C$) ΜΕΤΑ ΑΠΟ ΠΡΟΣΒΟΛΗ ΜΕ ΝΙΤΑΛ 2% ΚΑΙ SODIUM METABISULFITE. ΜΕΓΕΘΥΝΣΗ 100X. ΚΑΦΕ = ΜΑΡΤΕΝΣΙΤΗΣ, ΛΕΥΚΟ= ΩΣΤΕΝΙΤΗΣ Η ΚΑΡΒΙΔΙΑ.	72
ΕΙΚΟΝΑ 39: ΜΙΚΡΟΔΟΜΗ ΣΤΟ ΟΠΤΙΚΟ ΜΙΚΡΟΣΚΟΠΙΟ ΤΟΥ FP1-1 ($T_{PEAK}=1080^{\circ}C$) ΜΕΤΑ ΑΠΟ ΠΡΟΣΒΟΛΗ ΜΕ ΝΙΤΑΛ 2% ΚΑΙ SODIUM METABISULFITE. ΜΕΓΕΘΥΝΣΗ 100X. ΜΠΛΕ = ΜΠΑΙΝΙΤΗΣ, ΚΑΦΕ = ΜΑΡΤΕΝΣΙΤΗΣ, ΛΕΥΚΟ= ΩΣΤΕΝΙΤΗΣ Η ΚΑΡΒΙΔΙΑ.	73
ΕΙΚΟΝΑ 40: ΜΙΚΡΟΔΟΜΗ ΣΤΟ ΟΠΤΙΚΟ ΜΙΚΡΟΣΚΟΠΙΟ ΤΟΥ FP1-1 ($T_{PEAK}=1080^{\circ}C$) ΜΕΤΑ ΑΠΟ ΠΡΟΣΒΟΛΗ ΜΕ ΝΙΤΑΛ 2% ΚΑΙ SODIUM METABISULFITE. ΜΕΓΕΘΥΝΣΗ 100X. ΚΑΦΕ = ΜΑΡΤΕΝΣΙΤΗΣ, ΛΕΥΚΟ= ΩΣΤΕΝΙΤΗΣ Η ΚΑΡΒΙΔΙΑ.	73
ΕΙΚΟΝΑ 41: ΜΙΚΡΟΔΟΜΗ ΣΤΟ ΟΠΤΙΚΟ ΜΙΚΡΟΣΚΟΠΙΟ ΤΟΥ FP1-1 ($T_{PEAK}=1080^{\circ}C$) ΜΕΤΑ ΑΠΟ ΠΡΟΣΒΟΛΗ ΜΕ ΝΙΤΑΛ 2% ΚΑΙ SODIUM METABISULFITE. ΜΕΓΕΘΥΝΣΗ 100X. ΚΑΦΕ = ΜΑΡΤΕΝΣΙΤΗΣ, ΛΕΥΚΟ= ΩΣΤΕΝΙΤΗΣ Η ΚΑΡΒΙΔΙΑ.	74
ΕΙΚΟΝΑ 42: ΜΙΚΡΟΔΟΜΗ ΣΤΟ ΟΠΤΙΚΟ ΜΙΚΡΟΣΚΟΠΙΟ ΤΟΥ FP1-1 ($T_{PEAK}=1080^{\circ}C$) ΜΕΤΑ ΑΠΟ ΠΡΟΣΒΟΛΗ ΜΕ ΝΙΤΑΛ 2% ΚΑΙ SODIUM METABISULFITE. ΜΕΓΕΘΥΝΣΗ 100X. ΚΑΦΕ = ΜΑΡΤΕΝΣΙΤΗΣ, ΛΕΥΚΟ= ΩΣΤΕΝΙΤΗΣ Η ΚΑΡΒΙΔΙΑ.	74
ΕΙΚΟΝΑ 43: ΜΙΚΡΟΔΟΜΗ ΣΤΟ ΟΠΤΙΚΟ ΜΙΚΡΟΣΚΟΠΙΟ ΤΟΥ FP1-13 ($T_{PEAK}=910^{\circ}C$) ΜΕΤΑ ΑΠΟ ΠΡΟΣΒΟΛΗ ΜΕ ΝΙΤΑΛ 2% ΚΑΙ SODIUM METABISULFITE. ΜΕΓΕΘΥΝΣΗ 50X. ΜΠΛΕ = ΜΠΑΙΝΙΤΗΣ, ΚΑΦΕ = ΜΑΡΤΕΝΣΙΤΗΣ, ΛΕΥΚΟ= ΩΣΤΕΝΙΤΗΣ Η ΚΑΡΒΙΔΙΑ.	75
ΕΙΚΟΝΑ 44: ΜΙΚΡΟΔΟΜΗ ΣΤΟ ΟΠΤΙΚΟ ΜΙΚΡΟΣΚΟΠΙΟ ΤΟΥ FP1-13 ($T_{PEAK}=910^{\circ}C$) ΜΕΤΑ ΑΠΟ ΠΡΟΣΒΟΛΗ ΜΕ ΝΙΤΑΛ 2% ΚΑΙ SODIUM METABISULFITE. ΜΕΓΕΘΥΝΣΗ 100X. ΜΠΛΕ = ΜΠΑΙΝΙΤΗΣ, ΚΑΦΕ = ΜΑΡΤΕΝΣΙΤΗΣ, ΛΕΥΚΟ= ΩΣΤΕΝΙΤΗΣ Η ΚΑΡΒΙΔΙΑ.	75
ΕΙΚΟΝΑ 45: ΜΙΚΡΟΔΟΜΗ ΣΤΟ ΟΠΤΙΚΟ ΜΙΚΡΟΣΚΟΠΙΟ ΤΟΥ FP1-13 ($T_{PEAK}=910^{\circ}C$) ΜΕΤΑ ΑΠΟ ΠΡΟΣΒΟΛΗ ΜΕ ΝΙΤΑΛ 2% ΚΑΙ SODIUM METABISULFITE. ΜΕΓΕΘΥΝΣΗ 100X. ΜΠΛΕ = ΜΠΑΙΝΙΤΗΣ, ΚΑΦΕ = ΜΑΡΤΕΝΣΙΤΗΣ, ΛΕΥΚΟ= ΩΣΤΕΝΙΤΗΣ Η ΚΑΡΒΙΔΙΑ.	76

ΕΙΚΟΝΑ 46: ΜΙΚΡΟΔΟΜΗ ΣΤΟ ΟΠΤΙΚΟ ΜΙΚΡΟΣΚΟΠΙΟ ΤΟΥ FP1-13 (ΤΡΕΑΚ=910°C) ΜΕΤΑ ΑΠΟ ΠΡΟΣΒΟΛΗ ΜΕ ΝΙΤΑΛ 2% ΚΑΙ SODIUM METABISULFITE. ΜΕΓΕΘΥΝΣΗ 100X. ΜΠΛΕ = ΜΠΑΙΝΙΤΗΣ, ΚΑΦΕ = ΜΑΡΤΕΝΣΙΤΗΣ, ΛΕΥΚΟ= ΩΣΤΕΝΙΤΗΣ Η ΚΑΡΒΙΔΙΑ.	76
ΕΙΚΟΝΑ 47: ΜΙΚΡΟΔΟΜΗ ΣΤΟ ΟΠΤΙΚΟ ΜΙΚΡΟΣΚΟΠΙΟ ΤΟΥ FP1-13 (ΤΡΕΑΚ=910°C) ΜΕΤΑ ΑΠΟ ΠΡΟΣΒΟΛΗ ΜΕ ΝΙΤΑΛ 2% ΚΑΙ SODIUM METABISULFITE. ΜΕΓΕΘΥΝΣΗ 100X. ΜΠΛΕ = ΜΠΑΙΝΙΤΗΣ, ΚΑΦΕ = ΜΑΡΤΕΝΣΙΤΗΣ, ΛΕΥΚΟ= ΩΣΤΕΝΙΤΗΣ Η ΚΑΡΒΙΔΙΑ.	77
ΕΙΚΟΝΑ 48: ΜΙΚΡΟΔΟΜΗ ΣΤΟ ΟΠΤΙΚΟ ΜΙΚΡΟΣΚΟΠΙΟ ΤΟΥ FP1-13 (ΤΡΕΑΚ=910°C) ΜΕΤΑ ΑΠΟ ΠΡΟΣΒΟΛΗ ΜΕ ΝΙΤΑΛ 2% ΚΑΙ SODIUM METABISULFITE. ΜΕΓΕΘΥΝΣΗ 100X. ΜΠΛΕ = ΜΠΑΙΝΙΤΗΣ, ΚΑΦΕ = ΜΑΡΤΕΝΣΙΤΗΣ, ΛΕΥΚΟ= ΩΣΤΕΝΙΤΗΣ Η ΚΑΡΒΙΔΙΑ.	77
ΕΙΚΟΝΑ 49: ΜΙΚΡΟΔΟΜΗ ΣΤΟ ΟΠΤΙΚΟ ΜΙΚΡΟΣΚΟΠΙΟ ΤΟΥ FP1-14 (ΤΡΕΑΚ=950°C) ΜΕΤΑ ΑΠΟ ΠΡΟΣΒΟΛΗ ΜΕ ΝΙΤΑΛ 2% ΚΑΙ SODIUM METABISULFITE. ΜΕΓΕΘΥΝΣΗ 50X. ΜΠΛΕ = ΜΠΑΙΝΙΤΗΣ, ΚΑΦΕ = ΜΑΡΤΕΝΣΙΤΗΣ, ΛΕΥΚΟ= ΩΣΤΕΝΙΤΗΣ Η ΚΑΡΒΙΔΙΑ.	78
ΕΙΚΟΝΑ 50: ΜΙΚΡΟΔΟΜΗ ΣΤΟ ΟΠΤΙΚΟ ΜΙΚΡΟΣΚΟΠΙΟ ΤΟΥ FP1-14 (ΤΡΕΑΚ=950°C) ΜΕΤΑ ΑΠΟ ΠΡΟΣΒΟΛΗ ΜΕ ΝΙΤΑΛ 2% ΚΑΙ SODIUM METABISULFITE. ΜΕΓΕΘΥΝΣΗ 100X. ΜΠΛΕ = ΜΠΑΙΝΙΤΗΣ, ΚΑΦΕ = ΜΑΡΤΕΝΣΙΤΗΣ, ΛΕΥΚΟ= ΩΣΤΕΝΙΤΗΣ Η ΚΑΡΒΙΔΙΑ.	79
ΕΙΚΟΝΑ 51: ΜΙΚΡΟΔΟΜΗ ΣΤΟ ΟΠΤΙΚΟ ΜΙΚΡΟΣΚΟΠΙΟ ΤΟΥ FP1-14 (ΤΡΕΑΚ=950°C) ΜΕΤΑ ΑΠΟ ΠΡΟΣΒΟΛΗ ΜΕ ΝΙΤΑΛ 2% ΚΑΙ SODIUM METABISULFITE. ΜΕΓΕΘΥΝΣΗ 100X. ΜΠΛΕ = ΜΠΑΙΝΙΤΗΣ, ΚΑΦΕ = ΜΑΡΤΕΝΣΙΤΗΣ, ΛΕΥΚΟ= ΩΣΤΕΝΙΤΗΣ Η ΚΑΡΒΙΔΙΑ.	79
ΕΙΚΟΝΑ 52: ΜΙΚΡΟΔΟΜΗ ΣΤΟ ΟΠΤΙΚΟ ΜΙΚΡΟΣΚΟΠΙΟ ΤΟΥ FP1-14 (ΤΡΕΑΚ=950°C) ΜΕΤΑ ΑΠΟ ΠΡΟΣΒΟΛΗ ΜΕ ΝΙΤΑΛ 2% ΚΑΙ SODIUM METABISULFITE. ΜΕΓΕΘΥΝΣΗ 100X. ΜΠΛΕ = ΜΠΑΙΝΙΤΗΣ, ΚΑΦΕ = ΜΑΡΤΕΝΣΙΤΗΣ, ΛΕΥΚΟ= ΩΣΤΕΝΙΤΗΣ Η ΚΑΡΒΙΔΙΑ.	80
ΕΙΚΟΝΑ 53: ΜΙΚΡΟΔΟΜΗ ΣΤΟ ΟΠΤΙΚΟ ΜΙΚΡΟΣΚΟΠΙΟ ΤΟΥ FP1-14 (ΤΡΕΑΚ=950°C) ΜΕΤΑ ΑΠΟ ΠΡΟΣΒΟΛΗ ΜΕ ΝΙΤΑΛ 2% ΚΑΙ SODIUM METABISULFITE. ΜΕΓΕΘΥΝΣΗ 100X. ΜΠΛΕ = ΜΠΑΙΝΙΤΗΣ, ΚΑΦΕ = ΜΑΡΤΕΝΣΙΤΗΣ, ΛΕΥΚΟ= ΩΣΤΕΝΙΤΗΣ Η ΚΑΡΒΙΔΙΑ.	80
ΕΙΚΟΝΑ 54: ΗΛΕΚΤΡΟΝΙΚΗ ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ ΟΠΙΣΘΟΣΚΕΔΑΖΟΜΕΝΩΝ ΗΛΕΚΤΡΟΝΙΩΝ (BES) ΤΗΣ ΜΙΚΡΟΔΟΜΗΣ ΤΟΥ FP1-1 (ΤΡΕΑΚ=1080°C). ΜΕΓΕΘΥΝΣΗ 1000X.....	81
ΕΙΚΟΝΑ 55: ΗΛΕΚΤΡΟΝΙΚΗ ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ ΔΕΥΤΕΡΟΓΕΝΩΝ ΗΛΕΚΤΡΟΝΙΩΝ (SEI) ΤΗΣ ΜΙΚΡΟΔΟΜΗΣ ΤΟΥ FP1-1 (ΤΡΕΑΚ=1080°C). ΜΕΓΕΘΥΝΣΗ 1000X.....	81
ΕΙΚΟΝΑ 56: ΗΛΕΚΤΡΟΝΙΚΗ ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ ΟΠΙΣΘΟΣΚΕΔΑΖΟΜΕΝΩΝ ΗΛΕΚΤΡΟΝΙΩΝ (BES) ΤΗΣ ΜΙΚΡΟΔΟΜΗΣ ΤΟΥ FP1-1 (ΤΡΕΑΚ=1080°C). ΜΕΓΕΘΥΝΣΗ 2000X.....	82
ΕΙΚΟΝΑ 57: ΗΛΕΚΤΡΟΝΙΚΗ ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ ΔΕΥΤΕΡΟΓΕΝΩΝ ΗΛΕΚΤΡΟΝΙΩΝ (SEI) ΤΗΣ ΜΙΚΡΟΔΟΜΗΣ ΤΟΥ FP1-1 (ΤΡΕΑΚ=1080°C). ΜΕΓΕΘΥΝΣΗ 2000X.....	82

ΕΙΚΟΝΑ 58: ΗΛΕΚΤΡΟΝΙΚΗ ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ ΔΕΥΤΕΡΟΓΕΝΩΝ ΗΛΕΚΤΡΟΝΙΩΝ (SEI) ΤΗΣ ΜΙΚΡΟΔΟΜΗΣ ΤΟΥ FP1-1 (ΤΡΕΑΚ=1080°C). ΜΕΓΕΘΥΝΣΗ 4000X.....	83
ΕΙΚΟΝΑ 59: ΗΛΕΚΤΡΟΝΙΚΗ ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ ΔΕΥΤΕΡΟΓΕΝΩΝ ΗΛΕΚΤΡΟΝΙΩΝ (SEI) ΤΗΣ ΜΙΚΡΟΔΟΜΗΣ ΤΟΥ FP1-13 (ΤΡΕΑΚ=910°C). ΜΕΓΕΘΥΝΣΗ 1000X.....	84
ΕΙΚΟΝΑ 60: ΗΛΕΚΤΡΟΝΙΚΗ ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ ΟΠΙΣΘΟΣΚΕΔΑΖΟΜΕΝΩΝ ΗΛΕΚΤΡΟΝΙΩΝ (BES) ΤΗΣ ΜΙΚΡΟΔΟΜΗΣ ΤΟΥ FP1-13 (ΤΡΕΑΚ=910°C). ΜΕΓΕΘΥΝΣΗ 2000X.....	84
ΕΙΚΟΝΑ 61: ΗΛΕΚΤΡΟΝΙΚΗ ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ ΔΕΥΤΕΡΟΓΕΝΩΝ ΗΛΕΚΤΡΟΝΙΩΝ (SEI) ΤΗΣ ΜΙΚΡΟΔΟΜΗΣ ΤΟΥ FP1-13 (ΤΡΕΑΚ=910°C). ΜΕΓΕΘΥΝΣΗ 2000X.....	85
ΕΙΚΟΝΑ 62: ΗΛΕΚΤΡΟΝΙΚΗ ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ ΔΕΥΤΕΡΟΓΕΝΩΝ ΗΛΕΚΤΡΟΝΙΩΝ (SEI) ΤΗΣ ΜΙΚΡΟΔΟΜΗΣ ΤΟΥ FP1-13 (ΤΡΕΑΚ=910°C). ΜΕΓΕΘΥΝΣΗ 4000X.....	85
ΕΙΚΟΝΑ 63: ΗΛΕΚΤΡΟΝΙΚΗ ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ ΔΕΥΤΕΡΟΓΕΝΩΝ ΗΛΕΚΤΡΟΝΙΩΝ (SEI) ΤΗΣ ΜΙΚΡΟΔΟΜΗΣ ΤΟΥ FP1-14 (ΤΡΕΑΚ=950°C). ΜΕΓΕΘΥΝΣΗ 2000X.....	87
ΕΙΚΟΝΑ 64: ΗΛΕΚΤΡΟΝΙΚΗ ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ ΔΕΥΤΕΡΟΓΕΝΩΝ ΗΛΕΚΤΡΟΝΙΩΝ (SEI) ΤΗΣ ΜΙΚΡΟΔΟΜΗΣ ΤΟΥ FP1-14 (ΤΡΕΑΚ=950°C). ΜΕΓΕΘΥΝΣΗ 2000X.....	87
ΕΙΚΟΝΑ 65: ΗΛΕΚΤΡΟΝΙΚΗ ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ ΔΕΥΤΕΡΟΓΕΝΩΝ ΗΛΕΚΤΡΟΝΙΩΝ (SEI) ΤΗΣ ΜΙΚΡΟΔΟΜΗΣ ΤΟΥ FP1-14 (ΤΡΕΑΚ=950°C). ΜΕΓΕΘΥΝΣΗ 2000X.....	88
ΕΙΚΟΝΑ 66: ΗΛΕΚΤΡΟΝΙΚΗ ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ ΟΠΙΣΘΟΣΚΕΔΑΖΟΜΕΝΩΝ ΗΛΕΚΤΡΟΝΙΩΝ (BES) ΤΗΣ ΜΙΚΡΟΔΟΜΗΣ ΤΟΥ FP1-14 (ΤΡΕΑΚ=950°C). ΜΕΓΕΘΥΝΣΗ 2000X.....	88
ΕΙΚΟΝΑ 67: ΗΛΕΚΤΡΟΝΙΚΗ ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ ΔΕΥΤΕΡΟΓΕΝΩΝ ΗΛΕΚΤΡΟΝΙΩΝ (SEI) ΤΗΣ ΜΙΚΡΟΔΟΜΗΣ ΤΟΥ FP1-14 (ΤΡΕΑΚ=950°C). ΜΕΓΕΘΥΝΣΗ 4000X.....	89
ΕΙΚΟΝΑ 68: ΗΛΕΚΤΡΟΝΙΚΗ ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ ΔΕΥΤΕΡΟΓΕΝΩΝ ΗΛΕΚΤΡΟΝΙΩΝ (SEI) ΤΗΣ ΜΙΚΡΟΔΟΜΗΣ ΤΟΥ FP1-14 (ΤΡΕΑΚ=950°C). ΜΕΓΕΘΥΝΣΗ 4000X.....	89
ΕΙΚΟΝΑ 69: ΣΥΓΚΡΙΤΙΚΑ ΔΙΑΓΡΑΜΜΑΤΑ XRD.....	90
ΕΙΚΟΝΑ 70: ΕΠΙΣΚΟΠΗΣΗ ΤΩΝ ΔΗΜΙΟΣΙΕΥΜΕΝΩΝ ΟΡΙΩΝ ΘΡΑΥΣΗΣ ΚΑΙ ΟΛΚΙΜΟΤΗΤΑΣ ΠΟΥ ΕΠΙΤΥΓΧΑΝΟΝΤΑΙ ΓΙΑ ΕΥΡΕΙΑ ΓΚΑΜΑ ΧΑΛΥΒΩΝ ΚΑΙ ΜΕΤΡΗΣΕΙΣ ΓΙΑ ΧΑΛΥΒΕΣ ΠΟΥ ΕΧΟΥΝ ΥΠΟΣΤΕΙ ΥΠΕΡΤΑΧΕΙΑ ΘΕΡΜΙΚΗ ΚΑΤΕΡΓΑΣΙΑ [2]	93
ΕΙΚΟΝΑ 71: ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΕΣ ΑΠΟ ΤΕΜ ΠΟΥ ΔΕΙΧΝΟΥΝ : Α) ΜΑΡΤΕΝΣΙΤΗ Β) ΜΠΑΙΝΙΤΗ Γ) ΜΕΡΙΚΩΣ ΔΙΑΛΕΛΥΜΕΝΟ ΚΑΡΒΙΔΙΟ [39]	96

Περιεχόμενα

ΠΕΡΙΛΗΨΗ	1
ABSTRACT	3
I. Εισαγωγή	4
I.1. Σκοπός της εργασίας	4
I.2. Κίνητρο Μελέτης	5
II. Θεωρητικό Μέρος	7
II.1. Κοινοί ή Ανθρακούχοι Χάλυβες.....	7
II.2. Το διάγραμμα σιδήρου - άνθρακα.....	8
II.2.1. Φάσεις και Μικρογραφικά Χαρακτηριστικά χαλύβων	9
II.3. Ο ρόλος των κραματικών στοιχείων στους χάλυβες.....	15
II.3.1. Μέθοδοι Σκλήρωσης	19
II.4. Βασικές Έννοιες γύρω από τις Θερμικές Κατεργασίες Χαλύβων.....	22
II.4.1. Θερμική Κατεργασία	22
II.4.2. Μετασχηματισμοί Φάσεων.....	36
II.5. Ultra- fast Annealing (UFA).....	47
II.5.1. Τεχνικές	48
II.5.2. Επιρροή του ρυθμού θέρμανσης	50
III. Πειραματικό Μέρος	55
III.1. Πειραματική Διαδικασία	55
III.2. Το υλικό	55
III.3. Θερμικές κατεργασίες.....	56
III.4. Διαστολομετρία.....	57
III.5. Χαρακτηρισμός Μικροδομής	60
IV. Αποτελέσματα	68
IV.1. Καμπύλες Διαστολομετρίας	68
IV.2. Σκληρομετρήσεις.....	69
IV.3. Μικροσκληρομετρήσεις	70
IV.4. Μεταλλογραφίες	71
IV.5. Ηλεκτρονικό Μικροσκόπιο SEM.....	81
IV.6. Περιθλασιμετρία Ακτίνων Χ (XRD)	90
V. Συζήτηση επί των αποτελεσμάτων	91
VI. Συμπεράσματα	97
VII. Προτάσεις για περαιτέρω έρευνα.....	98

Βιβλιογραφία 99

ΠΕΡΙΛΗΨΗ

Η ανάγκη της βιομηχανίας για τη δημιουργία προϊόντων χάλυβα με ανώτερες μηχανικές ιδιότητες, τα οποία συνδυάζουν υψηλή αντοχή σε συνδυασμό με μεγάλη ολκιμότητα, έχει οδηγήσει το ερευνητικό ενδιαφέρον στην ανάπτυξη νέων κραμάτων χάλυβα με σύνθετες μικροδομές. Ένας από τους σημαντικότερους παράγοντες για τη λήψη σύνθετων πολυφασικών μικροδομών είναι η θερμική κατεργασία που ακολουθείται.

Στα πλαίσια της παρούσας διπλωματικής εργασίας μελετήθηκε η δυνατότητα ανάπτυξης πολυφασικού χάλυβα μέσω τάχιστης θερμικής κατεργασίας (Ultra Fast Heat Treatment- UFHT), η οποία συνίσταται στη θέρμανση του δοκιμίου με ρυθμό $200^{\circ}\text{C}/\text{s}$ σε επιλεγμένη θερμοκρασία της ωστενιτικής περιοχής (T_{peak}), παραμονή σε αυτή τη θερμοκρασία για 2s και τέλος βαφή με ρυθμό ψύξης $300^{\circ}\text{C}/\text{s}$. Χρησιμοποιήθηκαν τρία δείγματα χάλυβα χαμηλής κραμάτωσης μεσαίου άνθρακα AISI 4140, τα οποία θερμάνθηκαν στους 1080°C , 910°C και 950°C αντίστοιχα.

Η θερμική κατεργασία εκτελέστηκε μέσω της τεχνικής της διαστολομετρίας στο TU Delft, με στόχο την καταγραφή των μετασχηματισμών φάσεων που λαμβάνουν χώρα κατά την ταχεία θέρμανση και ψύξη των δειγμάτων καθώς και τη διασφάλιση της ακρίβειας στις παραμέτρους της θερμικής κατεργασίας. Για την μελέτη των μικροδομών χρησιμοποιήθηκαν οπτική και ηλεκτρονική μικροσκοπία, περιθλασιμετρία ακτίνων X καθώς και εκτελέστηκαν σκληρομετρήσεις και μικροσκληρομετρήσεις.

Μέσω των σκληρομέτρησεων και μικροσκληρομετρήσεων των τριών δειγμάτων παρατηρείται ότι η τιμή της σκληρότητας δεν αντιστοιχεί σε σκληρότητα προϊόντων μαρτενσιτικής βαφής, αλλά προσεγγίζει τιμές σκληρότητας προϊόντων βαφής και επαναφοράς. Η μελέτη των παραγόμενων μικροδομών στο οπτικό μικροσκόπιο και έχοντας υποστεί «colour etching», υπέδειξε ότι οι μικροδομές απαρτίζονται κυρίως από μαρτενσίτη και μπαινίτη. Η λεπτοκρυσταλλικότητα της μικροδομής επέβαλε την εξέταση των μικροδομών στο ηλεκτρονικό μικροσκόπιο SEM, τα αποτελέσματα του οποίου συνηγορούν στην ύπαρξη δύο κύριων φάσεων. Ωστόσο, απαραίτητη για την επιβεβαίωση της ύπαρξης μπαινίτη είναι η μελέτη μέσω ηλεκτρονικής μικροσκοπίας διερχόμενης δέσμης (TEM), η χρήση όμως αυτού ξεφεύγει από τα πλαίσια της διπλωματικής εργασίας.

Μέσω της μελέτης των πειραματικών αποτελεσμάτων συμπεραίνεται ότι η ταχεία θερμική κατεργασία επηρεάζει έντονα την χημική ομοιογένεια, καθώς και την κοκκομετρία του υλικού κατά τη θέρμανση και παραμονή στη θερμοκρασία T_{peak} με αποτέλεσμα στο στάδιο της βαφής οι μετασχηματισμοί φάσεων να ακολουθούν διαφοροποιημένη από τη θεωρητικά αναμενόμενη πορεία, αποδίδοντας με τη σειρά τους εκλεπτυσμένες μικροδομές με ιδιαίζουσες ιδιότητες.

ABSTRACT

The demand of industrial applications for improved and advanced mechanical properties of steels, which combine high tensile strength with good ductility, has resulted in the development of new steel grades with complex microstructures. One of the most significant factors in order to receive complex multiphase microstructures is the imposed heat treatment.

In the context of this thesis the ability of developing multiphase steel through an Ultra Fast Heat Treatment (UFHT) was investigated. UFHT consists of reheating to selected temperature (T_{peak}) in the austenite region at reheating rate of 200°C/s, holding at the peak temperature for 2s followed by helium quenching at cooling rate of 300°C/s. The material studied is a medium-carbon heat-treatable high-strength steel, AISI 4140. Three specimens were used and the selected peak temperatures were 1080°C, 910°C and 950°C respectively.

UFHT was carried out in dilatometer at the Technical University Delft (TUD), in order to fully record the course of phase transformations. The samples after the heat treatment were analyzed by light optical microscope, scanning electron microscope and X-rays diffraction for microstructural characterization. In addition, hardness and micro-hardness tests were carried out.

Hardness and micro-hardness experiments imply that the obtained microstructure is not fully martensitic, as expected based on CCT (continuous cooling transformation) diagrams. Color etching and light optical microscopy (LOM) showed that possibly a mixed bainitic-martensitic is obtained. Investigation by means of scanning electron microscopy was obligatory in order to go in greater depth of the microstructure, taking into regard its complexity.

It is concluded that the ultra fast heat treatment affects the material's chemical heterogeneity and grain size during reheating and holding in such a way that during quenching, phase transformations and their kinetics follow significantly altered routes. It is thus feasible to receive complex microstructures with peculiar properties in one step.

I. Εισαγωγή

I.1. Σκοπός της εργασίας

Σκοπός της παρούσας διπλωματικής εργασίας είναι η μελέτη μικροδομών χάλυβα χαμηλού άνθρακα, οι οποίες έχουν προκύψει από ταχύτατους θερμικούς κύκλους. Στο θεωρητικό μέρος παρουσιάζονται οι βασικές έννοιες γύρω από τις θερμικές κατεργασίες των χάλυβων καθώς και τα φαινόμενα που τις συνοδεύουν. Στη συνέχεια ακολουθεί το πειραματικό μέρος όπου παρουσιάζονται οι θερμικές κατεργασίες που υποβλήθηκαν τα δοκίμια καθώς και οι τεχνικές μελέτης των μικροδομών.

Πιο συγκεκριμένα σκοπός της διπλωματικής είναι η μελέτη τριών δοκιμίων χάλυβα 42CrMo4, τα οποία αρχικά έχουν υποστεί ωστενιτοποίηση και στη συνέχεια βαφή με κύρια διαφοροποίηση από τις συμβατικές θερμικές κατεργασίες τον ιδιαίτερα υψηλό ρυθμό θέρμανσης και ψύξης, καθώς και τη σύντομη παραμονή στη θερμοκρασία ωστενιτοποίησης. Ο ρυθμός θέρμανσης είναι 200°C/sec και ο χρόνος παραμονής στη θερμοκρασία ωστενιτοποίησης είναι 2s. Για την διεξαγωγή των πειραμάτων χρησιμοποιήθηκε η τεχνική της διαστολομετρίας με σκοπό την παρακολούθηση των μετασχηματισμών φάσεων καθώς και τον ακριβή έλεγχο της θερμοκρασίας. Ο χαρακτηρισμός της μικροδομής περιλαμβάνει σκληρομετρήσεις, μικροσκληρομετρήσεις, μελέτη με τη βοήθεια της οπτικής μικροσκοπίας, της ηλεκτρονικής μικροσκοπίας καθώς και εξέταση των δοκιμίων με περίθλαση ακτίνων X.

Οι επιδιωκόμενοι στόχοι της παρούσας εργασίας είναι οι εξής:

- Μελέτη σε βιβλιογραφικό επίπεδο των ιδιαίτερων χαρακτηριστικών των μετασχηματισμών φάσεων υπό συνθήκες υπερταχείας θερμικής κατεργασίας.
- Μελέτη της επίδρασης των ταχείων θερμικών κατεργασιών στη μικροδομή και τις μηχανικές ιδιότητες του χάλυβα AISI 4140 σε θερμοκρασίες αναθέρμανσης 1080°C, 910°C, 950°C και χρόνο παραμονή 2s.
- Επεξεργασία των δεδομένων διαστολομετρίας, με σκοπό τη λήψη πληροφοριών για τους μετασχηματισμούς φάσεων.
- Προσδιορισμός σκληρότητας και μικροσκληρότητας με σκοπό τον μερικό χαρακτηρισμό ως προς τις μηχανικές ιδιότητες.
- Συγκριτική μελέτη της επίδρασης της T_{peak} στην παραγόμενη μικροδομή.

- Πλήρης χαρακτηρισμός των μικροδομών με τεχνικές οπτικού και ηλεκτρονικού μικροσκοπίου και δομικού χαρακτηρισμού των φάσεων με την τεχνική EBSD με σκοπό την ταυτοποίηση των περιεχόμενων φάσεων, της μορφολογίας του και την μέτρηση του μεγέθους κόκκου του αρχικού ωστενίτη.
- Χαρακτηρισμό με περίθλαση ακτίνων X με σκοπό την ταυτοποίηση υπολειπόμενου ωστενίτη.

I.2. Κίνητρο Μελέτης

Ως γνωστόν οι χάλυβες αποτελούν αναπόσπαστο κομμάτι της αυτοκινητοβιομηχανίας, η οποία ακολουθώντας τις τεχνολογικές εξελίξεις ολοένα και αυξάνει τις απαιτήσεις της για υλικά που συνδυάζουν χαμηλό βάρος με σκοπό την αποδοτικότητα των καυσίμων σε συνδυασμό με υψηλές αντοχές ώστε να μην τίθεται κανένα ρίσκο ως προς την ασφάλεια.

Έχει εισαχθεί έτσι μια νέα κατηγορία χαλύβων, με ονομασία AHSS - Advanced High Strength Steels, η οποία παρουσιάζει καλή διαμορφωσιμότητα ενώ συγχρόνως διαθέτει πολύ καλές μηχανικές αντοχές με όριο διαρροής μεγαλύτερο των 300MPa και απόλυτο όριο θραύσης μεγαλύτερο των 700MPa. Στην οικογένεια αυτή περιλαμβάνονται διφασικοί χάλυβες, οι transformation induced plasticity (TRIP), οι complex phase (CP) και οι μερικώς μαρτενσιτικοί (Partly Martensitic -PM) χάλυβες. Όλοι αυτοί οι χάλυβες, οι οποίοι αποτελούνται από πολλές φάσεις, πετυχαίνουν τις μηχανικές τους ιδιότητες μέσω προσεχτικού σχεδιασμού των ποσοστών των περιεχόμενων φάσεων, οι οποίες είναι φερρίτης, μπαινίτης, μαρτενσίτης, καθώς και ωστενίτης. Ωστόσο, για να επιτευχθούν αυτές οι μικροδομές εφαρμόζονται έντονα ενεργοβόρες θερμομηχανικές κατεργασίες σε συνδυασμό με κραματικές προσθήκες υψηλού κόστους.

Η μελέτη αυτής της κατηγορίας χαλύβων αποτελεί θέμα υψηλού ενδιαφέροντος για πολλούς ερευνητές ανά τον κόσμο μιας και υπάρχει μεγάλη ορμή για τον σχεδιασμό κατάλληλων κατεργασιών για την παραγωγή χαλύβων Advanced High Strength Steels (AHSS).

Πιο συγκεκριμένα πρόσφατα παρήχθησαν με μεγάλης διάρκειας ισοθερμοκρασιακές κατεργασίες υψηλής αντοχής μπαινιτικοί χάλυβες, με ιδιαίτερα εκλεπτυσμένο μπαινίτη, αποτελούμενο από φιλμ ωστενίτη διασκορπισμένο στον νανο-μπαινιτικό

φερρίτη, προσφέροντας εξαιρετικούς συνδυασμούς ιδιοτήτων. Ωστόσο, το κόστος καθιστά απαγορευτική τη βιομηχανική εφαρμογή αυτής της διαδικασίας. Ανάμεσα στους ερευνητές που τονίζουν την αξία μελέτης αυτής της κατηγορίας χαλύβων είναι και ο Belde, ο οποίος με τους συνεργάτες του πρόσφατα έδειξαν την επίδραση των κατακρημνισμάτων, τα οποία δρουν ως ταμιευτήρες συγκεκριμένων κραματικών στοιχείων εξυπηρετώντας συγκεκριμένους μετασχηματισμούς φάσης και οδηγώντας σε πολυφασικές μικροδομές. Ωστόσο, και πάλι απαιτούνται μακράς διάρκειας θερμικές κατεργασίες. [1]

Μια πολύ πιο σύντομη χρονικά θερμική κατεργασία προτείνει ο Lolla και η ομάδα του, οι οποίοι ανέπτυξαν μια ταχεία θερμική κατεργασία, "Flash Processing", με συνολικό χρόνο κατεργασίας τα 10s-20s, η οποία αποδίδει χάλυβα με εξαιρετικό συνδυασμό ιδιοτήτων ($YS > 1200 \text{MPa}$, $TS > 1500 \text{MPa}$, ολκιμότητα $> 7\%$). [2]

Μια αντίστοιχα γρήγορη και ακόμη πιο γρήγορη για την ακρίβεια από αυτήν που προτείνει ο Lolla, θερμική κατεργασία αποτελεί το αντικείμενο μελέτης της παρούσας διπλωματικής. Όπως παρουσιάζεται και στη βιβλιογραφία ο συνδυασμός μαλακών και σκληρών φάσεων είναι αυτός που μπορεί δυνητικά να αποδώσει στο τελικό προϊόν ένα βέλτιστο συνδυασμό αντοχής και ολκιμότητας. Ο σκοπός είναι, μέσω της τάχιστης θερμικής κατεργασίας, η παραγωγή πολυφασικών μικροδομών σε ένα στάδιο σε σύντομο χρονικό διάστημα και δίχως τη χρήση εξεζητημένων κραματικών προσθηκών. Ωστόσο, η κινητική των μετασχηματισμών φάσης υπό τις συνθήκες της υπερταχείας θερμικής κατεργασίας, επιτρέπει μεν το σχεδιασμό νέων κραμάτων, αποτελεί δε πρόκληση ως προς την εξήγηση των φαινομένων που συντελούνται. Παραδείγματος χάρη, γιατί -όπως θα δούμε στη συνέχεια- λαμβάνουμε τιμές σκληρότητας αρκετά χαμηλότερες από αυτές μιας μαρτενσιτικής μικροδομής, που είναι άλλωστε και η αναμενόμενη μικροδομή με βάση τη θερμική κατεργασία, που ακολουθούμε;

II. Θεωρητικό Μέρος

II.1. Κοινοί ή Ανθρακούχοι Χάλυβες

Οι χάλυβες, αποτελούν ένα από τα σημαντικότερα βιομηχανικά κράματα καθώς αξιοποιώντας την αλλοτροπία του σιδήρου και τους μετασχηματισμούς φάσεων είναι εφικτός ο σχηματισμός μιας μεγάλης ποικιλίας μικροδομών, οι οποίες αποδίδουν με τη σειρά τους ένα ευρύ φάσμα μηχανικών ιδιοτήτων. Αυτό το ευρύ φάσμα μηχανικών ιδιοτήτων, το οποίο επιτυγχάνεται σε συνδυασμό με την κατάλληλη επιλογή χημικής σύστασης και θερμομηχανικών κατεργασιών, επιτρέπει τη χρήση των χάλυβων σε πληθώρα εφαρμογών.

Οι χάλυβες συνιστούν κράματα σιδήρου με περιεκτικότητα σε άνθρακα μικρότερη ή ίση με 2%κ.β.. Ο άνθρακας σχηματίζει στερεό διάλυμα αντικατάστασης με το σίδηρο και είναι το σημαντικότερο στοιχείο παρεμβολής στο πλέγμα αυτού, καθώς επηρεάζει την κινητική των μετασχηματισμών και τις μηχανικές ιδιότητες του υλικού. Σε χάλυβες που χαρακτηρίζονται από υψηλή ολκιμότητα και δυσθραυστότητα και καλή συγκολλησιμότητα το ποσοστό του περιεχόμενου άνθρακα είναι χαμηλό. Αντίθετα, όταν απαιτείται αυξημένη αντοχή, μεγάλη σκληρότητα και καλή αντίσταση στη φθορά και την κόπωση, το ποσοστό του άνθρακα είναι υψηλότερο. [3]

Οι κοινοί ανθρακούχοι χάλυβες υποδιαιρούνται σε κατηγορίες σύμφωνα με την περιεκτικότητα σε άνθρακα. Χάλυβες με 0,8%C ονομάζονται ευτηκτοειδείς. Χάλυβες με περιεκτικότητα από 0,025% ως 0,8% ονομάζονται υποευτηκτοειδείς και χάλυβες με περιεκτικότητα σε άνθρακα από 0,8% μέχρι 2,1% ονομάζονται υπερευτηκτοειδείς. [4] Επιπλέον βάσει της χημικής τους σύστασης διακρίνονται σε κοινούς ή ανθρακούχους και κραματωμένους, βάσει του προορισμού τους σε χάλυβες διαμόρφωσης και χυτοχάλυβες και τέλος, βάσει των εφαρμογών τους σε εργαλειοχάλυβες, ανοξείδωτους χάλυβες, χάλυβες κατασκευών και ηλεκτρομαγνητικών εφαρμογών. [6]

Ανθρακούχοι ονομάζονται οι χάλυβες του εμπορίου, οι οποίοι περιγράφονται ικανοποιητικά από το μετασταθές διάγραμμα Fe-Fe₃C, το οποίο θα εξεταστεί στη συνέχεια, και δεν περιέχουν κραματικά στοιχεία σε ποσοστό άνω του 1-1,5% κ.β., με εξαίρεση τον άνθρακα. Σε αυτούς, συνήθως, απαντώνται χαμηλής περιεκτικότητας προσμίξεις (Mn, Si), που προστίθενται κατά τη δευτερογενή μεταλλουργία για την αποξείδωση του χάλυβα, επιβλαβείς ακαθαρσίες (S,P), προερχόμενες από την πρώτη

ύλη και υπολειμματικές ακαθαρσίες (Cr, Ni, Cu, Sn κ.ά.) που οφείλονται στην ανακύκλωση του χάλυβα και τη χρήση παλαιοσιδήρου (scrap).

Οι ανθρακούχοι χάλυβες διαχωρίζονται στις εξής κατηγορίες, σύμφωνα με το ποσοστό του περιεχόμενου άνθρακα:

Χαμηλού άνθρακα ή μαλακοί χάλυβες (Low-carbon or mild steels): διακρίνονται σε δύο υποκατηγορίες, στους χάλυβες με περιεκτικότητα σε άνθρακα μικρότερη από 0,15% κ.β. και σε εκείνους με 0,15-0,30% κ.β. άνθρακα. Γενικά, χαρακτηρίζονται από καλή εν ψυχρώ διαμορφωσιμότητα και συγκολλησιμότητα, μικρή αντοχή και σκληρότητα. Χρησιμοποιούνται κυρίως για την παραγωγή ελασμάτων.

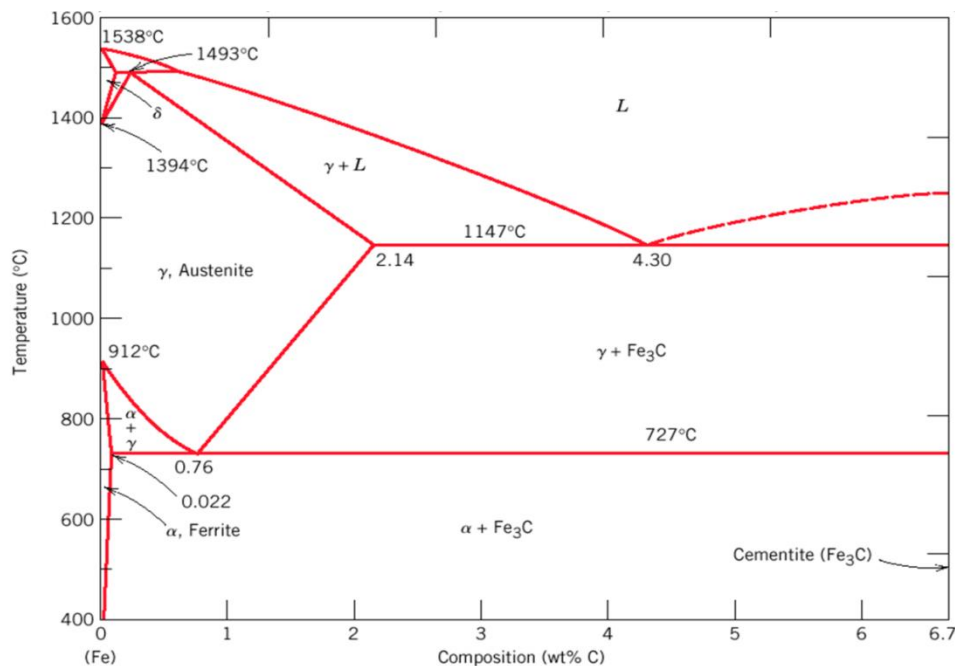
Χάλυβες μετρίου άνθρακα (Medium-carbon steels): περιέχουν άνθρακα σε ποσοστό 0,30-0,60% κ.β. και χαρακτηρίζονται από καλό συνδυασμό ολκιμότητας και αντοχής, ενώ με θερμικές κατεργασίες δύναται να αυξηθεί η αντοχή τους. Βρίσκουν ευρεία εφαρμογή στην αυτοκινητοβιομηχανία για την κατασκευή διάφορων τμημάτων (π.χ. αξόνων).

Χάλυβες υψηλού άνθρακα (High-carbon steels): περιέχουν 0,60-1% κ.β. άνθρακα και χρησιμοποιούνται όπου απαιτείται υψηλή αντοχή και καλή αντίσταση στη φθορά.

Χάλυβες πολύ υψηλού άνθρακα (Ultra high-carbon steels): περιέχουν 1,25-2% κ.β. άνθρακα. Υποβάλλονται σε θερμομηχανική επεξεργασία, ώστε να παραχθούν μικροδομές που αποτελούνται από λεπτόκοκκο και ισαξονικό φερρίτη, σε συνδυασμό με λεπτοδιαμερισμένα και ομοιόμορφα διεσπαρμένα, σφαιρικά σωματίδια προευτηκτοειδούς σεμεντίτη. Χαρακτηρίζονται από πολύ υψηλή αντοχή και καλή ολκιμότητα σε θερμοκρασία περιβάλλοντος, ενώ σε υψηλές θερμοκρασίες παρουσιάζουν υπερπλαστική συμπεριφορά.

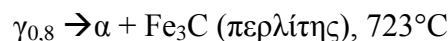
II.2. Το διάγραμμα σιδήρου - άνθρακα

Οι χάλυβες περιγράφονται από το μετασταθές διάγραμμα σιδήρου-σεμεντίτη. Είναι απαραίτητη επομένως, η αναφορά στο μετασταθές διάγραμμα Fe-C ή σιδήρου - σεμεντίτη και στα χαρακτηριστικά των φάσεων, που το συνθέτουν.



Εικόνα 1: Το διάγραμμα ισορροπίας σιδήρου – άνθρακα (σεμεντίτη), [7]

Στο παραπάνω διάγραμμα και με βάση την ευτηκτοειδή αντίδραση, κατά την οποία πραγματοποιείται ο μετασχηματισμός του ωστενίτη με 0,8% κ.β. C σε περλίτη:



διακρίνονται τρεις περιοχές: η υποευτηκτοειδής, η ευτηκτοειδής και η υπereυτηκτοειδής. Στην υποευτηκτοειδή περιοχή, δηλαδή μεταξύ 0,022% και 0,8% κ.β. C, οι χάλυβες παρουσιάζουν μικροδομή αποτελούμενη από προευτηκτοειδή φερρίτη και περλίτη. Στην ευτηκτοειδή περιοχή, δηλαδή για περιεκτικότητα σε άνθρακα 0,8% κ.β., η μικροδομή είναι 100% περλιτική. Τέλος, στην υπereυτηκτοειδή περιοχή, για 0,8-2% κ.β. C, η μικροδομή των χάλυβων αποτελείται από προευτηκτοειδή σεμεντίτη και περλίτη.

II.2.1. Φάσεις και Μικρογραφικά Χαρακτηριστικά χάλυβων

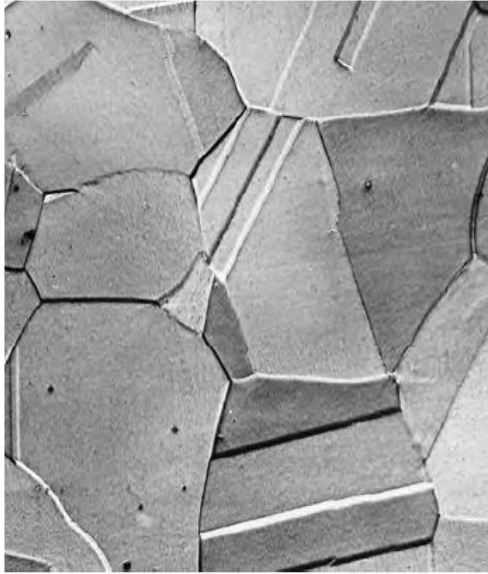
Έχοντας παρουσιάσει το διάγραμμα σιδήρου σεμεντίτη, κρίνεται σκόπιμη η αναλυτική παρουσίαση των φάσεων που συναντώνται σε αυτό.

Όπως προαναφέρθηκε οι χάλυβες βασίζονται κατά κύριο λόγο στις δύο αλλοτροπικές μορφές του σιδήρου σε θερμοκρασίες χαμηλότερες του σημείου τήξης του, τον α -Fe και γ -Fe. Ο α -Fe κρυσταλλώνεται στο χωροκεντρωμένο κυβικό σύστημα (body-centered cubic, bcc) και είναι σταθερός μέχρι τους 912°C , ενώ ο γ -Fe κρυσταλλώνεται στο εδροκεντρωμένο κυβικό σύστημα (face-centered cubic, fcc) και είναι σταθερός από τους 912°C έως 1394°C . Σε θερμοκρασίες μεταξύ των 1394°C

και 1538°C ο σίδηρος επανέρχεται στο bcc σύστημα κρυστάλλωσης αλλά ονομάζεται δ-Fe. Το στερεό διάλυμα άνθρακα στον γ-Fe ονομάζεται ωστενίτης, ενώ το στερεό διάλυμα άνθρακα στον α-Fe ονομάζεται φερρίτης. [4] Στη συνέχεια παραθέτονται κάποια επιπρόσθετα στοιχεία σχετικά με τις παραπάνω φάσεις όπως συναντώνται στους χάλυβες, καθώς και χαρακτηριστικές φωτογραφίες.

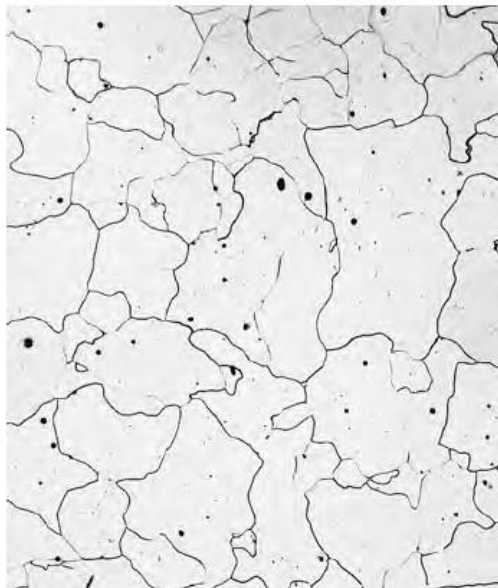
Ο **δ-φερρίτης** διαθέτει σταθερά πλέγματός 0.289 nm και παρουσιάζει μέγιστη διαλυτότητα του άνθρακα στο σίδηρο στους 1492°C με τιμή 0,1% κ.β. C. [6] Όσον αφορά στις μηχανικές του ιδιότητες αναφέρεται ότι είναι μαλακός, όλκιμος με τη σκληρότητα και την επιμήκυνσή του να είναι παρόμοιες με εκείνες του φερρίτη και του ωστενίτη στις σταθερές μορφές τους [8]. Η φάση αυτή είναι η πρώτη φάση που σχηματίζεται κατά τη στερεοποίηση του σιδήρου και του χάλυβα [9]. Επιπλέον, αξίζει να σημειωθεί ότι λόγω της μεταβολής του όγκου κατά τη μετάπτωση από δ-φερρίτη σε ωστενίτη, είναι πιθανή η ρηγμάτωση κατά τη συνεχή χύτευση χάλυβα χαμηλού άνθρακα (0.08 έως 0.14% κ.β. C). [10]

Ο **ωστενίτης** διαθέτει σταθερά πλέγματος 0.356 nm και παρουσιάζει μέγιστη διαλυτότητα του άνθρακα στους 1130°C, με τιμή 2,1% κ.β. C. Η διαλυτότητα αυτή αντιστοιχεί σε 95 άτομα άνθρακα ανά 1000 άτομα σιδήρου. Αξίζει να σημειωθεί σε αυτό το σημείο ότι η μεγαλύτερη διαλυτότητα του άνθρακα στον ωστενίτη σε σύγκριση με τη διαλυτότητά του στο πλέγμα του φερρίτη, οφείλεται στο σημαντικά μεγαλύτερο μέγεθος της οκταεδρικής θέσης παρεμβολής του ωστενίτη από την τετραεδρική θέση παρεμβολής του άνθρακα στο πλέγμα του φερρίτη. [4] Το άτομο του άνθρακα παρεμβάλλεται στη θέση του οκταεδρικού κενού του fcc πλέγματος. Επιπλέον, σε αντίθεση με το φερρίτη, ο ωστενίτης είναι παραμαγνητικός και είναι επίσης μαλακός και όλκιμος με σκληρότητα 250 έως 300 HB.



Εικόνα 2: Ωστενίτης 90x

Ο **φερρίτης** με σταθερά πλέγματος 0,286 nm και μέγιστη διαλυτότητα μόνο 0,025% κ.β. C, η οποία συναντάται στους 723°C, είναι μια όλκιμη φάση με χαμηλή σκληρότητα, από 80 έως 100 HB. [6]



Εικόνα 3: Φερρίτης 90x

Ο **σεμεντίτης** είναι χημική ένωση και πιο συγκεκριμένα καρβίδιο του σιδήρου (Fe_3C) και η περιεκτικότητά του σε άνθρακα είναι σταθερά στο 6,67% κ.β. C. Κρυσταλλώνεται στο ορθορομβικό σύστημα και πρόκειται για μια σκληρή και εύθραστη μεσομεταλλική ένωση με σκληρότητα περίπου 800 HB. Ο σεμεντίτης ονομάζεται πρωτογενής όταν σχηματίζεται σε θερμοκρασίες μεγαλύτερες της ευτηκτικής, δευτερογενής όταν σχηματίζεται μεταξύ της ευτηκτικής και της

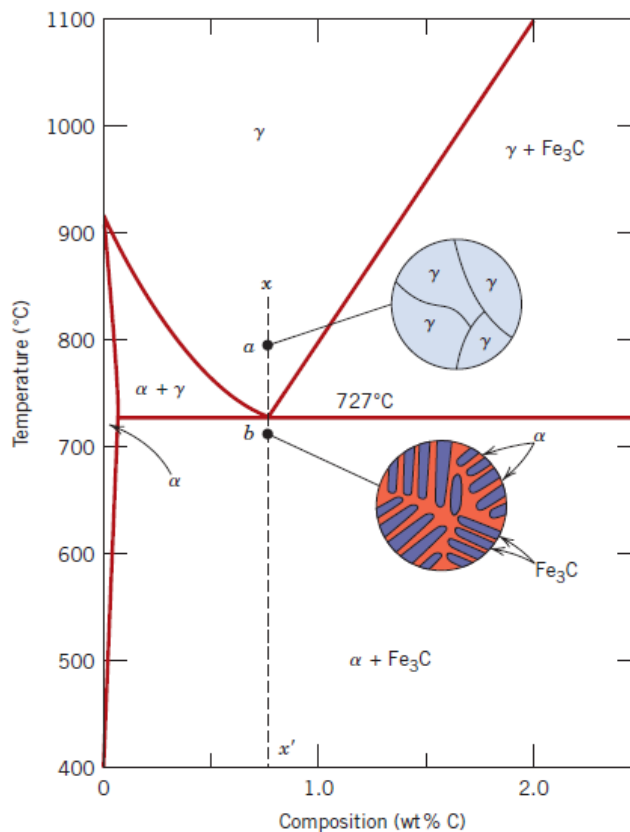
ευτηκτοειδούς θερμοκρασίας και τριτογενής όταν σχηματίζεται σε θερμοκρασίες χαμηλότερες από την ευτηκτοειδή. Τα ποσοστά του δευτερογενούς και τριτογενούς σεμεντίτη είναι πολύ μικρά και μπορούν να θεωρηθούν αμελητέα. [6] Συνήθως αποχωρίζεται από τον ωστενίτη κατά την απόψυξη ενός υπερευτηκτοειδούς χάλυβα ($C > 0,8\%$) στη μορφή του προ-ευτηκτοειδούς σεμεντίτη σε θερμοκρασία λίγο ανώτερη των 723°C , αλλά περιέχεται επίσης και στον περλίτη. [4]

Παραπάνω παρουσιάστηκαν οι φάσεις που εμφανίζονται στο διμερές διάγραμμα σιδήρου άνθρακα, ο συνδυασμός των οποίων οδηγεί σε μικρογραφικά συστατικά, όπως ο περλίτης, ο μαρτενσίτης και ο μπαινίτης.

Ο **Περλίτης** συνιστά ένα μίγμα φάσεων και είναι μια σύνθετη ευτηκτοειδής δομή εναλλασσόμενων πλακιδίων φερρίτη και σεμεντίτη, η οποία προκύπτει κατά την απόψυξη του ωστενίτη με $0,8\%$ κ.β. C κάτω από τους 723°C . Ο περλίτης πυρηνοποιείται στα όρια των κόκκων του ωστενίτη και η σύστασή του χαρακτηρίζεται από $88,5\%$ κ.β. φερρίτη και $11,5\%$ κ.β. σεμεντίτη. Επειδή ο λόγος των βαρών είναι 8:1, τα πλακίδια του φερρίτη είναι οκταπλάσιου πλάτους από εκείνο του σεμεντίτη, δεδομένου ότι έχουν παραπλήσιο ειδικό βάρος. Ο περλίτης είναι όλκιμος και μαλακός με σκληρότητα περίπου 200-250 HB. Σημειώνεται ότι η παρουσία του περλίτη οδηγεί σε μείωση της ολκιμότητας και της δυσθραυστότητας, αφού οι διεπιφάνειες $\alpha/\text{Fe}_3\text{C}$ λειτουργούν ως θέσεις για πυρήνωση ρωγμών, ενώ παράλληλα η αυξημένη εργοσκληρυνση περιορίζει την πλαστική παραμόρφωση στην αιχμή των ρωγμών.[6], [11]



Εικόνα 4:Περλίτης



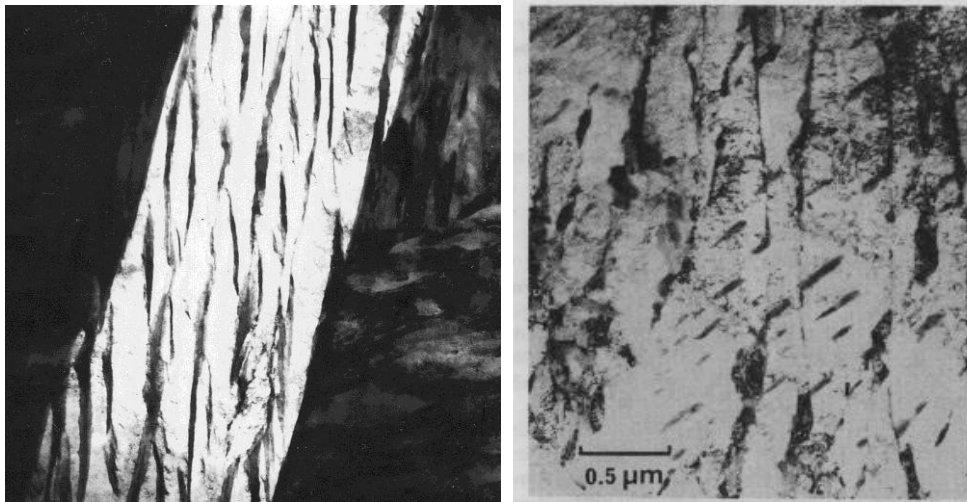
Εικόνα 5: Ο περλιτικός μετασχηματισμός, [7]

Ο **Μπαινίτης** πρόκειται για βελονοειδές μικρογραφικό συστατικό που αποτελείται από σφαιροειδείς κρυσταλλίτες σεμεντίτη, που περιβάλλουν βελονοειδείς κρυστάλλους φερρίτη. Προκύπτει από τον ωστενίτη με μεγαλύτερη ταχύτητα απόψυξης και έχει σκληρότητα 400HB.

Ανάλογα με τη θερμοκρασία σχηματισμού διακρίνουμε τον μπαινίτη σε άνω μπαινίτη (upper bainite), που πραγματοποιείται μεταξύ 400 και 500°C, και κάτω μπαινίτη (lower bainite), που πραγματοποιείται μεταξύ 250 και 400°C.

Στον άνω μπαινίτη η μορφολογία του σεμεντίτη εξαρτάται από την περιεκτικότητα του χάλυβα σε άνθρακα. Σε χάλυβες με υψηλό ποσοστό άνθρακα ο σεμεντίτης σχηματίζει συνεχείς 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). 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.

Λόγω της κατακρήμνισης του σεμεντίτη στον μπαινιτικό φερρίτη ο εμπλουτισμός του ωστενίτη σε άνθρακα είναι μικρότερος με αποτέλεσμα να σχηματίζονται μικρότερα σωματίδια σεμεντίτη μεταξύ των φερριτικών πλακιδίων. Γενικά η διασπορά των καρβιδίων είναι λεπτότερη στον κάτω μπαινίτη και το γεγονός αυτό εξηγεί την μεγαλύτερη ολκιμότητα του κάτω μπαινίτη σε σχέση μ' αυτήν του άνω μπαινίτη. [11]



Εικόνα 6: Ανώτερος και Κατώτερος Μπαινίτης [Πηγή: Cambridge]

Ο **Μαρτενσίτης** είναι φάση εκτός ισορροπίας που προκύπτει από τον ωστενίτη, με ορισμένες προϋποθέσεις, χωρίς το μηχανισμό της διάχυσης. Η μορφολογία της μαρτενσιτικής φάσεως εξαρτάται από την περιεκτικότητα σε άνθρακα. Έτσι, για περιεκτικότητα κάτω από 0.4% κ.β. C ο μαρτενσίτης έχει βελονοειδή μορφή (lath martensite), ενώ για περιεκτικότητες πάνω από 0.6% κ.β. C ο μαρτενσίτης έχει τη μορφή πλακιδίων (plate martensite). Για περιεκτικότητες μεταξύ 0.4 και 0.6% ο μαρτενσίτης σχηματίζεται με μικτή μορφολογία (βελόνες και πλακίδια)[11]. Ο μαρτενσίτης χαρακτηρίζεται από την ιδιαίτερα υψηλή σκληρότητά του, η οποία είναι συνάρτηση της περιεκτικότητας σε άνθρακα και κυμαίνεται μεταξύ 500 και 650HB.

Η παρουσία του μαρτενσίτη συμβάλλει στην αύξηση της σκληρότητας, μέσω πολλαπλών μηχανισμών. Πρώτον, η κατάληψη των οκταεδρικών θέσεων παρεμβολής στο BCT πλέγμα του μαρτενσίτη προκαλεί μη-συμμετρικές (τετραγωνικές) παραμορφώσεις που οδηγούν σε σημαντικότερη ισχυροποίηση στερεού διαλύματος. Επιπλέον, η παρουσία πολλών συνόρων και διεπιφανειών στη μικροδομή του μαρτενσίτη παρεμποδίζει την ολίσθηση των αταξιών και οδηγεί στην εξάρτηση της αντοχής από το μέγεθος του ωστενιτικού κόκκου σύμφωνα με τη σχέση Hall-Petch ή

από το μέγεθος των βελόνων και των πλακιδίων του μαρτενσίτη. Αν και τα σύνορα μεταξύ των βελόνων είναι σύνορα μικρής γωνίας, παρεμποδίζουν την ολίσθηση των αταξιών συνεισφέροντας έτσι στη διαμόρφωση της συνολικής αντοχής του μαρτενσίτη [11].



Εικόνα 7: Μαρτενσίτης, [7]

Σε επόμενο κεφάλαιο δίνεται πιο αναλυτική παρουσίαση των μηχανισμών του μαρτενσιτικού και μπαινιτικού μετασχηματισμού.

II.3.Ο ρόλος των κραματικών στοιχείων στους χάλυβες

Οι κοινοί χάλυβες πολλές φορές παρουσιάζουν ανεπαρκείς ιδιότητες που τους καθιστούν ακατάλληλους για εφαρμογές υψηλών απαιτήσεων. Προστίθενται, για το λόγο αυτό διάφορα κραματικά στοιχεία, τα οποία δρουν με τους παρακάτω τρόπους:

- Αυξάνουν την αντοχή σε εφελκυσμό χωρίς παράλληλα να ελαττώνεται η ολκιμότητα
- Βελτιώνουν τη δυσθραυστότητα
- Αυξάνουν την εμβαπτότητα
- Επιδρούν στην ανάπτυξη των κόκκων και συνήθως συμβάλλουν στη δημιουργία λεπτόκοκκων μικροδομών
- Βελτιώνουν την αντίσταση στη διάβρωση και τη φθορά

- Προσδίδουν σκληρότητα στο χάλυβα με τη δημιουργία στερεού διαλύματος ή την κατακρήμνιση διάφορων ενώσεων (π.χ. καρβιδίων)
- Συμβάλλουν στη βελτίωση της κατεργασιμότητας [6], [12]

Το ποσοστό του C στους κραματωμένους χάλυβες στην πράξη δεν υπερβαίνει το 1%.

Οι κραματωμένοι χάλυβες διακρίνονται σε:

- Ελαφρά κραματωμένους ή μικροκραματωμένους, όπου το ποσοστό των στοιχείων προσθήκης είναι μικρότερο από 2%.
- Μετρίως κραματωμένους, με ποσοστό στοιχείων προσθήκης από 2% έως 10%.
- Ισχυρά κραματωμένους, όπου το ποσοστό των στοιχείων προσθήκης είναι μεγαλύτερο του 10%.

Το **μαγγάνιο** (Mn) είναι παρόν στην πλειοψηφία των συστάσεων των εμπορικών χαλύβων καθώς αποτελεί μέσο αποξειδωσης του τηγμένου μετάλλου αλλά και ευνοεί την μετέπειτα θερμική μορφοποίηση του μετάλλου καθώς μειώνει την ευαισθησία του χάλυβα σε θερμής ρηγμάτωσης (hot shortness). Επιπλέον παρουσία θείου (S) οδηγεί στη δημιουργία επιμήκων εγκλεισμάτων μαγγανιούχων σουλφιδίων τύπου MnS ή (Fe,Mn)S, τα οποία έχουν θετικά αποτελέσματα στην κατεργασιμότητα ('machinability') του χάλυβα εμποδίζοντας, έτσι, τη δημιουργία FeS, το οποίο είναι ψαθυρή και με χαμηλό σημείο τήξης φάση δρώντας αρνητικά στην απόδοση του χάλυβα σε υψηλές θερμοκρασίες. Επιπρόσθετα, το μαγγάνιο βελτιώνει την αντοχή και την σκληρότητα με επιπτώσεις όμως στην ολκιμότητα και τη συγκολλησιμότητα, ωστόσο, η επίδραση που έχει στις παραπάνω ιδιότητες είναι πιο μικρή σε σύγκριση με την επίδραση του άνθρακα. Το μαγγάνιο σχηματίζει στερεό διάλυμα με το φερρίτη και λεπταίνει το πάχος των εναλλασσόμενων πλακιδίων περλίτη. Επιπλέον, αυξάνει τη δυνατότητα για σκλήρυνση μέσω μαρτενσιτικής βαφής και επαναφοράς, ιδιαίτερα όταν βρίσκεται σε ποσοστά ανώτερα του 0,8% κ.β.. Αξίζει να σημειωθεί ότι το μαγγάνιο έχει την μικρότερη τάση για μικροδιαφορισμό σε σύγκριση με τα υπόλοιπα κραματικά στοιχεία καθώς και έχει θετική επίδραση στην ποιότητα της επιφάνειας ανεξάρτητα από την περιεκτικότητα σε άνθρακα. [13], [12]

Το **πυρίτιο** (Si) είναι κυρίαρχο αποξειδωτικό μέσο στους χάλυβες και η περιεκτικότητά του χάλυβα σε αυτό το στοιχείο εξαρτάται κυρίως από τη μέθοδο αποξειδωσης που ακολουθείται. Το πυρίτιο έχει μικρή τάση για σχηματισμό

καρβιδίων, έχει όμως αρνητικές επιπτώσεις στην ποιότητα της επιφάνειας του χάλυβα, ιδιαίτερα στους χάλυβες χαμηλού άνθρακα. Το στοιχείο αυτό αυξάνει ελαφρά την αντοχή του φερρίτη χωρίς να μειώνει έντονα την ολκιμότητα. Σε μεγαλύτερες περιεκτικότητες αυξάνει την αντίσταση του χάλυβα σε οξείδωση (μέχρι τους 260°C) και μειώνει τη μαγνητική απώλεια υστέρησης. Ωστόσο, οι πλούσιοι σε πυρίτιο χάλυβες παρουσιάζουν δυσκολίες στην κατεργασία τους. [13], [12]

Ο **χαλκός** (Cu) έχει μέτρια τάση να κατακρημνίζεται και έχει αρνητικές επιπτώσεις στην εν θερμώ κατεργασιμότητα του υλικού, όταν βρίσκεται σε μεγάλες περιεκτικότητες καθώς και επηρεάζει αρνητικά την ποιότητα της επιφάνειας. Ωστόσο, σε περιεκτικότητες μεγαλύτερες του 0,20% συνεισφέρει στην προστασία από την ατμοσφαιρική διάβρωση.

Το **χρώμιο** (Cr) συντελεί στην αντιδιαβρωτική προστασία, επιπλέον συνεισφέρει στην αύξηση της σκληρότητας μέσω του σχηματισμού καρβιδίων, καθώς και λόγω του σχηματισμού στερεού διαλύματος με τον φερρίτη, τον οποίο και σταθεροποιεί. Επιπλέον, προσδίδει αντοχή σε υψηλές θερμοκρασίες καθώς και αντοχή στην τριβή, για τους χάλυβες υψηλού άνθρακα.

Το **νικέλιο** (Ni) είναι σταθεροποιητής του ωστενίτη και δεν σχηματίζει καρβίδια. Επιπλέον, σε συνδυασμό με το χρώμιο, το νικέλιο αποδίδει χάλυβες με αυξημένη σκληρότητα, αντοχή σε κρούση και κόπωση.

Το **μολυβδαίνιο** (Mo) αυξάνει την σκληρότητα των χάλυβων και είναι ιδιαίτερα χρήσιμο στον περιορισμό της σκληρότητας μεταξύ επιλεγμένων τιμών. Επιπλέον, σχηματίζει πολύ εύκολα καρβίδια, τα οποία κατακρημνίζονται κυρίως στα όρια των κόκκων παρεμποδίζοντας την αύξηση του κοκκομετρικού μεγέθους των χάλυβων. Η παρουσία του στοιχείου αυτού βελτιώνει την αντοχή σε ερπυσμό και την αντίσταση σε τοπική διάβρωση καθώς και μειώνει η επιδεκτικότητα των χάλυβων υψηλής κραμάτωσης στην ψαθυροποίηση λόγω επαναφοράς. Επιπλέον καθυστερεί τον μετασχηματισμό του ωστενίτη σε μαινίτη καθώς και συμβάλει στην απόκτηση μαινιτικών μικροδομών μέσω της διαδικασίας συνεχούς απόψυξης ("continuous cooling") [13], [12]

Το **βανάδιο** (V) χρησιμοποιείται στους χάλυβες με στόχο τον περιορισμό του μεγέθους των κόκκων κατά τη θερμική κατεργασία και κατά συνέπεια συνεισφέρει στην αντοχή και τη σκληρότητα των σκληρημένων και επαναφερμένων χάλυβων,

καθώς σχηματίζει εύκολα καρβίδια, τα οποία κατακρημνίζονται στα όρια των κόκκων. Η θετική επιρροή του βαναδίου στη σκληρότητα του χάλυβα σταματά για περιεκτικότητες μεγαλύτερες του 0,05%, λόγω του σχηματισμού καρβιδίων, τα οποία είναι δυσδιάλυτα στον ωστενίτη. Επιπλέον το βανάδιο είναι συχνή προσθήκη στους εργαλειοχάλυβες καθώς τα καρβιδιά του και τα ανθρακονιτρίδια του προσδίδουν αντίσταση σε φθορά και αντοχή σε υψηλές θερμοκρασίες. [13], [12]

Το **νιόβιο** (Nb) και το **ταντάλιο** (Ta) χρησιμοποιούνται συχνά μαζί και σχηματίζουν εύκολα καρβίδια, καθώς και σταθεροποιούν τον φερρίτη. Πιο συγκεκριμένα το νιόβιο βελτιώνει τη δυσθραυστότητα των χάλυβων, καθώς κατακρημνίζεται με τη μορφή καρβιδίων στα όρια των κόκκων, συντελώντας στην εκλέπτυνσή τους. Αξίζει να σημειωθεί ότι η προσθήκη 0,02%Nb είναι ικανή να επιφέρει αύξηση του ορίου διαρροής ενός χάλυβα μεσαίου άνθρακα από τα 70 στα 100 MPa. Ωστόσο αυτή η αύξηση της αντοχής μπορεί να συνοδεύεται από μειωμένη δυσθραυστότητα, εάν δε ληφθούν μέτρα μέσω ειδικών θερμομηχανικών διαδικασιών κατά τη θερμή έλαση, ώστε να περιορίσουν τη μεγέθυνση του κόκκου. [13], [12]

Το **αλουμίνιο** (Al) χρησιμοποιείται ως αποξειδωτικό στους χάλυβες, καθώς για τον έλεγχο του μεγέθους κόκκων μέσω του σχηματισμού οξειδίων και νιτρίδιων του στα όρια των κόκκων (το αλουμίνιο δε σχηματίζει καρβίδια). Τα τιτάνιο, ζιρκόνιο (Zr), βανάδιο είναι επίσης πολύ καλοί αναστολείς της αύξησης του μεγέθους κόκκου, ωστόσο για σειρές χάλυβα οι οποίες προορίζονται για βαφή και ανόπτηση, τα στοιχεία αυτά έχουν αρνητικές επιπτώσεις στην σκληρότητα επειδή τα καρβιδιά τους είναι σχετικά σταθερά και διαλύονται δύσκολα στον ωστενίτη πριν το στάδιο της βαφής. [13], [12]

Το **τιτάνιο** (Ti) και το **ζιρκόνιο** (Zr) χρησιμοποιούνται για την πλήρη αποξείδωση των χάλυβων, καθώς αντιδρούν πολύ εύκολα με το οξυγόνο. Επιπλέον, σχηματίζουν πολύ εύκολα καρβίδια και ανθρακονιτρίδια, καθώς ευνοούν την αντοχή και τη σκληρότητα μέσω του ελέγχου του μεγέθους των κόκκων. Σημαντική ιδιότητα αυτών των στοιχείων είναι ότι συντελούν στη σφαιροποίηση των κατακρημνισμάτων θειούχου μαγγανίου (MnS), με αποτέλεσμα τη βελτίωση της δυσθραυστότητας και την απόκτηση ιστροπικών ιδιοτήτων. Σε αυτό το σημείο αξίζει να αναφερθεί ότι όσον αφορά στους μικροκραματωμένους χάλυβες, οι προσθήκες τιτανίου, βαναδίου ή νιοβίου σε ποσότητες μόλις 0,04-0,08% έχουν ως αποτέλεσμα την κατακρήμνιση καρβιδίων, καρβονιτρίδιων ή/και αζωτούχων αλάτων στο φερρίτη, όταν η

θερμοκρασία κυμαίνεται μεταξύ 500 και 600°C. Τα κατακρημνίσματα αυτά με τη σειρά τους αυξάνουν την αντοχή κατά την απόψυξη από τη θερμοκρασία έλασης.

Το **βόριο** (B) προστίθεται σε ελάχιστες ποσότητες στους πλήρως αποξειδωμένους χάλυβες με στόχο τη βελτίωση της απόκρισης του χάλυβα στη σκλήρυνση με θερμική κατεργασία. Ωστόσο η παρουσία του δρα απαγορευτικά ως προς τη συγκολλησιμότητα.

Το **βολφράμιο** (W) αυξάνει τη σκληρότητα, προωθεί την εκλεπτυσμένη μικροδομή και συνεισφέρει στην αντοχή στη θερμότητα. Σε υψηλές θερμοκρασίες το βολφράμιο σχηματίζει καρβίδια, τα οποία είναι πολύ σκληρά και σταθερά και αποτρέπουν το «μαλάκωμα» του χάλυβα σε υψηλές θερμοκρασίες. [13], [12]

Ο **μόλυβδος** (Pb) σε ποσοστά 0,015-0,035% κ.β. προστίθεται ορισμένες φορές μέσω μηχανικής διασποράς με σκοπό τη βελτίωση της μηχανουργικής κατεργασιμότητας. Την ίδια δράση έχει και το **βισμούθιο** (Bi), το οποίο τα τελευταία χρόνια αντικαθιστά το μόλυβδο. [13], [12]

Στον χάλυβα συχνά βρίσκονται και ανεπιθύμητα στοιχεία, τα οποία προέρχονται από τη παραγωγική διαδικασία και έχουν βλαβερές συνέπειες αν η παρουσία τους δεν είναι ελεγχόμενη. Κύρια υπολειπόμενα στοιχεία είναι ο φώσφορος και το θείο.

Το **θείο** (S) μειώνει την ποιότητα της επιφάνειας του χυτού και σχηματίζει κατακρημνίσματα θειούχου σιδήρου (FeS), τα οποία είναι ψαθυρά και με χαμηλό σημείο τήξης οδηγώντας σε ρηγμάτωση κατά τη θερμή αλλά και ψυχρή κατεργασία. Αντίστοιχα ο **φώσφορος** (P) σχηματίζει ενώσεις με το σίδηρο, που μειώνουν τη δυσθραυστότητα του χυτού. Επιπλέον, η επιλεκτική συγκέντρωση φωσφόρου κατά τη θερμική κατεργασία ή κατά τη λειτουργία των χαλύβων υψηλής κραμάτωσης οδηγεί σε ψαθυροποίηση επαναφοράς. [13]

II.3.1. Μέθοδοι Σκλήρωσης

Η σκλήρυνση είναι μια μεταλλουργική διαδικασία, η οποία χρησιμοποιείται για την αύξηση της σκληρότητας του μετάλλου. Η σκληρότητα του μετάλλου είναι ευθέως ανάλογη προς το όριο διαρροής στην θέση της επιβαλλόμενης δύναμης. Ένα σκληρότερο μέταλλο θα έχει υψηλότερη αντίσταση σε πλαστική παραμόρφωση από ένα λιγότερο σκληρό μέταλλο. Υπάρχουν διάφορες τεχνικές σκλήρυνσης, που χρησιμοποιούνται στα κράματα χάλυβα προκειμένου να επιτευχθεί το απαιτούμενο

επίπεδο σκληρότητας που είναι απαραίτητο για την επιθυμητή εφαρμογή. Οι πλέον συνηθέστερες τεχνικές σκλήρυνσης είναι οι ακόλουθες:

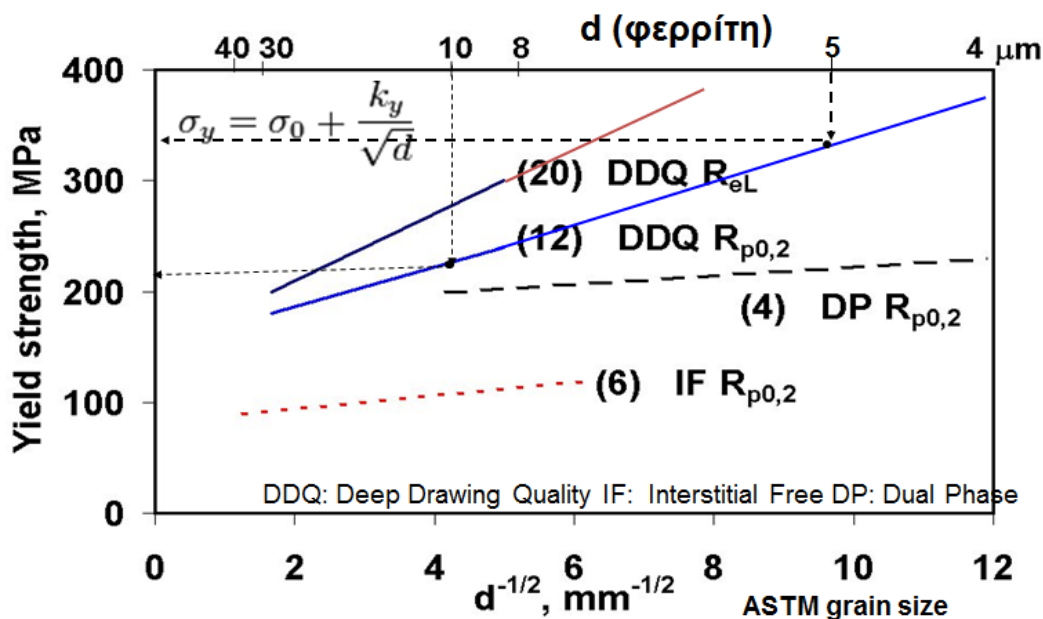
- Σκλήρυνση με εκλέπτυνση κόκκου (grain refinement)
- Σκλήρυνση με δημιουργία στερεού διαλύματος (solid solution)
- Σκλήρυνση με ενδοτράχυνση (work hardening – dislocation hardening)
- Σκλήρυνση με κατακρήμνιση λόγω γήρανσης (age hardening)

Σκλήρυνση με εκλέπτυνση κόκκου

Το μέγεθος του κόκκου παίζει σημαντικό ρόλο στις μηχανικές ιδιότητες των μετάλλων. Κατά τη διάρκεια της πλαστικής παραμόρφωσης, το κοινό όριο των κόκκων δρα ως εμπόδιο στην μετακίνηση της διαταραχής για δύο λόγους:

- Η δυσκολία στη μετακίνηση της διαταραχής είναι τόσο μεγαλύτερη, όσο εντονότερη είναι η διαφορά του προσανατολισμού των δύο γειτονικών κόκκων.
- Όσο εντονότερη είναι η αταξία δομής εντός της περιοχής των παρατατικών ορίων, τόσο μεγαλύτερη είναι η ασυνέχεια των επιπέδων ολίσθησης και, κατ' επέκταση, η δυσκολία μετακίνησης της διαταραχής.

Γίνεται έτσι κατανοητό ότι ένα λεπτόκοκκο υλικό είναι πιο σκληρό από ό,τι ένα χονδρόκοκκο, διότι το πρώτο διαθέτει περισσότερα όρια κόκκων για να εμποδίσει την μετακίνηση της διαταραχής. Για τα μέταλλα της δομής BCC (συμπεριλαμβανομένου του σιδήρου), καθώς και αυτά με δομή FCC και HCP όπως ο χάλυβας, η τιμή του ορίου διαρροής είναι αντιστρόφως ανάλογη του μεγέθους των κόκκων, σύμφωνα με την εξίσωση Hall-Petch: $\sigma_y = \sigma_0 + k_y d^{-1/2}$. [14] Όπου σ_y είναι το συμβατικό όριο διαρροής, d είναι η μέση διάμετρος των κόκκων, σ_0 είναι μια σταθερά με μονάδες τάσης (MPa) και k_y είναι μία σταθερά η τιμή της οποίας εξαρτάται από το υλικό. Σε μέταλλα με δομή FCC ή HCP η τιμή της σταθεράς k_y είναι αρκετά μικρή. [6]



Εικόνα 8: Επίδραση του μεγέθους κόκκου στο όριο διαρροής, Πηγή: 1. Maid, O.; (1986), Dr.-Ing. Thesis, Aachen, Germany, 2. Bleck, W.; Müschenborn, W.; (1984), Möglichkeiten und Grenzen zur Beeinflussung der Werkstoffeigenschaften bei warm- und kaltgewalztem Stahl, Thyssen Technische Berichte, 1/84, Germany

Σκλήρυνση με δημιουργία στερεού διαλύματος

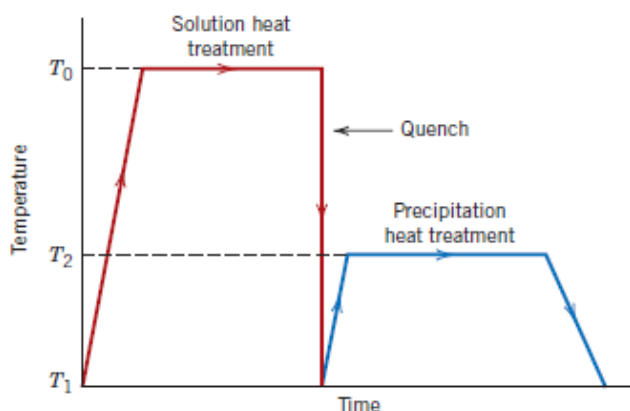
Τα άτομα κραμάτωσης ή ακαθαρσιών εισβάλλουν στο μητρικό κρυσταλλικό πλέγμα, δημιουργώντας στερεό διάλυμα προσθήκης ή αντικατάστασης και αποτέλεσμα αυτής της εισβολής είναι η πρόσκληση ενός πεδίου παραμορφώσεων του πλέγματος, το οποίο παρεμποδίζει τη μετακίνηση των διαταραχών. Ένα άτομο προσθήκης ή ακαθαρσίας μικρότερου μεγέθους από το άτομο του μητρικού πλέγματος το οποίο αντικαθιστά, ασκεί εφελκυστικές τάσεις στα γειτονικά άτομα του πλέγματος. Αντίθετα ένα άτομο αντικατάστασης μεγαλύτερου μεγέθους από εκείνο του μητρικού πλέγματος, προκαλεί συνθλιπτικές τάσεις στα άτομα της άμεσης γειτονιάς του. [14], [6]

Σκλήρυνση με ενδοτράχυνση

Η σκλήρυνση με ενδοτράχυνση είναι η διαδικασία σκλήρυνσης μέσω πλαστικής παραμόρφωσης. Κράματα που δεν επιδέχονται θερμική κατεργασία, συμπεριλαμβανομένου του χάλυβα χαμηλής περιεκτικότητας σε άνθρακα, συχνά σκληρύνονται με αυτό τον τρόπο.

Σκλήρυνση με κατακρήμνιση λόγω γήρανσης

Η τεχνική της σκλήρυνσης με κατακρήμνιση λόγω γήρανσης, είναι μια τεχνική θερμικής κατεργασίας, η οποία βασίζεται στο σχηματισμό εξαιρετικά μικρών και ομοιόμορφα διασκορπισμένων σωματιδίων μιας άλλης φάσης, εντός του αρχικού μητρικού κρυσταλλικού πλέγματος μετά από κατάλληλες θερμικές κατεργασίες. Στο σχήμα φαίνονται αυτές οι θερμικές κατεργασίες που χρησιμοποιούνται για την διαδικασία της σκλήρυνσης με κατακρήμνιση λόγω γήρανσης.



Εικόνα 9: Σχηματική παρουσίαση των θερμικών κατεργασιών, κατά τη διαδικασία της σκλήρυνσης με κατακρήμνιση, σε διάγραμμα θερμοκρασίας-χρόνου.

II.4.Βασικές Έννοιες γύρω από τις Θερμικές Κατεργασίες Χαλύβων

II.4.1. Θερμική Κατεργασία

Ο γενικά αποδεκτός ορισμός για την έννοια της θερμικής κατεργασίας των μετάλλων και μεταλλικών κραμάτων είναι «η θέρμανση και η ψύξη ενός στερεού μετάλλου ή κράματος με έναν τρόπο έτσι ώστε να επιτυγχάνονται συγκεκριμένες ιδιότητες». [15]

Τα περισσότερα μεταλλικά προϊόντα υφίστανται σε κάποιο από τα στάδια της παραγωγής τους θερμικές κατεργασίες. Έτσι και στην περίπτωση των χαλύβων οι θερμικές κατεργασίες συχνά είναι αναπόσπαστο στάδιο της πορείας που ακολουθείται για να αποκτήσουν την τελική μικροδομή τους. Άρα είναι προφανής η σημασία που έχουν οι θερμικές κατεργασίες στην τροποποίηση των ιδιοτήτων των χαλύβων. Θα ήταν δύσκολο να φανταστεί κανείς πως θα ήταν η καθημερινότητά μας αν οι ιδιότητες των μετάλλων δεν μπορούσαν να τροποποιούνται τόσο εύκολα και με τόσους τρόπους.

Γενικά οι θερμικές κατεργασίες των χαλύβων οδηγούν κυρίως στη σκλήρυνσή τους, σε ελάττωση ή ολική επαφή των μηχανικών τάσεων και σε ρύθμιση του μεγέθους των κόκκων και των μηχανικών ή άλλων ιδιοτήτων τους. [6]

Το αποτέλεσμα μιας θερμικής κατεργασίας καθορίζεται από δύο σημαντικές παραμέτρους :

- Το χρόνο παραμονής σε δεδομένη θερμοκρασία
- Την ταχύτητα διέλευσης από την αρχική στην τελική θερμοκρασία.
- Οι κυριότερες θερμικές κατεργασίες, οι οποίες αναπτύσσονται στη συνέχεια είναι οι διάφοροι τύποι ανόπτησης, βαφής και επαναφοράς. [6]

II.4.1.1. Ανόπτηση

Ο όρος ανόπτηση αναφέρεται στη θερμική κατεργασία κατά την οποία ένα υλικό εκτίθεται σε υψηλή θερμοκρασία για παρατεταμένο χρονικό διάστημα και στη συνέχεια ψύχεται με χαμηλούς ρυθμούς. [7] Η ανόπτηση στους χάλυβες συνήθως εκτελείται για την αποκατάσταση τάσεων, την αύξηση της ευπλασίας, της ολκιμότητας και της δυσθραυστότητας ή για την παραγωγή μιας συγκεκριμένης μικροδομής. [7]

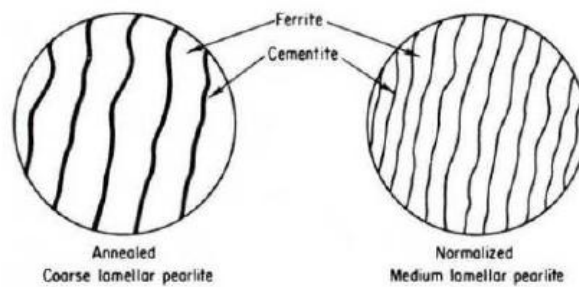
Η διαδικασία της ανόπτησης περιλαμβάνει την θέρμανση του χάλυβα σε επιθυμητή θερμοκρασία, παραμονή στη θερμοκρασία αυτή για κάποιο χρονικό διάστημα και την τελική ψύξη συνήθως σε θερμοκρασία περιβάλλοντος. Ο χρόνος είναι μια πολύ σημαντική παράμετρος σε αυτού του είδους τις κατεργασίες, καθώς παραδείγματος χάρη, εάν ο ρυθμός θερμοκρασιακής μεταβολής είναι πολύ ταχύς, είναι πιθανό να παρουσιαστούν διαβαθμίσεις στη θερμοκρασία εντός του υλικού και τάσεις, οι οποίες έχουν αρνητικά αποτελέσματα στην τελική ποιότητα. [7].

Στη συνέχεια παρουσιάζονται τα βασικά είδη ανόπτησης.

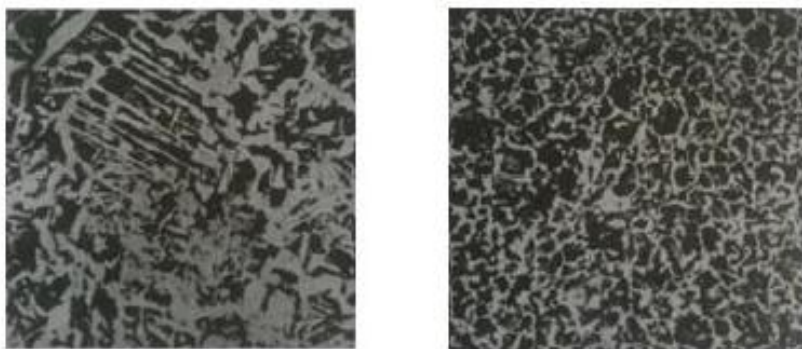
Η **πλήρης ανόπτηση** έχει στόχο να "μαλακώσει" τον χάλυβα πριν από οποιαδήποτε μηχανική κατεργασία. Η κατεργασία αυτή χρησιμοποιείται συχνά σε χαμηλού ή μεσαίου άνθρακα χάλυβες, οι οποίοι πρόκειται να υποστούν μηχανική επεξεργασία ή να δεχθούν εκτεταμένη πλαστική παραμόρφωση κατά τη μορφοποίησή τους. Ο χάλυβας ωστενιτοποιείται σε μία θερμοκρασία περίπου 15-40°C πάνω από τη καμπύλη A₁ ή A₃, έως ότου επιτευχθεί ισορροπία. [7] Όσο πιο κοντά είναι η θερμοκρασία ανόπτησης στην A₃ και όσο μικρότερος είναι ο χρόνος παραμονής σε αυτή τη θερμοκρασία, τόσο πιο λεπτομερείς είναι οι κόκκοι της μικροδομής. [16] Την

ωστενιτοποίηση ακολουθεί η ψύξη του χάλυβα με αργό ρυθμό ψύξης, περίπου $20^{\circ}\text{C}/\text{ώρα}$, συνήθως στο φούρνο. [6] Η τελική μικροδομή, που παράγεται από αυτή τη θερμική κατεργασία είναι χονδρόκοκκος περλίτης (μαζί με όποια προετηκτοειδή φάση) ο οποίος είναι ιδιαίτερα μαλακός και όλκιμος. Η διαδικασία πλήρους ανόπτησης είναι μια χρονοβόρα διαδικασία. Βρίσκει εφαρμογή στην εξάλειψη των εσωτερικών μηχανικών τάσεων από το χάλυβα μετά από κατεργασία εν θερμό ή συγκόλληση, προκειμένου να αυξηθεί το μέγεθος των ωστενιτικών κόκκων, ώστε να διευκολυνθεί η μαρτενσιτική βαφή. [6]

Η **ανόπτηση εξομάλυνσης** χρησιμοποιείται προκειμένου να δημιουργηθεί ομοιόμορφη, κυτταροειδής και λεπτοκρυσταλλική φερριτοπερλιτική δομή. Η Εικόνα 10 δείχνει την διαφορά μεταξύ περλιτικής δομής που προέκυψε από ανόπτηση και αυτής που παραχθεί μέσω εξομάλυνσης. Για να επιτευχθεί αυτό, ο χάλυβας θερμαίνεται κατά $55-85^{\circ}\text{C}$ υψηλότερα της ανώ κρίσιμης θερμοκρασίας, η οποία είναι A_{c3} για χάλυβες που έχουν λιγότερο από $0.76\%C$ και A_{cm} για χάλυβες με περισσότερο από $0.76\% C$ στη χημική τους σύσταση, για περίπου μία ώρα [7] [6]. Μετά από αυτό ο χάλυβας ψύχεται σε θερμοκρασία περιβάλλοντος. Η κύρια βιομηχανική εφαρμογή της ανόπτησης εξομάλυνσης είναι η εκλέπτυνση των κόκκων των προϊόντων χύτευσης χάλυβα.



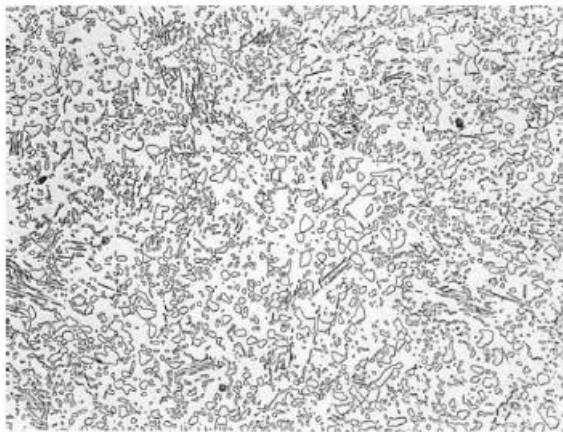
Εικόνα 10: Διαφορά στην περλιτική δομή σε χάλυβα που έχει υποστεί πλήρους ανόπτησης και ενός που έχει υποστεί ανόπτηση εξομάλυνσης



Εικόνα 11: Υποευτηκτοειδής χάλυβας (0.32% C, 0.70% Mn). Πρόκειται για τη μικρογραφική δομή Widmanstätten: κόκκοι περλίτη και βελονοειδούς φερρίτη (X85). Ο ίδιος χάλυβας, μετά από ανόπτηση εξομάλυνσης, κατά την οποία ο βελονοειδής φερρίτης έχει αποκτήσει κυτταροειδή μορφή (X85), [6]

Η **ανόπτηση σφαιροποίησης** χρησιμοποιείται ευρέως σε χάλυβες, οι οποίοι περιέχουν στην μικροδομή τους χοντρόκοκκο περλίτη και είναι πολύ δύσκολο να τους επεξεργαστούμε ή να τους επιβάλουμε πλαστική παραμόρφωση, καθώς μέσω αυτής της διαδικασίας επιτυγχάνεται η σφαιροποίηση του σεμεντίτη. Η παρουσία σφαιροποιημένου σεμεντίτη βελτιώνει την κατεργασιμότητα των χάλυβων, δεδομένου ότι αυτός γίνεται μαλακότερος και ολκιμότερος.

Η διαδικασία αυτή συνίσταται στη θέρμανση του χάλυβα σε θερμοκρασία ελαφρά κάτω από την καμπύλη A_{c1} ή περίπου στους 700°C , στην περιοχή $\alpha + \text{Fe}_3\text{C}$ και στη συνέχεια ακολουθεί η πολύ αργή απόψυξη, η οποία μπορεί να κυμαίνεται μεταξύ 18 και 25 ωρών [7], [6]. Η διάχυση παίζει καθοριστικό ρόλο στη διαδικασία σφαιροποίησης του σεμεντίτη και στις θερμοκρασίες κοντά στην A_{c1} , η διάχυση του άνθρακα, σιδήρου και των ατόμων των κραματικών στοιχείων είναι τόσο μεγάλη ώστε είναι δυνατόν να αλλάξει η δομή προς την κατεύθυνση της ελαχιστοποίησης της περιεχόμενης ενέργειας, οδηγώντας έτσι στον σφαιροποιημένο σεμεντίτη εντός φερριτικής μήτρας, ο οποίος είναι η δομή με τη χαμηλότερη ενέργεια από όλες τις δομές στο σύστημα σιδήρου-άνθρακα [16]. Η μικροδομή μετά από την ανόπτηση σφαιροποίησης είναι παρόμοια με εκείνη του επαναφερμένου μαρτενσίτη σε υψηλή θερμοκρασία. [17]



Εικόνα 12: Μικροδομή ενός χάλυβα μεσαίου άνθρακα που έχει υποστεί ανόπτηση σφαιροποίησης (X500, 4% πικρικό οξύ και 2% NITAL), [18]

Η **ανόπτηση κατεργασίας** εφαρμόζεται με στόχο την αναίρεση των επιπτώσεων της ψυχρής κατεργασίας, προκειμένου δηλαδή να αυξηθεί η ολκιμότητα του μετάλλου, το οποίο έχει υποστεί σκλήρυνση με ενδοτράχυνση και με αυτόν τον τρόπο να είναι δυνατή η περαιτέρω πλαστική παραμόρφωση του υλικού, χωρίς να επέλθει θραύση του και χωρίς να καταναλωθούν υπερβολικά ποσά ενέργειας. Κατά τη διάρκεια αυτής της κατεργασίας, είναι δυνατόν να συμβούν αποκατάσταση και ανακρυστάλλωση και εφόσον σταματήσει πριν υπάρξει σημαντική μεγέθυνση των κόκκων, μπορεί να αποδώσει λεπτοκρυσταλλική δομή. [6]

Η **ανόπτηση ανακρυστάλλωσης** συνίσταται στη θέρμανση του χάλυβα σε θερμοκρασία υψηλότερη της θερμοκρασίας ανακρυστάλλωσης, εντός της φερριτικής περιοχής (650-750°C) ακολουθούμενη από ελεγχόμενη απόψυξη. Κατά τη διαδικασία αυτή δε λαμβάνει χώρα κάποιος μετασχηματισμό φάσης και στόχος της είναι η εξάλειψη του ιστού της ενδοτράχυνσης, ο οποίος έχει προέλθει από την εν ψυχρώ κατεργασία του χάλυβα, όπως είναι για παράδειγμα η ψυχρή έλαση [6].

Η **αποτατική ανόπτηση** χρησιμοποιείται για την εξάλειψη των εσωτερικών παραμενουσών τάσεων που μπορεί να έχουν αναπτυχθεί στα μέταλλα κατά τη διάρκεια των διαδικασιών πλαστικής παραμόρφωσης, όπως είναι η μηχανουργική κατεργασία ή η λείανση και κατά τη διάρκεια της ανομοιόμορφης ψύξης ενός χάλυβα που κατασκευάστηκε ή επεξεργάστηκε σε μια αυξημένη θερμοκρασία, όπως στη συγκόλληση ή στη χύτευση [7]. Κατά τη διάρκεια της αποτατικής ανόπτησης το κράμα θερμαίνεται εντός της φερριτικής περιοχής, 580 με 650°C και στη συνέχεια υφίσταται αργή απόψυξη. Λόγω της συντελούμενης διάχυσης των ατόμων εξαιτίας

της βραδείας μεταβολής των θερμοκρασιών, πραγματοποιείται μείωση ή τέλεια εξάλειψη των εσωτερικών μηχανικών τάσεων οι οποίες είχαν συσσωρευτεί από την προηγούμενη κατεργασία [6].

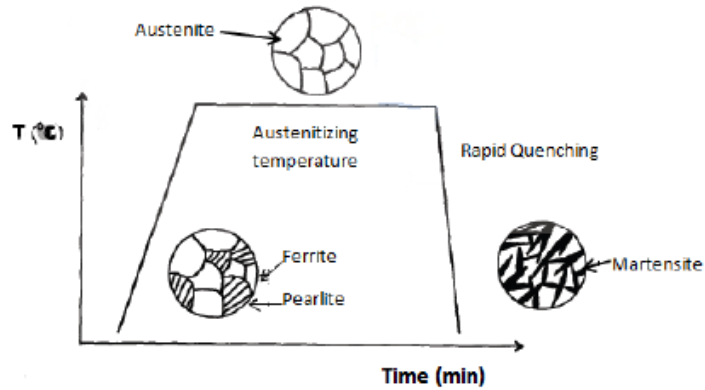
II.4.1.2. Ωστενιτοποίηση και Βαφή

Η **ωστενιτοποίηση** περιλαμβάνει τη θέρμανση του χάλυβα σε θερμοκρασία υψηλότερη κατά 50°C περίπου της υψηλότερης κρίσιμης θερμοκρασίας η οποία οριοθετείται από την καμπύλη A_{c3} . Η θερμοκρασία ωστενιτοποίησης είναι μεταξύ 830-900°C για υποευτηκτοειδείς χάλυβες. Αναφορικά με τους υπereυτηκτοειδείς χάλυβες, η θερμοκρασία ωστενιτοποίησης είναι 750-780°C. Σε υψηλά κραματοποιημένους χάλυβες η θέρμανση μπορεί να σταματήσει στους 1000-1100°C.

Κατά τη διαδικασία ης ωστενιτοποίησης είναι σημαντικός ο έλεγχος του χρόνου παραμονής στη θερμοκρασία ωστενιτοποίησης, καθώς η παρατεταμένη παραμονή σε αυτή, οδηγεί σε ανεπιθύμητα μεγεθυμένους κόκκους ωστενίτη. Επιπλέον, απαραίτητη προσοχή οφείλεται να δίνεται στο ρυθμό θέρμανσης ώστε να αποφεύγονται θερμοκρασιακές διαβαθμίσεις στη διατομή του χαλύβδινου αντικειμένου, οι οποίες οδηγούν σε πλαστικές παραμορφώσεις του ωστενίτη. [6] Σημειώνεται ακόμη ότι κατά την ωστενιτοποίηση πραγματοποιείται παράλληλα και διαλυτοποίηση των καρβιδίων των κραματικών στοιχείων που περιέχει ο χάλυβας. Την ωστενιτοποίηση ακολουθεί η βαφή του χάλυβα.

Η **βαφή** (quenching) αναφέρεται στη διαδικασία ταχύτατης απόψυξης ενός ωστενιτοποιημένου χάλυβα, η οποία οδηγεί στη λήψη φάσεων εκτός ισορροπίας. Χρησιμοποιείται πιο συχνά για την σκλήρυνση των χαλύβων, μέσω της δημιουργίας μπαινίτη ή μαρτενσίτη. Σε αυτήν την περίπτωση ο χάλυβας ψύχεται ακαριαία μέσω του ευτηκτοειδούς σημείου στην θερμοκρασία στην οποία ο ωστενίτης γίνεται ασταθής. Σε κράματα χάλυβα με κραματικά στοιχεία όπως το νικέλιο και το μαγγάνιο, η ευτηκτοειδής θερμοκρασία μειώνεται επιτρέποντας στη βαφή να ξεκινήσει σε μία χαμηλότερη θερμοκρασία, καθιστώντας τη διαδικασία πολύ ευκολότερη, ωστόσο οι κινητικοί περιορισμοί του μετασχηματισμού φάσης παραμένουν οι ίδιοι.

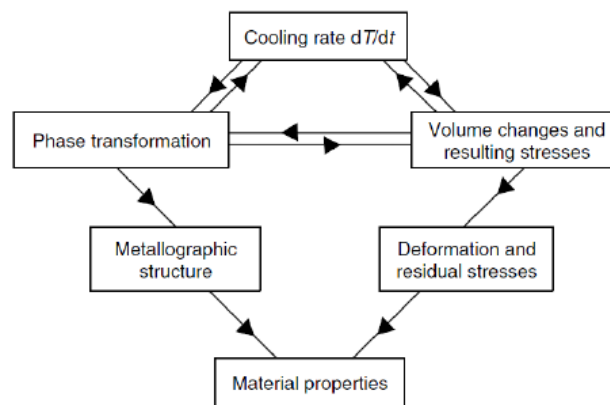
Η Εικόνα 13 δείχνει μια σχηματική αναπαράσταση της θερμική κατεργασίας της βαφής στους υποευτηκτοειδείς χάλυβες.



Εικόνα 13: Σχηματική απεικόνιση διαδικασία βαφής

Ο ρυθμός ψύξης επηρεάζει σημαντικά τη σκλήρυνση, αλλά και την ανάπτυξη εσωτερικών τάσεων, οι οποίες μπορεί να οδηγήσουν σε ρηγματώση. Η σκληρότητα του υλικού αυξάνεται καθώς ο ρυθμός ψύξης αυξάνεται, αλλά αυτό έχει άμεση συνέπεια τη δραματική μείωση της δυσθραυστότητας του υλικού που σημαίνει υψηλό κίνδυνο ρωγμών.

Επιπλέον, η θερμοκρασία στην οποία διακόπτεται η βαφή, ο χρόνος στον οποίο ο χάλυβας παραμένει σε μια θερμοκρασία και ο ρυθμός της ψύξης μπορούν να διαφέρουν ανάλογα με τον τύπο του χάλυβα και την γεωμετρία του. [19]



Εικόνα 14: Συσχετισμοί μεταξύ του ρυθμού ψύξης, της αλλαγής φάσεων και των τάσεων και η επιρροή τους στις ιδιότητες του υλικού

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 (M_s), όπου

παραμένει για μια καθορισμένη χρονική περίοδο, έπειτα ακολουθεί ψύξη σε ένα δεύτερο μέσο με βραδύτερο ρυθμό ψύξης (χρονική βαφή ή διακοπτόμενη βαφή).

Η ένταση και αποτελεσματικότητα της βαφής μπορεί να αλλάξει μεταβάλλοντας τον τύπο του μέσου βαφής, την σύστασή του και τη θερμοκρασία του. Μερικά από τα πιο κοινά μέσα βαφής είναι τα εξής: αέρας, άζωτο, αργό, ήλιο, τήγματα αλάτων, το λάδι και το νερό. Τα υλικά αυτά χρησιμοποιούνται για να αυξηθεί η οξύτητα της βαφής. 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. [16]

Οι παραλλαγές στις διάφορες διαδικασίες βαφής που χρησιμοποιούνται έχουν ως αποτέλεσμα τον διαχωρισμό σε συγκεκριμένες τεχνικές βαφής. Αυτές οι τεχνικές είναι οι ακόλουθες:

- Άμεση βαφή (Direct quenching)
- Χρονική βαφή (Time quenching)
- Επιλεκτική βαφή (Selective quenching)
- Βαφή με ψεκασμό (Spray quenching)
- Διακοπτόμενη βαφή (Interrupted quenching)

Άμεση βαφή είναι το είδος εκείνο της βαφής που γίνεται άμεσα από τη θερμοκρασία οστενιτοποίησης σε θερμοκρασία δωματίου και είναι η περισσότερο διαδεδομένη τεχνική βαφής. Ο όρος της άμεσης βαφής χρησιμοποιείται για να διαφοροποιήσει αυτό το είδος βαφής από περισσότερο έμμεσες τεχνικές που είναι πιθανό να περιλαμβάνουν ανθρακοποίηση, αργή ψύξη, αναθέρμανση, ακολουθούμενη από βαφή. [19]

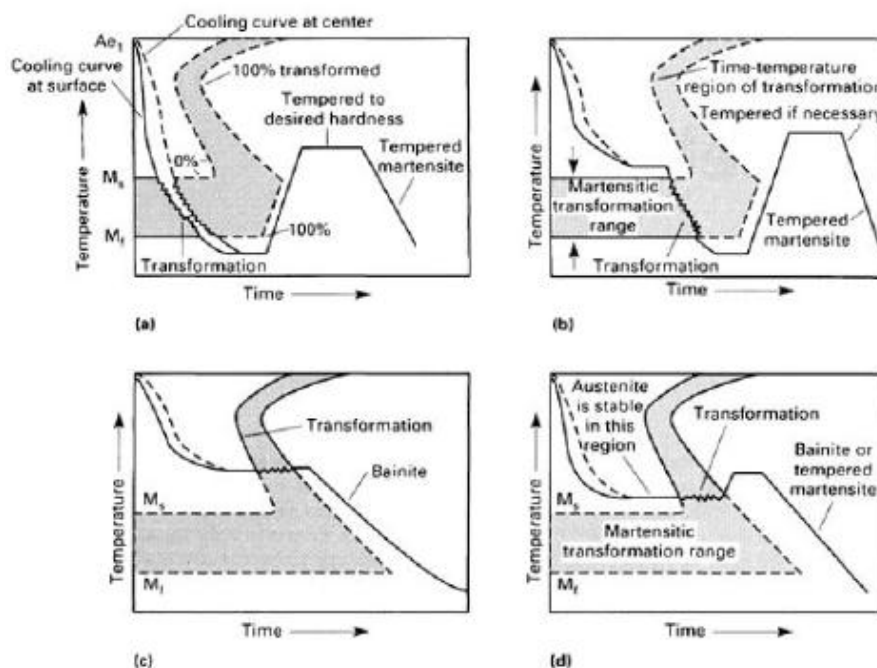
Χρονική βαφή είναι το είδος της βαφής όπου ο ρυθμός ψύξης του μετάλλου πρέπει να αλλάξει απότομα κατά τη διάρκεια του κύκλου ψύξης. Η συνήθης πρακτική είναι να μειωθεί η θερμοκρασία του μετάλλου μέσω βαφής αυτού σε ένα μέσο με υψηλή θερμική αγωγιμότητα (για παράδειγμα, νερό) μέχρις ότου έχει ψυχθεί κάτω από τη μύτη του διαγράμματος χρόνου-θερμοκρασίας-μετασχηματισμού (TTT), και στη συνέχεια το μέταλλο μεταφέρεται σε ένα δεύτερο μέσο (για παράδειγμα, λάδι), έτσι ώστε να ψύχεται πιο αργά μέσα στην περιοχή σχηματισμού μαρτενσίτη. Σε μερικές

εφαρμογές, το δεύτερο μέσο μπορεί να είναι αέρας ή ένα αδρανές αέριο. Η συγκεκριμένη τεχνική βαφής χρησιμοποιείται συχνά για να ελαχιστοποιηθούν οι παραμορφώσεις και οι ρωγμές που μπορεί να δημιουργηθούν κατά τη διάρκεια της διαδικασίας. [19]

Επιλεκτική βαφή χρησιμοποιείται όταν είναι επιθυμητό να παραμείνουν ορισμένες περιοχές του χάλυβα ανεπηρέαστες από το μέσο βαφής. [19]

Η **βαφή με ψεκάσμο** γίνεται με ρεύματα υγρών υψηλής πίεσης τα οποία εφαρμόζονται στο μέταλλο στα σημεία που επιθυμούνται υψηλότεροι ρυθμοί ψύξης. Ο ρυθμός ψύξης είναι μεγαλύτερος, επειδή σχηματίζονται σταγονίδια από το υγρό ψύξης λόγω του ψεκάσμου υψηλής έντασης και απάγουν την θερμότητα από την επιφάνεια του μετάλλου. [19]

Η **διακοπτόμενη βαφή** είναι η διαδικασία στην οποία γίνεται ταχεία ψύξη του μετάλλου από τη θερμοκρασία ωστενιτοποίησης σε ένα σημείο πάνω από την M_s όπου και κρατείται για μια συγκεκριμένη χρονική περίοδο, ακολουθούμενη από ψύξη στον αέρα. Συγκρίσεις μεταξύ της άμεσης και της διακοπτόμενης βαφής φαίνονται στην Εικόνα 15.



Εικόνα 15: Σύγκριση των ρυθμών ψύξης και των θερμοκρασιών καθώς τα δείγματα περνούν μέσα από την περιοχή μαρτενιτικού μετασχηματισμού για μια συμβατική διαδικασία βαφής και για διαδικασία διακοπτόμενης βαφής. (α) Συμβατική διαδικασία βαφής και επαναφοράς που χρησιμοποιούνται λάδι, νερό ή κάποιο πολυμερές ως μέσο βαφής. (β) Διαδικασία martempering, στην οποία

χρησιμοποιείται ως μέσω βαφής αλατόνερο ή ζεστό λάδι. (γ) Διαδικασία austempering, στην οποία χρησιμοποιούνται τήγματα αλάτων ως μέσα βαφής. (δ) Διαδικασία ισοθερμοκρασιακής βαφής στην οποία χρησιμοποιούνται τήγματα αλάτων ή ζεστό λάδι ως μέσα βαφής.

Υπάρχουν τρεις τύποι διακοπτόμενης βαφής: η διαδικασία του austempering, η διαδικασία του marquenching, και η ισοθερμοκρασιακή βαφή.

Κατά το Austempering ο χάλυβας ψύχεται απότομα από την θερμοκρασία ωστενιτοποίησης στους 230-400°C (ανάλογα με τα χαρακτηριστικά του μετασχηματισμού του συγκεκριμένου χάλυβα), κρατώντας μια σταθερή θερμοκρασία για να μπορεί να γίνει ο ισοθερμοκρασιακός μετασχηματισμός. Έπειτα γίνεται ψύξη στον αέρα. [19]

Η κατεργασία αυτή έχει σαν στόχο την ισχυροποίηση του χάλυβα με σχηματισμό μπαινίτη αντί για μαρτενσίτη. Επειδή ο σχηματισμός του μπαινίτη πραγματοποιείται ισόθερμα, δεν υπάρχουν θερμοκρασιακές διαφορές μεταξύ επιφάνειας και κέντρου και έτσι δεν σχηματίζονται ρωγμές ή στρεβλώσεις. Τα τελευταία χρόνια οι μπαινιτικοί χάλυβες βρίσκουν όλο και περισσότερες εφαρμογές στη βιομηχανία λόγω του καλού συνδυασμού αντοχής και ολκιμότητας που διαθέτουν.

Η τεχνική αυτή βρίσκει εφαρμογή συνήθως στους χάλυβες μεσαίου άνθρακα. Το ψυκτικό μέσο είναι συνήθως λουτρά αλάτων, υπάρχει όμως η δυνατότητα χρήσης διαφόρων τύπων λαδιών αν και τα τετηγμένα άλατα έχουν καλύτερες ιδιότητες μεταφοράς θερμότητας και δεν υπάρχει κίνδυνος πυρκαγιάς. [19]

Το Marquenching είναι παρόμοια διαδικασία με αυτή του austempering, με τη διαφορά ότι στο marquenching το υλικό παραμένει σε μια συγκεκριμένη θερμοκρασία μόνο για μια χρονική περίοδο που είναι ικανή να δώσει στο υλικό ίδια θερμοκρασία σε όλο του μήκος. Όταν η θερμοκρασία έχει επιφέρει ισορροπία στο υλικό αλλά πριν ξεκινήσει κάποιος μετασχηματισμός, το υλικό αφαιρείται από το λουτρό άλατος και ψύχεται σε αέρα μέχρι την θερμοκρασία δωματίου. Η παραγόμενη δομή του χάλυβα είναι σχεδόν η ίδια με εκείνη που σχηματίζεται κατά την διάρκεια της άμεσης βαφής. [19]

Η ισοθερμοκρασιακή βαφή είναι επίσης παρόμοια με το austempering αφού ο χάλυβας ψύχεται ταχέως μέσω της φερριτικής και της περλιτικής περιοχής σε μια θερμοκρασία λίγο πάνω από την M_s . Ωστόσο, η ισοθερμοκρασιακή βαφή διαφέρει από το austempering διότι χρησιμοποιούνται δύο λουτρά ψύξης. Μετά την πρώτη

ψύξη, και προτού προλάβει να γίνει ο μετασχηματισμός, το υλικό μεταφέρεται σε ένα δεύτερο λουτρό σε μια μεγαλύτερη θερμοκρασία στο οποίο ισοθερμοκρασιακά γίνεται μετασχηματισμός και τέλος ψύχεται στον αέρα [27].

Ανάλογα με τις αποκτώμενες τελικά μικροδομές μπορεί να γίνει διάκριση μεταξύ κλιμακωτής μαρτενσιτικής, κλιμακωτής μπαινιτικής και κλιμακωτής μπαινιτομαρτενσιτικής βαφής.

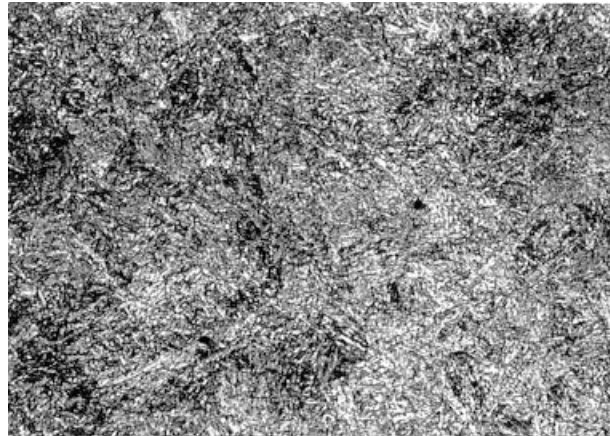
Η κλιμακωτή μαρτενσιτική βαφή ξεκινά από τη θερμοκρασία ωστενιτοποίησης με απόψυξη του χάλυβα σε θερμοκρασία λίγο ανώτερη της M_s , εκεί παραμένει για μερικά δευτερόλεπτα με σκοπό να αποκτήσει ομοιογενή θερμοκρασία στη μάζα του. Για το σκοπό αυτό χρησιμοποιείται λουτρό τηγμένων αλάτων. Στη συνέχεια ο χάλυβας εμβαπτίζεται σε ψυχρό λουτρό ή αφήνεται να αποψυχθεί πλήρως στον αέρα. Ο μαρτενσιτικός μετασχηματισμός λαμβάνει χώρα κατά το δεύτερο στάδιο. Το πρώτο στάδιο βαφής είναι απαραίτητο ώστε να αποφευχθούν θερμοκρασιακές διαφορές, οι οποίες θα οδηγήσουν σε ανάπτυξη τάσεων και ρηγμάτωση.

Στην κλιμακωτή μπαινιτική βαφή ο ωστενιτοποιημένος χάλυβας αποψύχεται και πάλι σε μια ενδιάμεση θερμοκρασία, στην περίπτωση όμως αυτή παραμένει εκεί για μεγαλύτερο χρονικό διάστημα, της τάξης των ωρών. Με τον τρόπο αυτό επιτυγχάνεται ο πλήρης μετασχηματισμός του ωστενίτη σε μπαινίτη. Η τεχνική αυτή ακολουθούμενη από ελαφρά θέρμανση, μπορεί να αντικαταστήσει τη μαρτενσιτική βαφή και επαναφορά, μιας και ο μπαινίτης προσφέρει υψηλό όριο διαρροής και θραύσης, καλή δυσθραυστότητα και αντοχή σε κόπωση. Ωστόσο, πρέπει να σημειωθεί ότι η μέθοδος μειονεκτεί ως προς την απαίτησή της για ειδικά λουτρά τηγμάτων. Η κλιμακωτή μπαινιτο-μαρτενσιτική βαφή αποτελείται από ένα στάδιο απόψυξης από την ωστενιτική περιοχή σε μια ενδιάμεση θερμοκρασία, όπου παραμένει μερικά λεπτά με στόχο τον μερικό μετασχηματισμό του ωστενίτη σε μπαινίτη και στη συνέχεια δεύτερο στάδιο απόψυξης κατά το οποίο ο υπολειπόμενος ωστενίτης μετασχηματίζεται σε μαρτενσίτη. Όπως είναι αναμενόμενο τα ποσοστά μπαινίτη και μαρτενσίτη εξαρτώνται στην τελική δομή εξαρτώνται από το χρόνο παραμονής του χάλυβα στην ενδιάμεση θερμοκρασία.

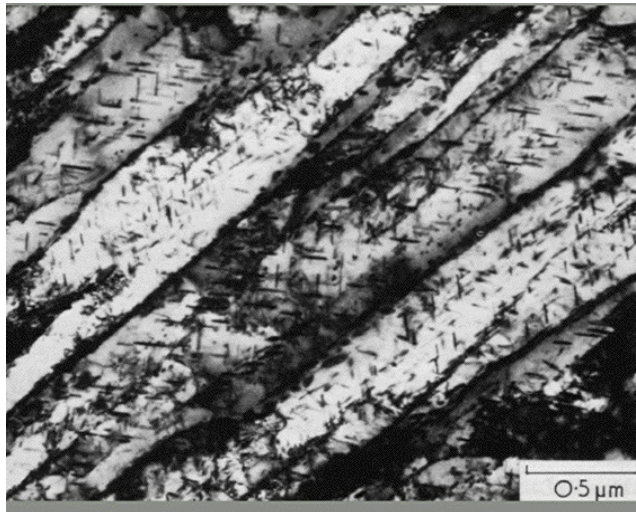
II.4.1.3. Επαναφορά (tempering)

Την βαφή του χάλυβα ακολουθεί η επαναφορά, η οποία στόχο έχει τη βελτίωση της ολκιμότητας δεδομένου ότι ο μαρτενσίτης που προήλθε από τη βαφή είναι σκληρός

και ψαθυρός. Πρόκειται για τη διαδικασία θέρμανσης των βαμμένων μαρτενσιτικών χαλύβων σε θερμοκρασία μεγαλύτερη της M_s και μικρότερης της A_1 (250-650°C) και για χρόνο κατάλληλο ώστε ο μαρτενσίτης να εξελιχθεί μερικώς στην κατάσταση ισορροπίας, ακολουθούμενη από ήρεμη ψύξη (λάδι, αέρας ή μέσα στο φούρνο). Η δομή που λαμβάνεται καλείται μαρτενσίτης από επαναφορά και χαρακτηρίζεται από σχετικά μειωμένη σκληρότητα σε σύγκριση με την προηγούμενη, διαθέτει όμως αυξημένη δυσθραυστότητα και ολκιμότητα. [6]



Εικόνα 16: Οπτική μικρογραφία χάλυβα- Μαρτενσίτης από επαναφορά, 100x, [20]



Εικόνα 17: Μαρτενσίτης από επαναφορά σε Fe-C-Mo χάλυβα, φωτογραφία TEM
Κατά τη θέρμανση του βαμμένου τεμαχίου μπορούν να διακριθούν οι παρακάτω φάσεις συναρτήσει της αύξησης της θερμοκρασίας.

Φάση 1^η: Σε χαμηλές σχετικά θερμοκρασίες (<250°C) τα άτομα του άνθρακα, που είναι εγκλωβισμένα μέσα στο κρυσταλλικό πλέγμα του μαρτενσίτη, διαχέονται έξω από αυτό κι ενώνονται με το σίδηρο σχηματίζοντας καρβίδια, με αποτέλεσμα να

μειώνεται η περιεκτικότητα του μαρτενσίτη σε άνθρακα. Παράλληλα, μειώνονται επίσης οι εσωτερικές τάσεις και η σκληρότητά του, με αποτέλεσμα να αυξάνεται η δυσθραυστότητα. [20] Το ε-καρβίδιο, που κατακρημνίζεται έχει δομή HCP και σχηματίζεται με συγκεκριμένη σχέση προσανατολισμού με το τετραγωνικό πλέγμα του μαρτενσίτη, κατά Jack

$$(101)_{\alpha'} // (10\bar{1}1)_{\epsilon}$$

$$(011)_{\alpha'} // (0001)_{\epsilon}$$

$$[11\bar{1}]_{\alpha'} // [1\bar{2}10]_{\epsilon}$$

Η ασυμφωνία πλέγματος μεταξύ των επιπέδων $(101)_{\alpha'}$ και $(10\bar{1}1)_{\epsilon}$ είναι πολύ μικρή έτσι ώστε στα αρχικά στάδια της κατακρήμνισης, το ε-καρβίδιο έχει πλήρη συνοχή. Στο γεγονός αυτό οφείλεται και η μικρή αύξηση της σκληρότητας που παρατηρείται μεταξύ 50 και 100°C. [11]

Φάση 2^η: Σε ενδιάμεσες θερμοκρασίες (250°<T<350°C) παρατηρείται μετασχηματισμός του υπολειπόμενου ωστενίτη σε μαρτενσίτη ή μπαινίτη. Επιπλέον ο μαρτενσίτης χάνει την τετραγωνικότητά του και μετατρέπεται σε φερρίτη καθώς και συντελείται αντικατάσταση του ε-καρβιδίου από σεμεντίτη και. Η πυρήνωση του σεμεντίτη γίνεται στις διεπιφάνειες μεταξύ του ε-καρβιδίου και του μαρτενσίτη. Ο σεμεντίτης αναπτύσσεται με μορφή Widmanstätten και με σχέση προσανατολισμού με τον φερρίτη κατά Bagaryatski

$$(211)_{\alpha'} // (001)_{Fe_3C}$$

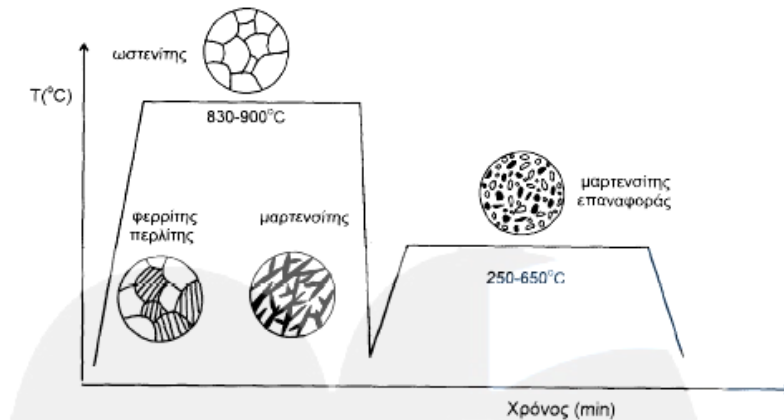
$$[01\bar{1}]_{\alpha'} // [100]_{Fe_3C}$$

$$[\bar{1}11]_{\alpha'} // [010]_{Fe_3C}$$

Άλλες θέσεις ετερογενούς πυρηνώσεως του σεμεντίτη αποτελούν οι διεπιφάνειες των διδυμίων (σε χάλυβες με μεγάλη περιεκτικότητα σε άνθρακα) καθώς και οι διεπιφάνειες μεταξύ των πλακιδίων μαρτενσίτη ή τα ωστενιτικά σύνορα κόκκων. [11]

Φάση 3^η: Με την άνοδο της θερμοκρασίας (>350°C) και την αύξηση του χρόνου επαναφοράς τα καρβίδια μεγαλώνουν σε μέγεθος (σύμφυτα καρβίδια), με αποτέλεσμα η σκληρότητα του χάλυβα να μειώνεται ακόμη περισσότερο. [20] Επιπλέον με κινητήριο δύναμη την μείωση της διεπιφανειακής ενέργειας ο σεμεντίτης χάνει την κρυσταλλογραφική του σχέση με τον φερρίτη και αρχίζει να σφαιροποιείται

έως τους 700°C. Ταυτόχρονα οι διεπιφάνειες μεταξύ των πλακιδίων μαρτενσίτη (lath boundaries) μετατρέπονται από σύνορα μικρής γωνίας σε σύνορα μεγάλης γωνίας, δηλαδή μετασχηματίζονται σε σύνορα κόκκων του φερρίτη με ισοαξονική μορφολογία. Η διεργασία αυτή περιλαμβάνει τόσο διεργασίες αποκαταστάσεως (300-600°C) όσο και ανακρυσταλλώσεως (600-700°C). Η τελική δομή αποτελείται από ισοαξονικούς κόκκους φερρίτη με διασπορά σφαιροποιημένου σεμεντίτη. [11]



Εικόνα 18: Στάδια και αλλαγές φάσεων κατά τη βαφή -επαναφορά

Όπως προαναφέρθηκε το αποτέλεσμα της επαναφοράς είναι η μείωση της σκληρότητας και του ορίου διαρροής, γεγονός που στις χαμηλές θερμοκρασίες επαναφοράς οφείλεται κυρίως στην απώλεια της τετραγωνικότητας του μαρτενσίτη και την διαφυγή του άνθρακα από το μαρτενσιτικό πλέγμα για σχηματισμό σεμεντίτη, ενώ στις μεγαλύτερες θερμοκρασίες επαναφοράς οφείλεται στην διεύρυνση της διασποράς σεμεντίτη και στην ανακρυστάλλωση του φερρίτη. Η μείωση του ορίου διαρροής συνοδεύεται από αντίστοιχη αύξηση της ολκιμότητας του χάλυβα. Γίνεται έτσι εμφανές ότι μέσω της επαναφοράς είναι δυνατόν να επιτευχθεί ένας βέλτιστος συνδυασμός αντοχής και ολκιμότητας. Στις αρχές αυτές βασίζεται η ανάπτυξη των χαλύβων βαφής και επαναφοράς (quenched and tempered steels, ή Q&T Steels) με εξαιρετικό συνδυασμό αντοχής και δυσθραυστότητας. [11]

II.4.2. Μετασηματισμοί Φάσεων

Η κατανόηση των μετασηματισμών φάσεων που λαμβάνουν χώρα κατά την εξέλιξη μιας θερμικής κατεργασίας αποτελεί αναπόσπαστο κομμάτι του σχεδιασμού των θερμικών κατεργασιών με γνώμονα τις επιθυμητές τελικές ιδιότητες.

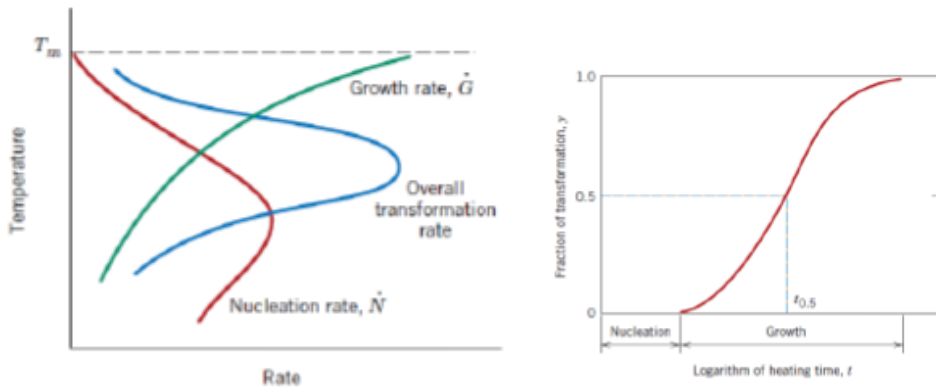
II.4.2.1. Κινητική των μετασηματισμών φάσεων

Οι περισσότεροι από τους μετασηματισμούς στερεάς κατάστασης δεν γίνονται ακαριαία λόγω της ύπαρξης εμποδίων, που δρουν επιβραδυντικά στο ρυθμό της αντίδρασης συντελώντας στην εξάρτησή της από το χρόνο.

Το πρώτο στάδιο που συνοδεύει ένα μετασηματισμό φάσης είναι η πυρήνωση, δηλαδή ο σχηματισμός πολύ μικρών σωματιδίων ή πυρήνων της νέας φάσης, με προτιμητέες θέσεις πυρήνωσης να είναι θέσεις ατελειών και ειδικότερα τα όρια των κόκκων. Το δεύτερο στάδιο είναι η ανάπτυξη, κατά την οποία ο πυρήνες αυξάνονται σε μέγεθος σε βάρος της μητρικής φάσης. Η ανάπτυξη συνεχίζεται έως ότου επιτευχθεί κλασματική ισορροπία. Ωστόσο, πρέπει να σημειωθεί ότι το τέλος του μετασηματισμού πολλές φορές απαιτεί πολύ χρόνο, ιδίως στις χαμηλές θερμοκρασίες και το σύστημα παραμένει σχεδόν συνεχώς σε κατάσταση εκτός ισορροπίας.

Η μελέτη της ισοθερμοκρασιακής εξέλιξης ενός κράματος εκτός ισορροπίας αφορά στη μελέτη του ισοθερμοκρασιακού μετασηματισμού μετά από πυρηνοποίηση και ανάπτυξη των κρυστάλλων και οδηγεί γενικά σε κάποια σιγμοειδή καμπύλη σε άξονες κλάσματος μετασηματισμού ως προς τον λογάριθμο του χρόνου θέρμανσης [6]. Αυτή η καμπύλη τύπου-S ακολουθεί την εξίσωση Avrami και αντιπροσωπεύει μια τυπική κινητική συμπεριφορά για τις περισσότερες αντιδράσεις στερεάς φάσης [7].

Τα δύο στάδια είναι εξαρτώμενα από τη θερμοκρασία. Όταν το σύστημα βρίσκεται στη θερμοκρασία μετασηματισμού T_m ο ρυθμός πυρήνωσης αυξάνεται με αυξανόμενη την υπόψυξη. Ωστόσο ο ρυθμός ανάπτυξης βαίνει μειούμενος με την πτώση της θερμοκρασίας. Γίνεται έτσι εμφανές ότι ο ρυθμός του μετασηματισμού θα φτάνει σε μια μέγιστη τιμή για δεδομένη υπόψυξη.



Εικόνα 19: Θερμοκρασιακή Εξάρτηση του ρυθμού φύτρωσης και ανάπτυξης και Ποσοστό Μετασχηματισμού συναρτήσει του λογαρίθμου του χρόνου

II.4.2.2. Οι Μετασχηματισμοί Φάσεων των Χαλύβων

Στην παρούσα διπλωματική το υλικό που μελετάται αγγίζει τα όρια των συνθηκών στις οποίες ισχύουν τα όσα περιγράφονται σε θεωρητικό επίπεδο για τους μετασχηματισμούς φάσεων και ενδεχομένως ξεφεύγει από αυτά. Κρίνεται, έτσι, σκόπιμη σε αυτό το σημείο η παρουσίαση των μηχανισμών που διέπουν τους βασικότερους μετασχηματισμούς φάσεων των χαλύβων.

Οι μετασχηματισμοί φάσεων μπορούν να διακριθούν σε τρεις ομάδες.

Η πρώτη ομάδα αφορά μετασχηματισμούς εξαρτώμενους από απλή διάχυση, χωρίς να συνοδεύεται από αλλαγή στον αριθμό ή τη σύσταση των παρόντων φάσεων. Τέτοιου είδους μετασχηματισμοί είναι η στερεοποίηση ενός καθαρού μετάλλου, αλλοτροπικοί μετασχηματισμοί καθώς και η ανακρυστάλλωση και ανάπτυξη των κόκκων. Η δεύτερη ομάδα περιλαμβάνει τους διαχυσιακούς μετασχηματισμούς, οι οποίοι υφίστανται τροποποίηση στη σύσταση και συχνά στον αριθμό των φάσεων, όπως για παράδειγμα ο ευτηκτοειδής μετασχηματισμός του ωστενίτη σε φερρίτη. Η τελευταία ομάδα αναφέρεται σε μετασχηματισμούς ανεξάρτητους της διάχυσης, στους οποίους η δομή αλλάζει μέσω διάτμησης, όπως είναι για παράδειγμα ο μαρτενσίτης [7].

II.4.2.2.1. Ο μετασχηματισμός ωστενίτη \rightarrow φερρίτη ($\gamma \rightarrow \alpha$)

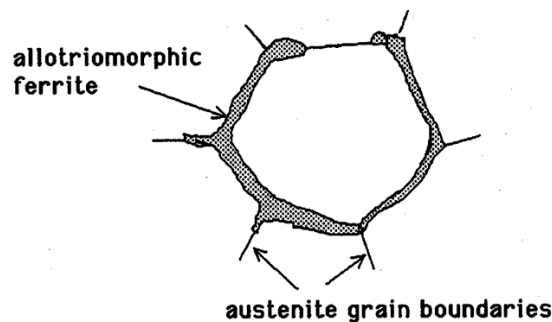
Κατά την αργή ψύξη ενός υποευτηκτοειδούς χάλυβα (%C<0.8) ο ωστενίτης μετασχηματίζεται σε φερρίτη (προευτηκτοειδή) μεταξύ των θερμοκρασιών A_3 και A_1 . Ο μετασχηματισμός είναι διαχυσιακός και συμβαίνει με πυρήνωση και ανάπτυξη της φερριτικής φάσεως. Η πυρήνωση του φερρίτη είναι ετερογενής με σημαντικότερες θέσεις πυρήνώσεως τα όρια των κόκκων του ωστενίτη ή άλλα δομικά σφάλματα της

ωστενιτικής φάσεως. Η μορφολογία του φερρίτη που σχηματίζεται εξαρτάται από τη θερμοκρασία μετασχηματισμού.

Έτσι, με τη μείωση της θερμοκρασίας μετασχηματισμού οι μορφολογίες του φερρίτη ταξινομούνται κατά Dube ως εξής:

- Περικρυσταλλικός ή αλλοτριόμορφος φερρίτης
- Φερρίτης Widmanstätten
- Διακρυσταλλικός φερρίτης

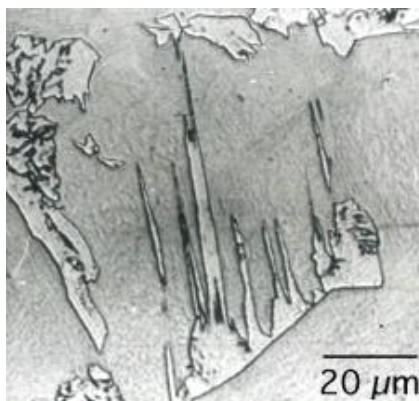
Ο **περικρυσταλλικός φερρίτης** αποτελείται από κρυστάλλους φερρίτη που σχηματίζονται σε υψηλές θερμοκρασίες μετασχηματισμού (800°C) με πυρήνωση στα ωστενιτικά όρια κόκκων. Ο φερρίτης αυτός αναπτύσσεται τόσο κατά μήκος των συνόρων όσο και προς το εσωτερικό των κόκκων διαμορφώνοντας μια δομή που αποκαλείται ισοαξονικός φερρίτης (equiaxed ferrite)[11]. Η πυρήνωση και η ανάπτυξη γίνεται μέσω ενός ανακατασκευαστικού (reconstructive) μηχανισμού, μέσω της αλλαγής της κρυσταλλικής δομής που μακροσκοπικά δεν φαίνεται κάποια αλλαγή και η μόνη αλλαγή που παρατηρείται είναι αυτή στον όγκο (volume change). [16]



Εικόνα 20: Ο τρόπος που αναπτύσσεται ο αλλοτριόμορφος φερρίτης στους κόκκους του ωστενίτη

Η πυρήνωση του φερρίτη υπακούει σε μία σχέση προσανατολισμού μεταξύ μητρικής και θυγατρικής φάσεως, η οποία ονομάζεται σχέση προσανατολισμού Kurdjumov-Sachs: $\{111\}_{\gamma} // \{110\}_{\alpha}$, $\langle 1\bar{1}0 \rangle_{\gamma} // \langle 1\bar{1}1 \rangle_{\alpha}$. Σύμφωνα με τη σχέση αυτή, κατά το σχηματισμό του φερρίτη, τα επίπεδα $\{110\}$ του φερρίτη είναι παράλληλα προς τα επίπεδα $\{111\}$ του ωστενίτη, ενώ οι διευθύνσεις του φερρίτη είναι παράλληλες προς τις διευθύνσεις του ωστενίτη. Έτσι, υπάρχει μία στενή κρυσταλλογραφική σχέση μεταξύ των δύο φάσεων. Τα διαφασικά όρια φερρίτη/ωστενίτη είναι όρια μη συνοχής με μεγάλη κινητικότητα στις υψηλές θερμοκρασίες μετασχηματισμού.

Ο **φερρίτης Widmanstätten** σχηματίζεται σε χαμηλότερες θερμοκρασίες μετασχηματισμού με τη μορφή πλακιδίων. Τα πλακίδια αυτά σχηματίζονται με πυρήνωση στα ωστενιτικά σύνορα κόκκων (πρωτογενής φερρίτης Widmanstätten) ή πάνω σε προϋπάρχοντα αλλοτριόμορφο φερρίτη (δευτερογενής φερρίτης Widmanstätten) και αναπτύσσονται κατά μήκος συγκεκριμένων επιπέδων της μητρικής φάσεως. Κατά την ανάπτυξή του, ο φερρίτης Widmanstätten διατηρεί τη σχέση προσανατολισμού Kurdjumov-Sachs με τον ωστενίτη. Τα διαφασικά όρια μεταξύ φερρίτη Widmanstätten και ωστενίτη είναι συνοχής ή ημισυνοχής.



Εικόνα 21: Φερρίτης Widmanstätten

Έχουν προταθεί δύο μηχανισμοί ανάπτυξης του φερρίτη Widmanstätten. Στον πρώτο μηχανισμό, η αύξηση αποδίδεται στην πλευρική κίνηση της ημισυνεκτικών διεπαφών (semicoherent interfaces) με μικρά βήματα (ledges) στη διεπαφή. [21], [22] Στο δεύτερο μηχανισμό, ο φερρίτης Widmanstätten μπορεί να αυξηθεί μέσω ενός διατμητικού (displacive) μηχανισμού μετασχηματισμού. Πολλά πειραματικά αποτελέσματα είναι σε συμφωνία με το δεύτερο μηχανισμό. Επιπλέον ο ρυθμός της ανάπτυξης ελέγχεται μόνο μέσω της διάχυσης του άνθρακα στον ωστενίτη κατά μήκος της πλάκας του φερρίτη.

Ο **διακρυσταλλικός φερρίτης** αποτελείται από ισοαξονικούς κρυστάλλους φερρίτη που σχηματίζονται στο εσωτερικό των ωστενιτικών κόκκων σε χαμηλότερες θερμοκρασίες μετασχηματισμού από εκείνες του φερρίτη Widmanstätten. Η πυρήνωση του φερρίτη στο εσωτερικό των κόκκων οφείλεται στην αυξημένη θερμοδυναμική κινούσα δύναμη, που ενεργοποιεί θέσεις ετερογενούς πυρήνώσεως με χαμηλότερη δυναμικότητα σε σχέση με εκείνες των συνόρων των κόκκων.

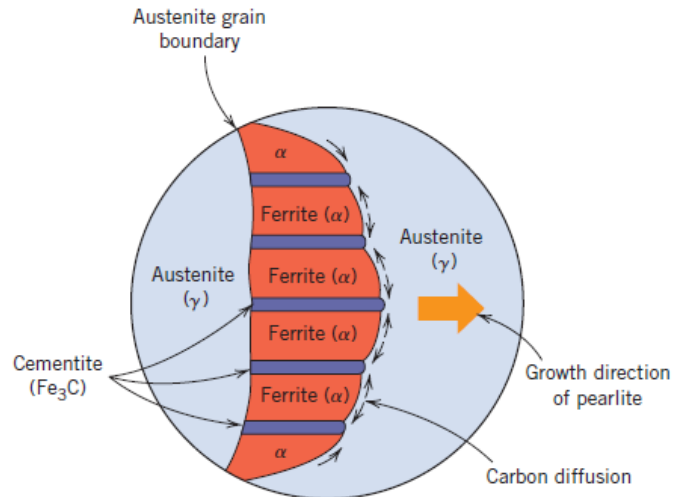
Σημειώνεται ότι η παρουσία κραματικών στοιχείων μεταβάλλει την κινητική του μετασχηματισμού, ανάλογα με το αν τα κραματικά στοιχεία έχουν α-φερογόνο ή γ-φερογόνα δράση.

II.4.2.2.2. Ο μετασχηματισμός ωστενίτη \rightarrow περλίτη ($\gamma \rightarrow \alpha + \text{Fe}_3\text{C}$)

Με την ψύξη του ωστενίτη κάτω από την ευτηκτοειδή θερμοκρασία (A_1) λαμβάνει χώρα ο περλιτικός μετασχηματισμός δηλαδή ο σχηματισμός περλίτη σύμφωνα με την ευτηκτοειδή αντίδραση. Μορφολογικά ο περλίτης εμφανίζει πλακοειδή δομή που σχηματίζεται με επαλληλία πλακιδίων φερρίτη και σεμεντίτη, όπου όμως η συνεχής φάση είναι ο φερρίτης. Επειδή ο λόγος των βαρών είναι 8:1, τα πλακίδια του φερρίτη είναι οκταπλάσιου πλάτους από εκείνο του σεμεντίτη, δεδομένου ότι έχουν περίπου ίδια ειδικά βάρη.

Ο περλιτικός μετασχηματισμός είναι ένας διαχυσιακός μετασχηματισμός, που πραγματοποιείται με πυρήνωση και ανάπτυξη. Η πυρήνωση του περλίτη είναι ετερογενής και πραγματοποιείται στα σύνορα των ωστενιτικών κόκκων.

Η πυρηνοποίηση λαμβάνει χώρα σε τρία στάδια. Αρχικά εμφανίζεται στα περατωτικά όρια των κόκκων της φάσης $\gamma\text{-Fe}$, ένας πυρήνα σεμεντίτη του οποίου ο κύριος άξονας ανάπτυξης είναι περίπου κάθετος προς τη διεπιφάνεια των κόκκων του $\gamma\text{-Fe}$ με ταυτόχρονο σχηματισμό ζώνης φτωχής σε άνθρακα εκατέρωθεν του πυρήνα του σεμεντίτη, μέσα στο στερεό διάλυμα $\gamma\text{-Fe}$. Σε δεύτερο στάδιο εμφανίζονται μέσα στις φτωχές σε άνθρακα ζώνες πυρήνες φάσης α που αναπτύσσονται παράλληλα με τον κρύσταλλο του σεμεντίτη με κάποια καθυστέρηση. Δεδομένου ότι το πλέγμα bcc της φάσης α του σιδήρου έχει μικρή δυνατότητα διάλυσης του άνθρακα, αυτοί οι α -πυρήνες απομακρύνουν τον άνθρακα προς τα έξω, γεγονός που προκαλεί την εμφάνιση εκατέρωθεν των πυρήνων του α , ζωνών εμπλουτισμένων σε άνθρακα, πάντοτε μέσα στην περιβάλλουσα δομή $\gamma\text{-Fe}$. Στο τρίτο στάδιο εμφανίζονται νέοι πυρήνες Fe_3C μέσα στις πλούσιες σε άνθρακα ζώνες του προηγούμενου σταδίου [6].



Εικόνα 22: Ανάπτυξη του περλίτη, [7]

Η συνολική κινητική του περλιτικού μετασχηματισμού περιγράφεται από την εξίσωση Johnson-Mehl-Avrami εάν ορίσουμε το ρυθμό πυρηνώσεως του περλίτη. Όσον αφορά την επίδραση της θερμοκρασίας σημειώνεται ότι για μικρή υπέρψυξη, η διάχυση είναι γρήγορη αλλά η κινούσα δύναμη για τον μετασχηματισμό είναι μικρή. Για μεγάλη υπέρψυξη, ισχύει το αντίστροφο.

Το ρυθμιστικό βήμα της διεργασίας είναι η διάχυση του άνθρακα στον ωστενίτη. Έτσι, στους απλούς ανθρακοχάλυβες ο περλίτης σχηματίζεται σχετικά γρήγορα. Η προσθήκη κραματικών στοιχείων επιβραδύνει τον μετασχηματισμό επειδή τα στοιχεία που συγκεντρώνονται στα σύνορα των ωστενιτικών κόκκων (π.χ. το B) επιβραδύνουν την πυρήνωση του περλίτη αλλά και επειδή τα στοιχεία που διαχωρίζονται στον φερρίτη και σεμεντίτη πρέπει να διαχυθούν κατά το μετασχηματισμό (π.χ Mn, Cr). [11]

10.3.4 Ο μετασχηματισμός ωστενίτη \rightarrow μαρτενσίτη ($\gamma \rightarrow M$)

Ο μαρτενσιτικός μετασχηματισμός λαμβάνει χώρα αθερμικά (athermally) κάτω από την θερμοκρασία της έναρξης του μαρτενσιτικού μετασχηματισμού (M_s). Η έκταση του μετασχηματισμού είναι ανάλογη με τον ρυθμό απόψυξης κάτω από την M_s και δεν εξαρτάται από τον χρόνο που είναι ο χάλυβας στην περιοχή αυτή. Ο μετασχηματισμός από ωστενίτη σε μαρτενσίτη προχωράει καθώς η θερμοκρασία μειώνεται κάτω από την M_s μέχρις ότου φτάσει την θερμοκρασία που σταματάει ο μαρτενσιτικός μετασχηματισμός (M_f), στο οποίο σημείο έχει μετασχηματιστεί 100% μαρτενσίτης. Ωστόσο, εάν η θερμοκρασία M_f είναι μικρότερη από την θερμοκρασία

δωματίου τότε μπορεί να υπάρχει κάποιος υπολειπόμενος ωστενίτης. Σημειώνεται ότι τα στοιχεία Cr, Mo, Al, Si, W, V που δεν είναι σταθεροποιητές γ προκαλούν μείωση στη θερμοκρασία M_s . Αυτό οφείλεται στο γεγονός ότι προκαλούν ισχυροποίηση στερεού διαλύματος στον ωστενίτη με αποτέλεσμα να παρεμποδίζεται η ολίσθηση των αταξιών που απαιτείται για τον σχηματισμό του μαρτενσιτικού πυρήνα. Έτσι, για την υπέρβαση αυτής της αντιστάσεως απαιτείται μεγαλύτερη χημική κινούσα δύναμη και επομένως η M_s μειώνεται.

Ο μαρτενσιτικός μετασχηματισμός είναι διατμητικός, δηλαδή πραγματοποιείται με συνεργατική μετατόπιση των όλων των ατόμων του πλέγματος, έτσι ώστε να διατηρείται πλήρης αντιστοιχία μεταξύ αρχικών και τελικών πλεγματικών θέσεων με τη διάχυση να παίζει μηδενικό ρόλο. Στην ουσία ο μαρτενσίτης σχηματίζεται με διάτμηση της μητρικής φάσεως (ωστενίτη) με την κινητική του μετασχηματισμού και τη μορφολογία του μαρτενσίτη να καθορίζονται από την ενέργεια παραμορφώσεως.

Οι πλάκες του μαρτενσίτη δείχνουν ισχυρή τάση να συγκροτούνται σε επίπεδες μορφές. Οι μορφές αυτές του μαρτενσίτη σε χάλυβες χαμηλού άνθρακα είναι παράλληλες στο επίπεδο $\{1\ 1\ 1\}_{\omega\sigma\tau\epsilon\nu\acute{\iota}\tau\eta}$ και σε χάλυβες υψηλού άνθρακα είναι παράλληλες στο επίπεδο $\{2\ 2\ 5\}_{\omega\sigma\tau\epsilon\nu\acute{\iota}\tau\eta}$. Επειδή ο μαρτενσιτικός μετασχηματισμός λαμβάνει χώρα μέσω ενός μηχανισμού διάτμησης και χωρίς διάχυση, η μορφολογία του μαρτενσίτη είναι ως επί το πλείστον ραβδοειδής ή πλακοειδής. [11]

II.4.2.2.3. Ο μετασχηματισμός ωστενίτη \rightarrow μπαινίτη ($\gamma \rightarrow B$)

Ο όρος μπαινίτης επινοήθηκε το 1934 προς τιμήν του Bain για να περιγράψει την βελονοειδή μορφή του συνόλου του φερρίτη και των καρβιδίων που εμφανίζονται στους χάλυβες από την αποσύνθεση του ωστενίτη πάνω από την θερμοκρασία M_s αλλά κάτω από εκείνη του σχηματισμού του περλίτη μέσω είτε ισοθερμοκρασιακού μετασχηματισμού είτε συνεχούς ψύξης.

Ο μπαινιτικός μετασχηματισμός παρουσιάζει σημαντικές δυσκολίες στη μελέτη του, διότι τις περισσότερες φορές, ειδικότερα στους ανθρακοχάλυβες, υπάρχει επικάλυψη με τον περλιτικό μετασχηματισμό. Όμως με την προσθήκη κραματικών στοιχείων, οι δύο μετασχηματισμοί διαχωρίζονται θερμοκρασιακά. Ένας άλλος παράγοντας που δυσκολεύει την μελέτη του μπαινιτικού μετασχηματισμού είναι η διπλή του φύση, συνδυάζει δηλαδή χαρακτηριστικά τόσο διαχυτικών μετασχηματισμών με πυρήνωση και ανάπτυξη όσο και μαρτενσιτικών μετασχηματισμών.

Ο μπαινίτης, όπως και ο περλίτης, είναι μίγμα φάσεων φερρίτη (μπαινιτικού φερρίτη) και καρβιδίου του σιδήρου. Αυτό σημαίνει ότι κατά τον μετασχηματισμό, ο άνθρακας κατανέμεται διαφορετικά στις δύο φάσεις, γεγονός που απαιτεί διάχυση του άνθρακα. Στο σημείο αυτό ο μπαινιτικός μετασχηματισμός διαφέρει από τον μαρτενσιτικό μετασχηματισμό. Μία ακόμα διαφορά είναι ότι ο μπαινιτικός μετασχηματισμός δεν είναι αθερμικός. Όταν πραγματοποιείται ισόθερμα, το ποσοστό του μπαινίτη που σχηματίζεται εξαρτάται από τον χρόνο. Υπάρχουν όμως και ομοιότητες με τον μαρτενσιτικό μετασχηματισμό. Ο μπαινιτικός φερρίτης αναπτύσσεται σε πλακίδια και παρουσιάζει την χαρακτηριστική βελονοειδή μορφή του μαρτενσίτη. Επιπλέον, κατά το μπαινιτικό μετασχηματισμό παρατηρούνται επίσης σημαντικές διατμητικές παραμορφώσεις του πλέγματος, όπως και στον μαρτενσιτικό μετασχηματισμό. Ωστόσο, η ανάπτυξη των μπαινιτικών πλακιδίων είναι πολύ πιο αργή από αυτή των μαρτενσιτικών, λόγω του χρόνου που απαιτείται για να πραγματοποιηθεί η διάχυση του άνθρακα.

Όπως έχει προαναφερθεί ο μπαινίτης διακρίνεται σε ανώτερο και κατώτερο. Ο ανώτερος μπαινίτης σχηματίζεται σε δύο στάδια. Αρχικά πραγματοποιείται η πυρήνωση και ανάπτυξη λεπτών πλακιδίων μπαινιτικού φερρίτη (α_B), με παράλληλο εμπλουτισμό του ωστενίτη σε άνθρακα, αφού η στερεά διαλυτότητα του άνθρακα στον φερρίτη είναι πολύ μικρή. Στο δεύτερο στάδιο ο εμπλουτισμός του ωστενίτη σε άνθρακα οδηγεί στην καθίζηση σεμεντίτη μεταξύ των πλακιδίων του φερρίτη. Η χαλάρωση των μεγάλων παραμορφώσεων που αναπτύσσονται γίνεται με πλαστική παραμόρφωση του ωστενίτη, του οποίου η αντοχή είναι χαμηλή στις υψηλές θερμοκρασίες μετασχηματισμού. Λόγω της πλαστικής παραμορφώσεως, η πυκνότητα αταξιών στον ωστενίτη αυξάνεται με αποτέλεσμα να παρεμποδίζεται η μετακίνηση των ολισθήσιμων διεπιφανειών μπαινιτικού φερρίτη/ωστενίτη και να σταματά η ανάπτυξη των πλακιδίων. Έτσι, κάθε μπαινιτική δεσμίδα έχει περιορισμένο μέγεθος αρκετά μικρότερο από το μέγεθος του ωστενιτικού κόκκου. Η σχέση προσανατολισμού μεταξύ μπαινιτικού φερρίτη (α_B) και ωστενίτη (γ) είναι κατά Kurdjumov-Sachs: $\{111\}_\gamma // \{110\}_{\alpha_B}$, $\langle 1 \bar{1} 0 \rangle_\gamma / \langle 1 \bar{1} 1 \rangle_{\alpha_B}$ ενώ η σχέση προσανατολισμού μεταξύ σεμεντίτη και ωστενίτη είναι κατά Pitsch: $[001]_{Fe_3C} // [2\bar{2}5]_\gamma$, $[010]_{Fe_3C} // [\bar{1}\bar{1}0]_\gamma$, $[100]_{Fe_3C} // [5\bar{5}4]_\gamma$.

Η σημαντικότερη διαφορά κατά το μετασχηματισμό προς κατώτερο μπαινίτη είναι ότι κατά την ανάπτυξη του φερρίτη, εκτός από τον εμπλουτισμό του ωστενίτη σε

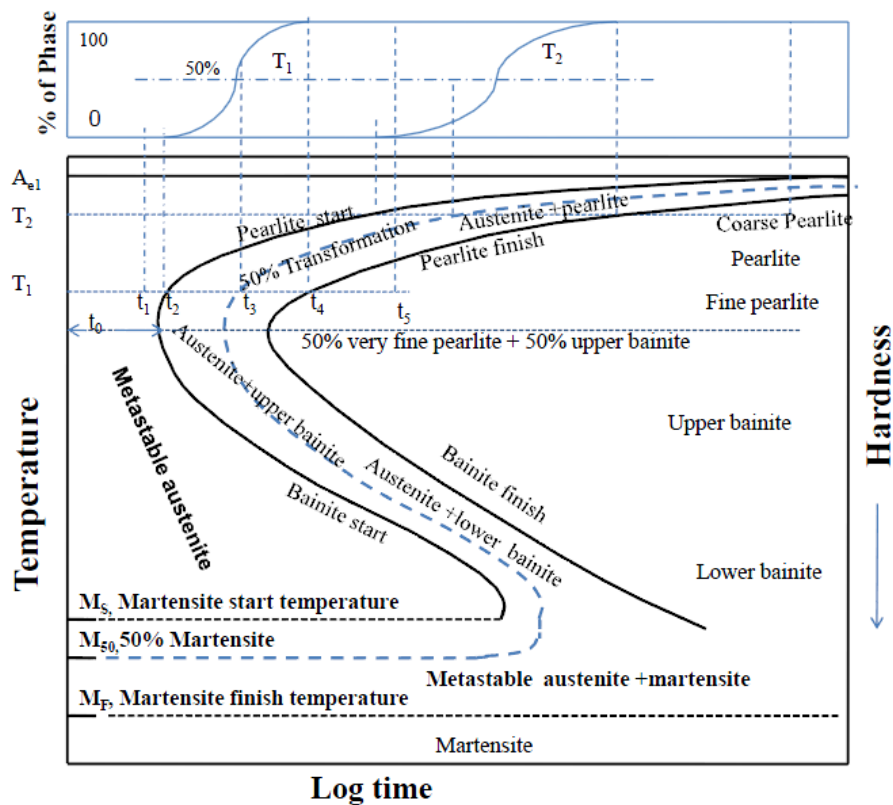
άνθρακα, λαμβάνει χώρα και καθίζηση σεμεντίτη μέσα στον φερρίτη. Η σχέση προσανατολισμού μεταξύ σεμεντίτη και μπαινιτικού φερρίτη είναι σε τρεις παραλλαγές κατά Bagaryatski: $[001]_{Fe_3C} // [\bar{1}01]_{\alpha_B}$, $[100]_{Fe_3C} // [111]_{\alpha_B}$, $[010]_{Fe_3C} // [\bar{1}2\bar{1}]_{\alpha_B}$. Κάθε πλακίδιο μπαινίτη αναπτύσσεται σε πάχος και μήκος με την αύξηση στις διαστάσεις και στις δυο κατευθύνσεις περίπου γραμμική με τον χρόνο. Τα καρβίδια δε φυτρώνουν στις κορυφές των αναπτυσσόμενων μπαινιτικών πλακιδίων, και τα καρβίδια αυτά αναπτύσσονται κατά μήκος καθώς τα πλακίδια παχαίνουν [23], [11].

II.4.2.3. Ισοθερμοκρασιακός μετασχηματισμός- Διαγράμματα TTT

Το διάγραμμα ισοθερμικού μετασχηματισμού, εναλλακτικά γνωστό ως διάγραμμα χρόνου-θερμοκρασίας-μετασχηματισμού (TTT), αντιπροσωπεύει τη σχέση χρόνου-θερμοκρασίας για την αποσύνθεση του ωστενίτη. Στα διαγράμματα αυτά, η θερμοκρασία είναι η τεταγμένη σε γραμμική κλίμακα, ο χρόνος είναι η τετμημένη, και αναπαριστάται σε λογαριθμική κλίμακα. Με τον τρόπο αυτό υποδηλώνονται οι χρόνοι που απαιτούνται για να ξεκινήσει και να ολοκληρωθεί ο μετασχηματισμός του ωστενίτη σε διάφορες μικροδομές υπό συνθήκες σταθερής θερμοκρασίας. [24]

Τα διαγράμματα TTT συνήθως παράγονται με μια διαδικασία θερμικής κατεργασίας. Αρχικά γίνεται ωστενιτοποίηση των δειγμάτων χάλυβα στην κατάλληλη θερμοκρασία για κάθε διαφορετικό κράμα, έπειτα τα δείγματα μεταφέρονται γρήγορα σε ένα λουτρό άλατος (salt bath), κρατώντας τα εκεί για συγκεκριμένες χρονικές περιόδους και τέλος γίνεται μια τελική ψύξη με νερό. Άλλες τεχνικές που μπορούν να χρησιμοποιηθούν εκτός από το λουτρό άλατος είναι η διαστολομετρία, η μέθοδος ηλεκτρικής αντίστασης, η ανάλυση της μαγνητικής διαπερατότητας, in-situ τεχνικές όπως π.χ. X-ray, η ακουστική εκπομπή, τεχνικές θερμικής μέτρησης και τεχνικές μέτρησης της πυκνότητας. Η μικροδομή του κάθε δείγματος μετά την τελική ψύξη εξετάζεται για να προσδιοριστεί το χρονικό σημείο που αρχίζει ο μετασχηματισμός σε φερρίτη, περλίτη ή μπαινίτη και ο ρυθμός με τον οποίο ο μετασχηματισμός εξελίσσεται με την αύξηση του χρόνου παραμονής στην ισοθερμοκρασιακή περιοχή.

Οι χρόνοι για την επίτευξη ενός ορισμένου βαθμού μετασχηματισμού (π.χ. 5%, 50%, 95%) απεικονίζονται, σχηματίζοντας καμπύλες που αντιπροσωπεύουν τις κινητικές μετασχηματισμού. Το σχήμα δείχνει ένα παράδειγμα ενός διαγράμματος TTT απλού ευτηκτικού χάλυβα.



Εικόνα 23: Διάγραμμα χρόνου-θερμοκρασίας-μετασηματισμού (TTT) για ευτηκτοειδή χάλυβα, [25]

Κοντά στην ευτηκτοειδή θερμοκρασία (723 °C), η υπόψυξη (undercooling) είναι χαμηλή και έτσι η κινητήρια δύναμη (driving force) για το μετασηματισμό είναι μικρή. Ωστόσο, όσο η υπόψυξη αυξάνει, ο μετασηματισμός επιταχύνεται μέχρι να πιάσει το ανώτατο όριο που θερμοδυναμικά μπορεί, δηλαδή στη «μύτη» της καμπύλης. Κάτω από αυτή τη θερμοκρασία η κινητήρια δύναμη για τον μετασηματισμό εξακολουθεί να αυξάνεται, αλλά η αντίδραση τώρα παρεμποδίζεται από την αργή διάχυση που υπάρχει. Αυτός είναι ο λόγος που η καμπύλη TTT παίρνει ένα σχήμα "C" με ταχύτερη συνολική μετατροπή σε κάποια ενδιάμεση θερμοκρασία.

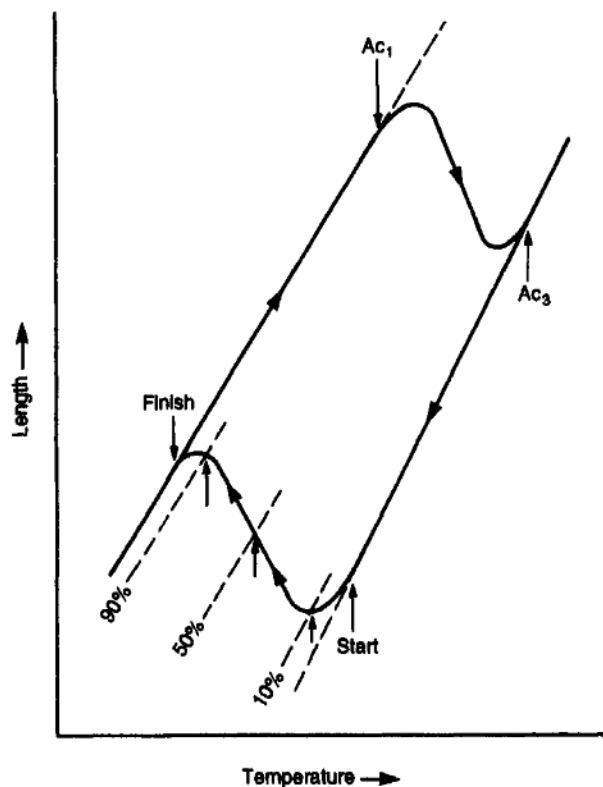
Όπως αναφέρθηκε παραπάνω, μέσω των ισοθερμοκρασιακών κατεργασιών μπορούμε να πάρουμε φερρίτη, σεμεντίτη, περλίτη και ανώτερο και κατώτερο μαινίτη. Κάθε ένα από αυτά τα προϊόντα συνδέονται με ένα ξεχωριστό μετασηματισμό από τον αστενίτη, με ένα μέγιστο ρυθμό μετασηματισμού σε μια συγκεκριμένη θερμοκρασία, η οποία αντιστοιχεί στη μύτη του διαγράμματος TTT της C-σχήματος καμπύλης του. Η ανάλυση του μεγάλου αριθμού των δημοσιευμένων διαγραμμάτων TTT αποκαλύπτει την συχνή παρουσία αρκετών τέτοιων μυτών, υποδεικνύοντας ότι κάθε μετασηματισμός έχει το δικό του μηχανισμό. Στην πραγματικότητα, οι

περισσότερες καμπύλες TTT έχουν δύο κύριες μύτες, που αντιστοιχούν στον περλιτικό και μπαινιτικό μετασχηματισμό. Ωστόσο, σε πολλούς ανθρακούχους χάλυβες, οι μετασχηματισμοί συμβαίνουν σχεδόν αμέσως και το σημείο εκκίνησής τους δεν είναι σαφώς καθορισμένο. Αυτό συμβαίνει στις περισσότερες καμπύλες, που έχουν παραχθεί αρκετά χρόνια πριν με όχι και τόσο καλές πειραματικές τεχνικές. Σε αυτές τις περιπτώσεις οι διάφορες καμπύλες επικαλύπτονται συνεχώς και είναι πολύ δύσκολο να αναγνωριστεί ποια είναι η σωστή σε κάθε περίπτωση (υποθέτοντας ότι υπάρχουν ουσιαστικά περισσότεροι του ενός μετασχηματισμοί). [24]

II.4.2.4. Διαγράμματα συνεχούς ψύξης CCT

Οι περισσότερες θερμικές κατεργασίες χάλυβων πραγματοποιούνται με συνεχή ψύξη και όχι με ισοθερμική μετατροπή από τη θερμοκρασία ωστενιτοποίησης σε θερμοκρασία δωματίου. Είναι λοιπόν αναγκαίο να υπάρχει ένα διάγραμμα συνεχούς ψύξης, το οποίο θα αντιπροσωπεύει την πρόοδο του μετασχηματισμού του ωστενίτη σε άλλες φάσεις ως συνάρτηση του ρυθμού ψύξης. Αυτού του είδους τα διαγράμματα μας επιτρέπουν να προβλέψουμε την μικροδομή και τις τελικές μηχανικές ιδιότητες του εξεταζόμενου χάλυβα.

Η συνηθέστερη πειραματική μέθοδος για την παραγωγή διαγραμμάτων CCT είναι η διαστολομετρία. Τα διαγράμματα CCT παράγονται από μια σειρά από δεδομένα θερμοκρασίας και αλλαγής του μήκους των δειγμάτων. Το δείγμα θερμαίνεται αργά μέχρι την ωστενιτική περιοχή και η καμπύλη θέρμανσης παρέχει τη δυνατότητα για τον προσδιορισμό των θερμοκρασιών A_{c1} και A_{c3} . Το δείγμα στη συνέχεια ψύχεται με ένα προκαθορισμένο ρυθμό ψύξης και η αρχή και το τέλος του μετασχηματισμού μπορούν να προσδιορισθούν, από την αρχική απόκλιση από την καμπύλη ψύξης και την επακόλουθη συμμόρφωση με την καμπύλη θέρμανσης, αντιστοίχως. Αυτή η διαδικασία επαναλαμβάνεται για μια σειρά από ρυθμούς ψύξης, που κυμαίνονται από την προσομοίωση της απόσβεσης του φυσικού αερίου σε μία ράβδο μικρής διαμέτρου μέχρι εκείνης στην ψύξη ενός κλιβάνου. Το παρακάτω σχήμα απεικονίζει την μεταβολή στο μήκος ενός δοκιμίου κατά την διάρκεια πειράματος διαστολομετρίας που δείχνει την μεταβολή από ωστενίτη σε μια άλλη φάση του χάλυβα και μπορεί να είναι πολύ χρήσιμο στην παρασκευή διαγραμμάτων CCT.



Εικόνα 24: Διάγραμμα αλλαγής του μήκους κατά την διάρκεια μιας θερμικής κατεργασίας που γίνεται σε διαστολόμετρο σε δείγμα χάλυβα

Υπάρχουν δύο τύποι διαγραμμάτων συνεχούς ψύξης (CCT) που χρησιμοποιούνται για πρακτικούς λόγους:

- Διαγράμματα Θερμοκρασίας-χρόνου στα οποία ο χρόνος ψύξεως σχεδιάζεται στον άξονα x σε λογαριθμική κλίμακα.
- Διαγράμματα θερμοκρασίας-διαμέτρου ράβδου χάλυβα, τα οποία δείχνουν διαφορετικά μεγέθη ραβδών που ψύχονται σε αέρα, λάδι και νερό ψύξης.

II.5.Ultra- fast Annealing (UFA)

Το Ultra Fast Annealing είναι μια πρόσφατη τεχνική θερμικής κατεργασίας στην οποία το στάδιο της θέρμανσης διεξάγεται σε πολύ σύντομο χρόνο (nano-/pico-/ or femto second range). Σε σύγκριση με τις συμβατικές θερμικές κατεργασίες σε λουτρό αλάτων όπου ο χρόνος θέρμανσης είναι κάποια δευτερόλεπτα ή την ταχεία θερμική κατεργασία με χρήση μηχανής συγκολλήσεως όπου η θέρμανση διαρκεί κάποια millisecond, η διαδικασία του UFA μπορεί να απαιτεί υψηλότερους ρυθμούς θέρμανσης.

Στον παρακάτω πίνακα παρουσιάζονται οι συγκριτικές διαφορές μεταξύ της συνεχούς ανόπτησης και του UFA.

Πίνακας 1: Συγκριτικός Πίνακας Συνεχούς Ανόπτησης και Υπερταχείας Ανόπτησης

	Ρυθμός Θέρμανσης (°C/s)	Θερμοκρασία Ανόπτησης (°C)	Χρόνος Παραμονής (s)	Ρυθμός Ψύξης (°C/s)
Συνεχής Ανόπτηση	10-50	700-800	30	10-100
UFA	100-1000	800-1000	0-5	100-300

Η τεχνική του UFA προσφέρει ακόμη πλεονεκτήματα ως προς τη βιομηχανική της εφαρμογή. Οι υπάρχουσες γραμμές ανόπτησης θα μπορούσαν να αυξήσουν την δυναμικότητά τους μέσω της μείωσης του χρόνου που απαιτείται για στο στάδιο της θέρμανσης αλλά και οι μελλοντικές γραμμές ανόπτησης θα μπορούσαν να γίνουν πολύ πιο σύντομες. Επιπλέον μέσω του UFA δίνεται η δυνατότητα ανάπτυξης νέων κατηγοριών χαλύβων.

II.5.1. Τεχνικές

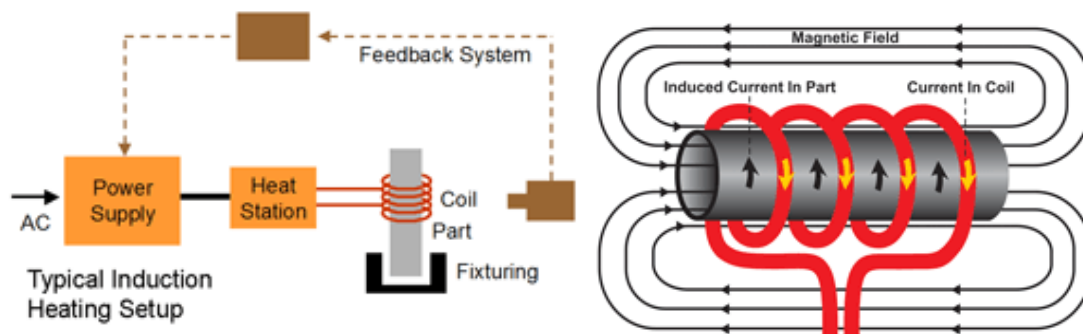
Η ταχεία ανόπτηση απαιτεί μεγάλα ποσά ενέργειας τα οποία μπορούν να επιτευχθούν με διάφορους τρόπους. Οι κύριες μέθοδοι θέρμανσης που χρησιμοποιούνται βασίζονται στην επαγωγή, στο φαινόμενο Joule και στην εξωτερική θέρμανση και είναι η έμμεση θέρμανση με πυρίμαχο στοιχείο, η θέρμανση με αντίσταση, η επαγωγική θέρμανση, η θέρμανση με χρήση δέσμης ηλεκτρονίων καθώς και η θέρμανση με τόξο ή heat source imaging και τεχνικές plasma. Με τις τελευταίες τρεις να έχουν περιορισμένη εφαρμογή λόγω των περιορισμών που έχουν ως προς το ρυθμό θέρμανσης και τη μεταφορά θερμότητας.

II.5.1.1. Επαγωγική θέρμανση

Η επαγωγική θέρμανση βασίζεται στην θερμότητα που αναπτύσσεται σε ένα μεταλλικό υλικό, το οποίο περιβάλλεται από πηνίο που διαρρέεται από ρεύμα. Ως γνωστόν η ροή ρεύματος στο πηνίο έχει ως αποτέλεσμα την παραγωγή μαγνητικού πεδίου, το οποίο όταν διαπερνά το μεταλλικό υλικό που βρίσκεται στο κενό χώρο του πηνίου οδηγεί στη δημιουργία ρευμάτων Eddy, σύμφωνα με τον νόμο του Faraday και λόγω της ηλεκτρικής αντίστασης του μεταλλικού υλικού οδηγούν στην αύξηση της θερμοκρασίας του. Το φαινόμενο αυτό είναι γνωστό ως φαινόμενο Joule. Επιπρόσθετη θερμότητα παράγεται στα μαγνητικά υλικά μέσω της υστέρησης. Τα μαγνητικά υλικά από τη φύση τους δρουν ως ηλεκτρικές αντιστάσεις στις απότομες

αλλαγές του μαγνητικού πεδίου στο εσωτερικό του πηνίου. Αυτή η αντίσταση παράγει εσωτερική τριβή, η οποία με τη σειρά της παράγει θερμότητα.

Κατά τη διαδικασία θέρμανσης του υλικού, το πηνίο και το μεταλλικό υλικό δεν έρχονται σε επαφή, ούτε είναι παρόντα καύσιμα αέρια. Το υλικό προς θέρμανση δύναται να βρίσκεται βυθισμένο σε ρευστό, επικαλυμμένο με ουσίες που το απομονώνουν, σε ατμόσφαιρα αερίων καθώς ακόμη και υπό κενό. [26]



Εικόνα 25: Διάταξη επαγωγικής θέρμανσης με σχεδιασμένο το παραγόμενο μαγνητικό πεδίο

Η χρήση της επαγωγικής θέρμανσης σε μια συνεχή γραμμή ανόπτησης, σε σύγκριση με τη χρήση της συμβατικής θέρμανσης σε φούρνο φυσικού αερίου προσφέρει μεγαλύτερη ευελιξία καθώς και υψηλότερους ρυθμούς θέρμανσης. Πιο συγκεκριμένα κατά την ανόπτηση ελασμάτων, η χρήση πηνίου με οριζόντιο προσανατολισμό προσφέρει οικονομική μεταφορά ενέργειας στο έλασμα υπό την προϋπόθεση ότι η θερμοκρασία δεν ξεπερνά τη θερμοκρασία Curie. Σε αντίθεση με τη χρήση πηνίου με κατακόρυφο προσανατολισμό επιτρέπει την διατήρηση του υψηλού ρυθμού θέρμανσης πέρα από το σημείο Curie, όπως εμπεριέχει μεγαλύτερο λειτουργικό κόστος. Ο ρυθμός θέρμανσης και η θερμοκρασία ανόπτησης ορίζονται από την ταχύτητα τροφοδοσίας του ελάσματος, το πάχος του ελάσματος καθώς και τις παραμέτρους του πηνίου. Η τεχνολογία επιτρέπει την γρήγορη αλλαγή αυτών των παραμέτρων καθιστώντας έτσι την επαγωγική θέρμανση ιδιαίτερα ευέλικτη.

Κύριο μειονέκτημα της επαγωγικής θέρμανσης κατά την ταχεία ανόπτηση είναι η θερμική ανομοιογένεια κατά μήκος του ελάσματος. Ωστόσο η χρήση μαγνητικών οθονών και concentrators μπορεί να περιορίσει τις μεταβολές του θερμικού προφίλ στο 3%.

Η τεχνική "Flash" βασίζεται επίσης στην επαγωγική θέρμανση με το επιπρόσθετο στάδιο της ταχείας ψύξης. Μελέτες έχουν δείξει ότι οι περισσότερο χαμηλού άνθρακα χάλυβες αποδίδουν μαινιτικές μικροδομές μετά τη διαδικασία flash, με τα κραματικά στοιχεία να παίζουν δευτερεύοντα ρόλο στο μετασχηματισμό. Το οφέλος αυτής της διαδικασίας είναι η σύντομη διάρκειά της καθώς και ότι όλα τα στάδια ανόπτησης συμπυκνώνονται σε ένα, ωστόσο μειονεκτεί ως προς την απαίτηση για εξαιρετικό προσδιορισμό των παραμέτρων, όπως είναι η ταχύτητα.

II.5.1.2. Θέρμανση με ηλεκτρική αντίσταση

Η θέρμανση με ηλεκτρική αντίσταση, τεχνική που αξιολογεί και στα μηχανήματα τύπου Gleeble και βασίζεται στο νόμο του Joule, είναι μια σύνθετη τεχνική καθώς οι φυσικές ιδιότητες των υλικών είναι θερμικά επηρεαζόμενες. Αν και οι σχέσεις μεταξύ των ιδιοτήτων και των παραμέτρων της διαδικασίας δεν είναι γραμμικές, οι μεταβολές στις ιδιότητες είναι ανάλογες, επιτρέποντας έτσι τη σύγκριση της επίδρασης διαφορετικών θερμικών κατεργασιών στην ίδια θερμοκρασιακή περιοχή.

II.5.2. Επιρροή του ρυθμού θέρμανσης

Ο ρυθμός θέρμανσης παίζει σημαντικό ρόλο στα φαινόμενα που διέπουν κάθε θερμική κατεργασία. Η υπερταχεία ανόπτηση ("ultra fast annealing") επηρεάζοντας την μικροδομή κατά την ανακρυστάλλωση καθώς και τους μετασχηματισμούς φάσης αλλά και την μεταξύ τους αλληλεπίδραση οδηγεί στη λήψη προϊόντων με καλύτερες μηχανικές ιδιότητες. Αυτές οι καλύτερες μηχανικές ιδιότητες οφείλονται στην πολύ καλή εκλέπτυνση του κόκκου (refinement), η οποία με τη σειρά της ανάλογα με τον τύπο του χάλυβα έχει διαφορετικές απαιτήσεις ως προς τις παραμέτρους για να πραγματοποιηθεί.

Για παράδειγμα, στους χάλυβες χωρίς κραματικά στοιχεία (Extra-low Carbon (ELC)), οι Ultra-low Carbon (ULC) και οι Interstitial Free (IF) η δομή των κόκκων και τα αποτελέσματα της ανακρυστάλλωσης δεν επηρεάζονται σημαντικά με την αύξηση του ρυθμού θέρμανσης ή τη συντόμευση του χρόνου παραμονής ("soaking time") [27]. Όσον αφορά τους αποξειδωμένους χάλυβες χαμηλού άνθρακα τα αποτελέσματα εξαρτώνται στενά από τις παραμέτρους της διαδικασίας [28]. Αναφέρεται ότι για τους υψηλούς αντοχής χάλυβες με μεσαίο άνθρακα, η αύξηση του ρυθμού θέρμανσης οδηγεί στην αύξηση της θερμοκρασίας ανακρυστάλλωσης και μετασχηματισμού [29], [27]. Είναι εμφανές ότι οι αρχές πίσω από την υπερταχεία ανόπτηση δεν είναι ακόμη

ξεκάθαρες μιας και η πρόβλεψη της δομής του προϊόντος παραμένει δύσκολη και πολλές παράμετροι παίζουν καθοριστικό ρόλο.

II.5.2.1. Στην Ανακρυστάλλωση και Επαναφορά

Οι interstitial free (IF) χάλυβες θα παρουσιάσουν εκλέπτυνση κόκκου μετά την φερριτική ανόπτηση με υψηλούς ρυθμούς θέρμανσης, ωστόσο η ανόπτηση στην ωστενιτική περιοχή θα έχει ως αποτέλεσμα πιο ευμεγέθης κόκκους. Αυτό εξηγείται από την παρουσία ετερογενώς διασκορπισμένων καρβιδίων του τιτανίου μέσα στο μητρικό υλικό ή καρβίδια άλλων ατόμων, τα οποία δρουν ως σημεία φύτρωσης. [30] Επειδή τα σημεία αυτά είναι τυχαία διασκορπισμένα μέσα στη μήτρα και όχι πολλά σε αριθμό, η παραγόμενη μικροδομή θα είναι σχετικά πιο ευμεγέθης.

Σύμφωνα με τον Reis κατά την ανακρυστάλλωση ο ρυθμός ανάπτυξης των κόκκων αυξάνει με την αύξηση του ρυθμού θέρμανσης. Ωστόσο τα αποτελέσματα αυτής της τάσης μπορούν να αντισταθμίζονται από φαινόμενα εκλέπτυνσης λόγω της αλλαγής στον ρυθμό φύτρωσης με τον αυξανόμενο ρυθμό θέρμανσης. Επιπλέον σύμφωνα με την έρευνα των Senuma και Lucas σε ultralow carbon ελάσματα χάλυβα, η αύξηση του ρυθμού θέρμανσης θα αυξήσει την θερμοκρασία ανακρυστάλλωσης, καθυστερώντας ουσιαστικά την ανακρυστάλλωση να πραγματοποιηθεί [27], [31]. Ωστόσο ο Senuma εντόπισε ότι η υπολογισμένη θερμοκρασία ανακρυστάλλωσης είναι υψηλότερη της πειραματικά προσδιοριζόμενης τιμής. Αυτό το φαινόμενο εξηγείται από τη μειωμένη παρουσία ατόμων C και N εν διαλύσει καθώς και AlN προϊόντων, με αποτέλεσμα η ενέργεια θερμικής ενεργοποίησης να είναι μειωμένη και έτσι η θερμοκρασία ανακρυστάλλωσης να είναι τελικά χαμηλότερη της αναμενόμενης. Επιπλέον, σε υψηλότερους ρυθμούς θέρμανσης η κίνηση των διαταραχών είναι σχετικά πιο εύκολη, με αποτέλεσμα να ενισχύεται η ανακρυστάλλωση. Από τις παραπάνω μελέτες γίνεται εμφανές ότι κατά την ανακρυστάλλωση λαμβάνουν χώρα αντιφατικά μεταξύ τους φαινόμενα.

Ο Semuna στην μελέτη του για την ανακρυστάλλωση εντόπισε ακόμη ότι οι κύριοι προσανατολισμού του ιστού της ανακρυστάλλωσης ασθενούν όταν ο ρυθμός θέρμανσης αυξάνεται [31]. Πιο συγκεκριμένα η αύξηση του ρυθμού θέρμανσης επηρεάζει κυρίως το αρχικό στάδιο της φύτρωσης, καθιστώντας τη διαδικασία αυτή λιγότερο εξαρτώμενη από την αποθηκευμένη ενέργεια των διαφορετικής κατεύθυνσης παραμορφωμένων κόκκων. Έτσι, η ανακρυστάλλωση κατά την υπερταχεία ανόπτηση λαμβάνει χώρα σε μεγαλύτερη θερμοκρασία, με αποτέλεσμα

όλοι οι κόκκοι να είναι εξίσου πρόσφοροι για φύτευση και ο παράγοντας του προσανατολισμού να παίζει ελάχιστο ρόλο. Επιπλέον, όσον αφορά στη φύτευση, αξίζει να σημειωθεί ότι οι θέσεις φύτευσης επηρεάζονται από τον υψηλότερο ρυθμό θέρμανσης, καθώς τα φύτρα εντοπίζονται στα όρια των κόκκων αλλά και κοντά σε καρβίδια. Αυτό το αποτέλεσμα έλαβαν ακόμη και οι L'νον, Staub και Cieslak [32], οι οποίοι μελέτησαν τη μείωση της ικανότητας εφελκυσμού ενός αποξειδωμένου χάλυβα μετά από γρήγορη θέρμανση και ταχεία ψύξη.

Στους αποξειδωμένους χαμηλού άνθρακα χάλυβες παρουσιάζεται μικρή αλληλεπίδραση μεταξύ της ανακρυστάλλωσης και του μετασχηματισμού φάσης για ρυθμούς θέρμανσης μικρότερους των $1000^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ όπως συμπεραίνεται από τη μελέτη των Massardier και Fabrègue [28]. Ωστόσο, η παρουσία του άνθρακα θα επηρεάσει τόσο την ανακρυστάλλωση αλλά και τον μετασχηματισμό φάσης ως προς τη συνεισφορά τους στην εκλέπτυνση του κόκκου. Εάν η θερμοκρασία είναι μικρότερη της κρίσιμης A_{c1} τότε η εκλέπτυνση του κόκκου θα πραγματοποιηθεί λόγω της παρεμπόδισης των πρόσφατα ανακρυσταλλωμένων φερριτικών κόκκων από τα ομοιόμορφα διεσπαρμένα καρβίδια. Όταν η θέρμανση γίνεται στην ενδοκρίσιμη περιοχή τότε τα φύτρα που προκύπτουν από τον μετασχηματισμό φάσης θα σχηματιστούν κοντά στα καρβίδια επειδή η περιεκτικότητα σε άνθρακα θα είναι υψηλότερη εκεί. Εάν αυτά τα σωματίδια είναι ομοιογενώς διεσπαρμένα και λεπτομερή τότε τα παραγόμενα φύτρα ωστενίτη θα είναι μικρότερα αποδίδοντας μια εκλεπτυσμένη δομή μετά το διπλό μετασχηματισμό.

Όσον αφορά στους κατεργάσιμους υψηλούς αντοχής χάλυβες, η ποσότητα του ωστενίτη μειώνεται σε υψηλότερους ρυθμούς θέρμανσης λόγω των εκτός ισορροπίας συνθηκών. Απαιτείται, έτσι, χρόνος παραμονής μεγαλύτερος των 20s ώστε να μειωθεί η επίδραση του ρυθμού θέρμανσης στις κρίσιμες θερμοκρασίες. Η ενδοκρίσιμη ανόπτηση έχει ως αποτέλεσμα τη λήψη μεγαλύτερων τιμών αντοχής ενώ διατηρεί την ολκιμότητα σε καλά επίπεδα σε σύγκριση με την ωστενιτική ανόπτηση. Η ενδοκρίσιμη ανόπτηση θα έχει ως αποτέλεσμα ο ωστενίτης να έχει μεγαλύτερη περιεκτικότητα σε άνθρακα στην αρχή της ισοθερμοκρασιακής παραμονής, επειδή ο χρόνος της διάχυσης του άνθρακα μειώνεται [27]. Επιπλέον, το μέγεθος του κόκκου θα είναι σχετικά μειωμένο με την εφαρμογή υψηλότερου ρυθμού θέρμανσης.

Για τους χάλυβες με μεσαία περιεκτικότητα σε άνθρακα, η άυξηση του ρυθμού θέρμανσης θα καταστείλει την ανακρυστάλλωση με τέτοιο τρόπο που ο

μετασχηματισμός φάσης θα λάβει χώρα πριν την ολοκλήρωση της ανακρυστάλλωσης, διατηρώντας έτσι μια μερικώς παραμορφωμένη και επαναφερμένη μικροδομή. Αυτή η μικροδομή παρέχει περισσότερες πιθανές θέσεις φύτρωσης για τον μετασχηματισμό φάσης, οδηγώντας έτσι σε πιο εκλεπτυσμένη μικροδομή, όπως αναφέρουν οι R. Petrov και L. Kestens [29], [33]. Με τον υψηλότερο ρυθμό θέρμανσης ο μετασχηματισμός φάσης θα εντοπίζεται κυρίως στα "sub-grain" όρια της επαναφερμένης μήτρας.

II.5.2.2. Στους Μετασχηματισμούς Φάσεων

Σύμφωνα με την έρευνα των Massardier και Fabrègue [28] η υπερταχεία ανόπτηση μιας αρχικής ετερογενούς μικροδομής με ευμεγέθη καρβίδια οδηγεί σε μικροδομή με αυξανόμενο μέγεθος κόκκου όσο μεγαλύτερη είναι η θερμοκρασία ανόπτησης. Το φαινόμενο αυτό μπορεί να αποδοθεί στο ότι η διάλυση των διασκορπισμένων καρβιδίων δημιουργεί πλούσιες σε άνθρακα ωστενιτικές ζώνες, οι οποίες δρουν διαφορετικά οδηγώντας σε φάσεις εκτός ισορροπίας κατά την ταχεία απόψυξη. Το ίδιο φαινόμενο παρατηρείται και όταν εισάγεται στάδιο παραμονής σε συγκεκριμένη θερμοκρασία. Συμπεραίνεται, έτσι, από τους ερευνητές ότι οι σημαντικότεροι παράγοντες για εκλέπτυνση κόκκου μέσω της υπερταχείας ανόπτησης είναι η κατανομή και το μέγεθος των καρβιδίων σιδήρου στον φερρίτη. Η υπερταχεία ανόπτηση έχει επιπλέον επίδραση στη φύτρωση κατά τον μετασχηματισμό φάσης προς ωστενίτη. Οι μετασχηματισμένοι κόκκοι θα είναι πιο εκλεπτυσμένοι δεδομένου ότι τα σημεία φύτρωσής τους είναι τα όρια κόκκων των ήδη εκλεπτυσμένων ανακρυσταλλωμένων κόκκων φερρίτη. Επιπλέον, οι νέοι μικροί κόκκοι ωστενίτη σχηματίζονται σε υψηλότερη θερμοκρασία ανόπτησης λόγω της πιο ομοιογενούς σύστασης του εν διαλύσει άνθρακα. Αυτή η πιο ομοιογενής διασπορά του άνθρακα επιτυγχάνεται από την ομοιογένεια των καρβιδίων. Επιπρόσθετα η υψηλότερη θερμοκρασία θα οδηγήσει σε αποτελεσματικότερη διάχυση του άνθρακα, και σε αύξηση του μεγέθους του κόκκου.

Ο Kaluba [34] στην έρευνά του το 1998 μελετώντας ταχύτατους θερμικούς κύκλους σε χάλυβες με 0,68% άνθρακα προτείνει ότι οι πρώτοι ωστενιτικοί κόκκοι σχηματίζονται κοντά στα καρβίδια και έχουν μια "lath shape" μορφολογία στα όρια των κόκκων με τον φερρίτη. Ο ωστενίτης αναπτύσσεται με διάτμηση στα πρώτα στάδια, λαμβάνοντας άνθρακα από τα διαλελυμένα κατακρημνίσματα της γύρω περιοχής. Επιπλέον, παρατήρησε ότι η κινητική της ανάπτυξης σε μια στενή

θερμοκρασιακή περιοχή διέφερε έντονα από τις θεωρητικά προβλεπόμενες τιμές, δηλαδή υπήρχε έντονη απόκλιση από τις συνθήκες ισορροπίας ειδικά κατά την υπερταχεία ανόπτηση. Ενδιαφέρον ακόμη παρουσιάζει ότι σύμφωνα με τις μελέτες του Kaluba κατά την κατεργασία UFA δημιουργούνται ακανόνιστου σχήματος διεπιφάνειες προϊόντων μετασχηματισμού γύρω από τα καρβίδια, σε αντίθεση με τη συνεχή ανόπτηση η οποία αποδίδει κανονικά συνεχόμενα όρια της διεπιφάνειας των μετασχηματισμένων περιοχών. Πιο συγκεκριμένα ο Kaluba προτείνει ένα μπαινιτικό μοντέλο για τα πρώτα στάδια της ωστενιτοποίησης σε συνθήκες ταχείας ανόπτησης βασιζόμενος στη μορφολογία της μικροδομής και τις κρυσταλλογραφικές αντιστοιχίες μεταξύ μητρικής και τελικής φάσης. Σημειώνει ότι κατά το μετασχηματισμό του φερρίτη σε ωστενίτη οι συνθήκες είναι εκτός ισορροπίας και λαμβάνει χώρα non steady state διάχυση άνθρακα. Στο γεγονός μάλιστα ότι λαμβάνει χώρα διάχυση του άνθρακα μέσω των ορίων των κόκκων στα πρώτα στάδια του μετασχηματισμού βασίζεται για να απορρίψει ένα μαρτενσιτικού τύπου μοντέλο. Ο Aaronson έθεσε ισχυρά αντεπιχειρήματα στη θεώρηση του Kaluba σχετικά με το κατά πόσο τα όρια των κόκκων της μητρικής φάσης παρουσιάζουν αυξημένη περιεκτικότητα σε άνθρακα σε σύγκριση με το υπόλοιπο υλικό, στηριζόμενος στην έλλειψη ικανοποιητικής θερμοδυναμικής ωθούσας δύναμης και κινητικής. Επιπλέον έντονες ήταν οι ενστάσεις του σχετικά με τον μαρτενσιτικού τύπου μετασχηματισμού του ωστενίτη, ακόμη και στα πρώιμα στάδια της φύτρωσης. [35]

III. Πειραματικό Μέρος

III.1. Πειραματική Διαδικασία

Στα πλαίσια της παρούσας διπλωματικής διενεργήθηκαν τάχιστες θερμικές κατεργασίες (UFHT) σε τρία δοκίμια χάλυβα 42CrMo4 μέσω επαγωγικής θέρμανσης, με σύγχρονη καταγραφή της μεταβολής του όγκου του εκάστοτε δοκιμίου με την τεχνική της διαστολομετρίας. Τα δοκίμια αυτά εξετάστηκαν ως προς τη μικροδομή τους μέσω οπτικής, ηλεκτρονικής μικροσκοπίας, περίθλασης ακτίνων X καθώς και έγινε μέτρηση της σκληρότητάς τους.

III.2. Το υλικό

Το υπό μελέτη υλικό είναι χάλυβας 42CrMo4 με κωδικό κατά AISI 4140.

Η χημική σύσταση του υπό μελέτη χάλυβα ακολουθεί στον παρακάτω πίνακα.

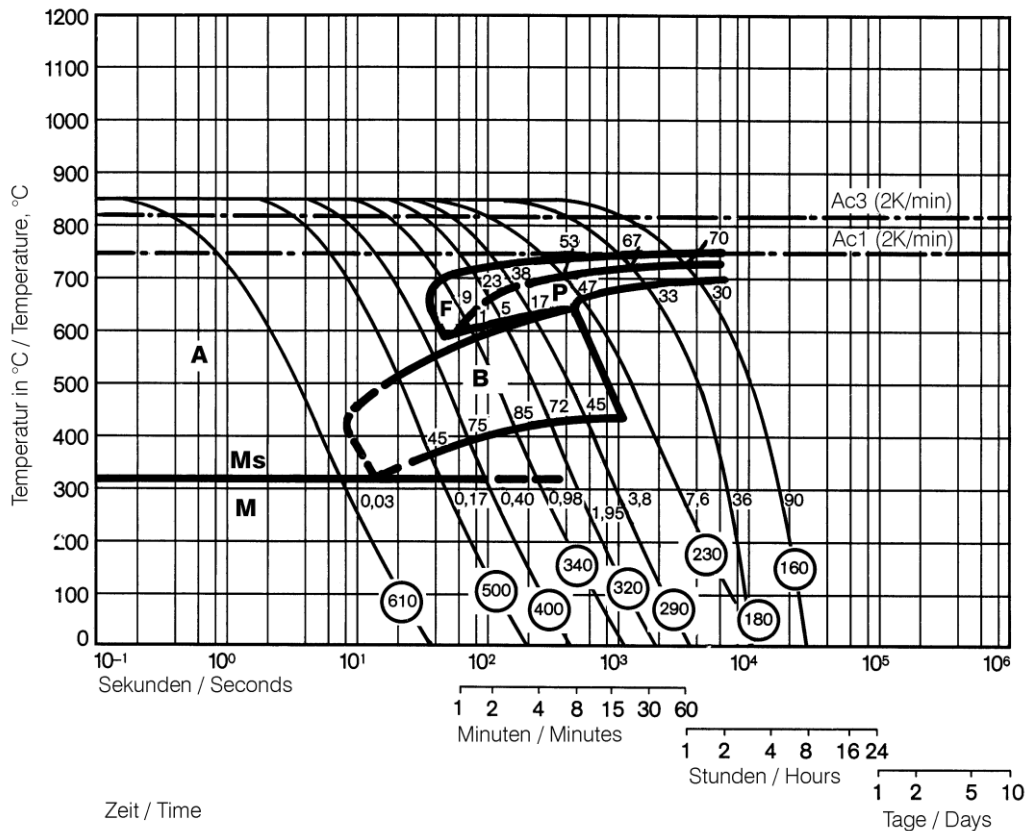
Πίνακας 2: Τυπική Σύσταση Χάλυβα AISI 4140

Τύπος Χάλυβα (AISI)	C	Mn	Si	Cr	Mo	P	S
4140	0,38-0,43	0,75-1,00	0,20-0,35	0,80-1,10	0,15-0,25	<0,035	<0,040

Ο χάλυβας 4140 ανήκει στην κατηγορία των **μεσαίου άνθρακα θερμικά κατεργάσιμων χαλύβων**. Οι χάλυβες αυτής της κατηγορίας είναι ικανοί μέσω των θερμικών κατεργασιών να παρουσιάσουν όρια διαρροής που υπερβαίνουν τα 1380 MPa (200 ksi). Αυτού του τύπου οι χάλυβες βρίσκουν εφαρμογή σε βίδες, γρανάζια, άξονες και παρόμοια μηχανολογικά εξαρτήματα, όπως «dies, dummy blocks, and backer blocks for forming tools, crankshafts and piston rods» για κινητήρες και εξοπλισμό προσεδάφισης καθώς και άλλα κρίσιμα δομικά μέρη αεροναυπηγικής.

Η συνήθης θερμική κατεργασία αυτών των χαλύβων είναι η βαφή και επαναφορά (quenched and tempered) ώστε να επιτευχθεί ο επιθυμητός συνδυασμός αντοχής και σκληρότητας. Μια τυπική κατεργασία επαναφοράς είναι θέρμανση μεταξύ των 540°C και 680°C ακολουθούμενη από ψύξη σε αέρα. Όσον αφορά τα ανοπτημένα προϊόντα αυτού του τύπου χάλυβα, αυτά προκύπτουν με θέρμανση στους 680°C με 720°C με αργή απόψυξη εντός του φούρνου. Η σκληρότητα που λαμβάνεται είναι κατά το μέγιστο 253HV.

Το διάγραμμα CCT για το υπό εξέταση υλικό παρουσιάζεται στην παρακάτω εικόνα.



Εικόνα 26: Καμπύλες CCT για το 42CrMo4

III.3. Θερμικές κατεργασίες

Ο κύκλος της θερμικής κατεργασίας που εφαρμόστηκε αποτελείται από τα παρακάτω βασικά στάδια.

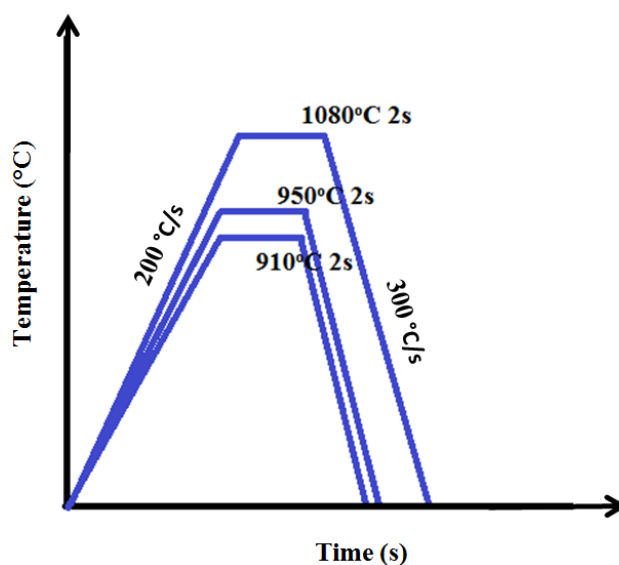
Υπερταχεία θέρμανση: σε αυτό το στάδιο η αρχική μικροδομή θερμαίνεται με ιδιαίτερα γρήγορο ρυθμό σε θερμοκρασία που ανήκει στην περιοχή ωστενιτοποίησης.

Σύντομη παραμονή στη μέγιστη θερμοκρασία (T_{peak}): αυτό το στάδιο είναι ιδιαίτερα σημαντικό καθώς λόγω του λίγου διαθέσιμου χρόνου για διάχυση άνθρακα και μετασχηματισμό του ωστενίτη η παραγόμενη μικροδομή χαρακτηρίζεται από χημική ετερογένεια, που με τη σειρά της παίζει ιδιαίτερα σημαντικό ρόλο στη δημιουργία πολυφασικής μικροδομής κατά τη βαφή.

Υπερταχεία βαφή: η θερμική κατεργασία ολοκληρώνεται με ένα στάδιο βαφής, από το οποίο αναμένεται μαρτενσιτική μικροδομή, ωστόσο όπως θα παρουσιαστεί στη συνέχεια κάτι τέτοιο αναιρείται.

Πίνακας 3 : Χαρακτηριστικές Παράμετροι των Θερμικών Κατεργασιών

Α/Α Δοκιμίου	Τύπος Χάλυβα	Θερμοκρασία Θέρμανσης (°C)	Ρυθμός Θέρμανσης	Χρόνος Παραμονής @T _p (peak temperature)	Ρυθμός Απόψυξης
1 (FP 1-1)	42CrMo4	1080	200°C/s	2s	300°C/s
2(FP 1-13)	42CrMo4	910	200°C/s	2s	300°C/s
3(FP 1-14)	42CrMo4	950	200°C/s	2s	300°C/s

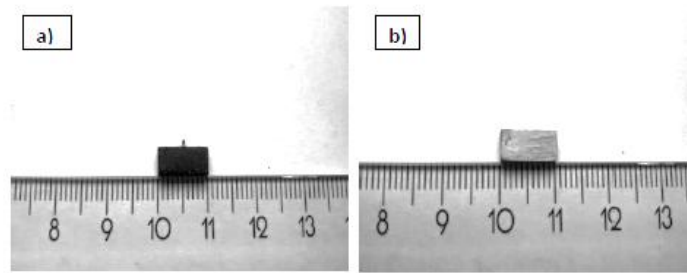


Εικόνα 27: Σχηματική αναπαράσταση των θερμικών κατεργασιών που έγιναν στα δείγματα χάλυβα στο διαστολόμετρο

III.4. Διαστολομετρία

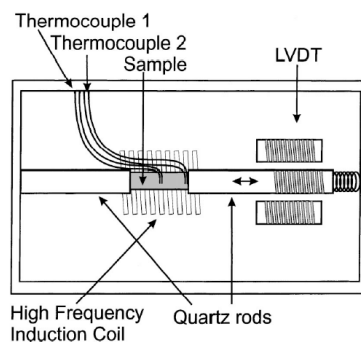
Το διαστολόμετρο χρησιμοποιείται για να μελετηθεί η μεταβολή του μήκους ενός δείγματος χάλυβα κατά τη διάρκεια μιας θερμικής κατεργασίας. Η παρακολούθηση της διαστολής ή συστολής, των δειγμάτων χάλυβα, είναι μία από τις πιο συχνά χρησιμοποιούμενες μεθόδους για τη μελέτη του μετασχηματισμού φάσης σε αυτούς. Τα δείγματα της διαστολομετρίας πρέπει να έχουν κυλινδρική ή πλακοειδή μορφή. Στην παρούσα εργασία, χρησιμοποιήθηκαν 2 δείγματα με πλακοειδή γεωμετρία (ορθογώνια παραλληλεπίπεδα) με διαστάσεις 3 mm πάχος, 4 mm πλάτος και 10 mm μήκος καθώς και ένα κυλινδρικό διατομής 3 mm και μήκους 10 mm. Τα δείγματα διαστολομετρίας υποβλήθηκαν σε μηχανική κατεργασία χρησιμοποιώντας τη μέθοδο Wire Electro-Discharge Machining (EDM) για να εξασφαλιστεί ότι οι διαστάσεις έχουν υψηλή ακρίβεια και συγχρόνως η μικροδομή παραμένει αμετάβλητη. Μετά το EDM, η επιφάνεια του δείγματος είναι οξειδωμένη και τραχεία, όπως φαίνεται στην

εικόνα του παρακάτω σχήματος. Προκειμένου να χρησιμοποιηθούν τα δείγματα για πειράματα διαστολομετρίας, η επιφάνειά τους πρέπει να είναι καθαρή από οξειδία και ακαθαρσίες. Για το λόγο αυτό, έγινε λείανση και στίλβωση των δειγμάτων. Η διαδικασία αυτή έγινε σε μηχάνημα Struers RotoPol-31 πριν από τα πειράματα διαστολομετρίας. Η διαδικασία λείανσης περιελάμβανε λείανση με ειδικά χαρτιά λείανσης καρβιδίων του πυριτίου 400, 800, 1200 και 2400. Στο παρακάτω σχήμα φαίνονται τα δείγματα πριν και μετά την λείανση και πριν από την διαστολομετρία.



Εικόνα 28: Δείγματα διαστολομετρίας πριν και μετά την λείανση, πριν τη διαστολομετρία

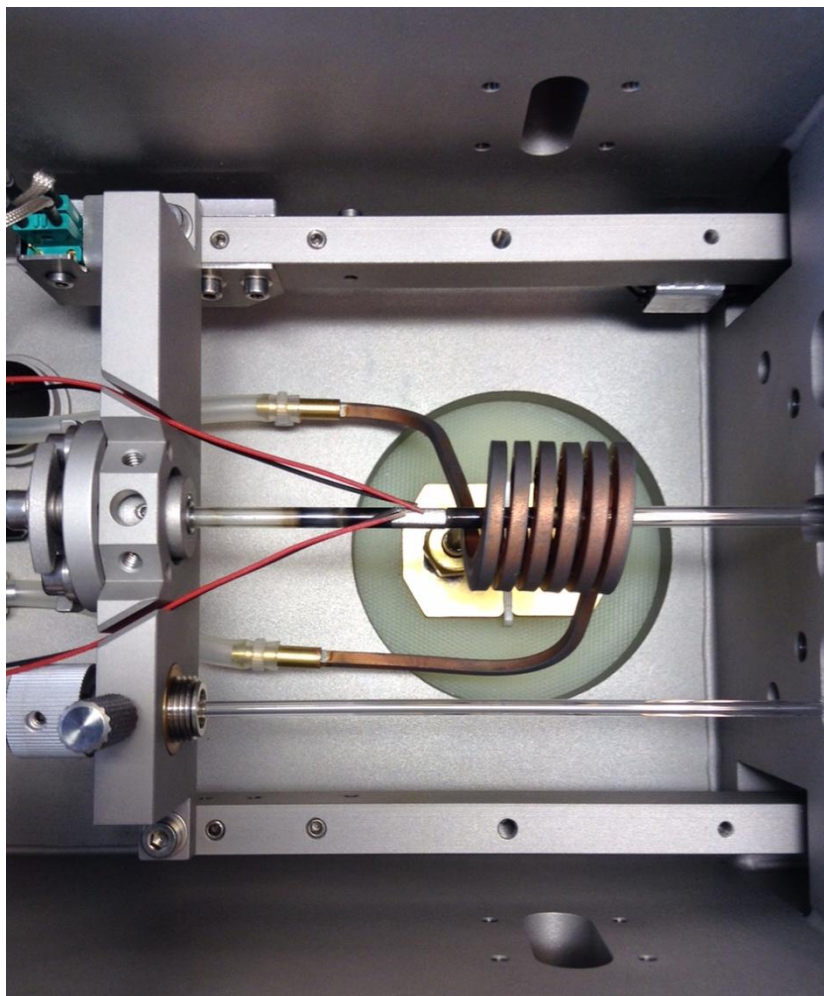
Τα πειράματα διαστολομετρίας διεξήχθησαν σε διαστολόμετρο τύπου Bahr DIL 805 A/D quench dilatometer. Το δείγμα τοποθετείται στο διαστολόμετρο μεταξύ δύο ράβδων χαλαζία (quartz rods) με ένα θερμοστοιχείο συγκολλημένο στο μέσο του δείγματος, ώστε να επιτραπεί ο έλεγχος της θερμοκρασίας του. Πειράματα με δύο θερμοστοιχεία συγκολλημένα στο δείγμα διεξήχθησαν επίσης, ένα στο άκρο του και το δεύτερο στο μέσο, προκειμένου να ελέγχει κατά πόσο η θερμοκρασία είναι ίδια σε όλη την έκταση του δείγματος και ως εκ τούτου να βεβαιωθούμε ότι οι μετασχηματισμοί συμβαίνουν στο σύνολο του δείγματος και όχι μόνο στη μέση. Στο διαστολόμετρο χρησιμοποιείται επαγωγική θέρμανση και αέριο ήλιο για την ψύξη (βαφή) του δείγματος. Μία σχηματική αναπαράσταση του διαστολόμετρου φαίνεται στο παρακάτω σχήμα.



Εικόνα 29: Σχηματική Αναπαράσταση του διαστολόμετρου



Εικόνα 30: Η διάταξη του διαστολόμετρου



Εικόνα 31: Το πηνίο και οι αισθητήρες

III.5. Χαρακτηρισμός Μικροδομής

III.5.1. Χρησιμοποιούμενος Εξοπλισμός

- Μεταλλογραφικό Μικροσκόπιο μοντέλο BX41M, της Olympus
- Συσκευή Λείανσης LaboPol-5 της εταιρείας Struers
- Συσκευή σκληρομέτρησης κατά Vickers Karl Frank GMBH με εφαρμογή φορτίου 294N.
- Συσκευή μικροσκληρομέτρησης HMV-2000, Shimadzu με φορτίο 200gmf για χρόνο 10s.
- Συσκευή περίθλασης ακτίνων X, της Bruker, μοντέλο D8focus με λάμπα χαλκού $\lambda_{Cu_{K\alpha}} = 1,5406 \text{ \AA}$. Η σάρωση έγινε για γωνίες μεταξύ 30 και 110° και με ρυθμό 0,03°/sec με διαφορά τάσης μεταξύ νήματος βολφραμίου και μεταλλικού στόχου για την επιτάχυνση της δέσμης ηλεκτρονίων στα 40kV.
- Ηλεκτρονικό μικροσκόπιο της JEOL, μοντέλο JSM-6380LV με στοιχειακό αναλυτή της Oxford Instrument τύπου INCAx-sight.

III.5.2. Προετοιμασία Δείγματος

Η προετοιμασία των δειγμάτων για κάθε δοκιμή που πραγματοποιήθηκε περιελάμβανε τον εγκιβωτισμό των δοκιμίων σε πολυεστερική ρητίνη. Ο εγκιβωτισμός γίνεται ώστε να είναι πιο εύκολος ο χειρισμός των δοκιμίων μικρού μεγέθους. Επίσης, γίνεται για καλύτερη διατήρηση των άκρων των δοκιμίων και για να εμποδίζεται η αποκόλληση επιφανειακών επιστρωμάτων ή προϊόντων διάβρωσης.

Για τη σύνθεση του μίγματος της ρητίνης χρησιμοποιήθηκαν 20ml υγρής πολυεστερικής ρητίνης και σε αυτή προστέθηκαν 12 σταγόνες σκληρυντή. Η ανάμειξη των δύο συστατικών έγινε σε πλαστικό ποτήρι και η ανάδευσή τους ήταν ήπια, ώστε να μη δημιουργηθούν φυσαλίδες αέρα στο μίγμα. Στη συνέχεια το μίγμα προστέθηκε στο πλαστικό καλούπι, τα τοιχώματα του οποίου είχαν προηγουμένως αλειφθεί με βαζελίνη και είχε τοποθετηθεί το προς εξέταση δοκίμιο. Στη συνέχεια αφήνεται το καλούπι με τη ρητίνη σε θερμοκρασία δωματίου για περίπου μιάμιση με δύο ώρες. Με το πέρας του απαραίτητου για τη σκλήρυνση της ρητίνης χρόνου, το εγκιβωτισμένο δοκίμιο αποχωρίζεται από το καλούπι και ακολουθεί η λείανση και η στίλβωσή του.

Τα στάδια της λείανσης και στίλβωσης αποσκοπούν στην μείωση της επιφανειακής τραχύτητας του δοκιμίου ώστε να είναι δυνατή η αποκάλυψη της δομής του μετά από

την προσβολή του με το κατάλληλο αντιδραστήριο. Για τη λείανση χρησιμοποιήθηκαν χαρτιά με *grit* 400, 800, 1200 και 2000. Σημειώνεται ότι για τα δοκίμια που χρησιμοποιήθηκαν για μετρήσεις XRD έγινε λείανση μέχρι το 1200 χαρτί. Τα λειαντικά χαρτιά τοποθετούνται διαδοχικά σε περιστρεφόμενο δίσκο (200 rpm) και η λείανση του δοκιμίου γίνεται χειρωνακτικά, με προσοχή ώστε να ασκείται ομοιόμορφη δύναμη σε όλη την επιφάνεια του δοκιμίου. Μετά το τελευταίο χαρτί (2000 grit) ακολουθεί η μηχανική στίλβωση, επειδή απαιτείται επιφάνεια σα «γυαλί» για την μελέτη του δοκιμίου στο ηλεκτρονικό μικροσκόπιο. Η στίλβωση έγινε σε δύο στάδια. Στο πρώτο το δοκίμιο στίλβώθηκε με διαμαντόπαστα με μέγεθος κόκκου 6μm και στο δεύτερο με διαμαντόπαστα με μέγεθος κόκκου 1μm. Κατά την εκτέλεση της στίλβωσης χρησιμοποιήθηκε ειδικό υγρό λιπαντικό μέσο.

Όταν ολοκληρώθηκε η παραπάνω διαδικασία έγινε καθαρισμός του εκάστοτε δοκιμίου, ο οποίος συνίσταται στο ξέπλυμα του δοκιμίου με άφθονο νερό και απαλό τρίψιμο με βαμβάκι. Στη συνέχεια πλένεται με οινόπνευμα και στεγνώνεται με ρεύμα θερμού αέρα.

III.5.2.1. Προσβολή

Τον καθαρισμό μετά τη στίλβωση ακολουθεί η προσβολή, στάδιο αναγκαίο προκειμένου να παρατηρηθούν τα δοκίμια στο ηλεκτρονικό μικροσκόπιο καθώς και για να πραγματοποιηθούν οι μικροσκοπιομετρήσεις. Αντίθετα δεν είναι απαραίτητο για να μελετηθεί η δομή με άλλες μεθόδους όπως π.χ με περίθλαση ακτίνων X. Αυτή η τεχνική αποκάλυψης των χαρακτηριστικών της δομής μεταλλικών δοκιμίων είναι πλέον χρησιμοποιούμενη και βασίζεται στην εκλεκτική διάλυση των μικρογραφικών συστατικών ανάλογα με τα ηλεκτροχημικά χαρακτηριστικά τους. Γνωρίζοντας ποιες φάσεις προσβάλλει το αντιδραστήριο που χρησιμοποιήθηκε και ποιες όχι γίνονται αντιληπτά τα ιδιαίτερα χαρακτηριστικά της δομής. [36]

Για την προσβολή των δοκιμίων, έγινε εμβάπτιση σε Nital 2% για 2-3 δευτερόλεπτα και στην συνέχεια η επιφάνεια πλύθηκε με νερό για να απομακρυνθεί το αντιδραστήριο και να σταματήσει η προσβολή. Έπειτα καθαρίστηκε με οινόπνευμα και στεγνώθηκε με ρεύμα αέρα.

III.5.3. Σκληρομέτρηση κατά Vickers

Στη φυσική μεταλλουργία, η σκληρότητα ενός υλικού ορίζεται ως η αντίσταση που προβάλλει το υλικό αυτό, στην κάθετη διείσδυση ενός άλλου σώματος μεγαλύτερης σκληρότητας από αυτήν του εξεταζόμενου.

Για τη μέτρηση της σκληρότητας χρησιμοποιούνται διάφοροι μέθοδοι με διαφορετικό υλικό διεισδυτή, κλίμακα επιβαλλόμενων φορτίων και μετρούμενα μεγέθη, στοχεύοντας στην λήψη του καλύτερου δυνατού αποτυπώματος. Οι τρεις κυριότεροι τύποι μέτρησης της σκληρότητας είναι οι εξής :

- Δοκιμή Brinell
- Δοκιμή Vickers
- Δοκιμή Rockwell B και C

Στο συγκεκριμένο πείραμα χρησιμοποιήθηκε η δοκιμή Vickers. Χρησιμοποιείται για την μέτρηση μεσαίας σκληρότητας. Ο διεισδυτής είναι αδαμάντινη πυραμίδα, τετραγωνικής βάσης με γωνία κορυφής 136° . Το φορτίο(F) που εφαρμόζεται κυμαίνεται από 5 μέχρι 120 kg για 15 sec και d είναι η μέση τιμή των δύο διαγωνίων του αποτυπώματος. Η Vickers είναι ακριβέστερη για τιμές σκληρότητας μεγαλύτερες των 400, καθώς ο διεισδυτής αυτής της μεθόδου δεν παραμορφώνεται.

Εκτελέστηκαν 10 μετρήσεις για κάθε δοκίμιο σε φορτίο 294N, οι οποίες ήταν διατεταγμένες σε ένα νοητό κάναβο με απόσταση η μια από την άλλη ίση περίπου με 2d.

Η κάθε μέτρηση γίνεται σε δύο χρόνους, ο χρόνος που κατεβαίνει η πυραμίδα και ο χρόνος που λαμβάνεται η μέτρηση. Το τετραγωνικό αποτύπωμα που αφήνει η πυραμίδα εντοπίζεται στην ειδική οθόνη και μετρώνται οι δύο διαγωνίες του (d_1 , d_2). Εάν το d_1 και το d_2 διαφέρουν πολύ, αυτό υποδηλώνει ότι η επιφάνεια δεν είναι επίπεδη και η μέτρηση είναι λανθασμένη. Στην περίπτωση αυτή θα πρέπει να γίνει έλεγχος του δοκίμιου και να ληφθούν κατάλληλα διορθωτικά μέτρα, π.χ. να γίνει εκ νέου εγκιβωτισμός. Από τα d_1 και d_2 υπολογίζεται η μέση τιμή (d) και βάση αυτής από κατάλληλο πίνακα, εντοπίζεται η σκληρότητα(HV). Λαμβάνονται 10 μετρήσεις για στατιστικούς λόγους επαναληψιμότητας και από αυτές υπολογίζεται η μέση τιμή και η τυπική απόκλιση.

III.5.1. Δοκιμή μικροσκληρομέτρησης

Όταν οι μετρήσεις σκληρότητας γίνονται με την εφαρμογή πολύ μικρών φορτίων, τότε αυτές καλούνται μικροσκληρομετρήσεις. Η μικροσκληρομέτρηση επιτρέπει τη μελέτη της σκληρότητας σε μια πολύ μικρή περιοχή του υλικού, για παράδειγμα στην περιοχή ενός κόκκου διαμέτρου μερικών δεκάδων μικρομέτρων. Ο προσδιορισμός της περιοχής μικροσκληρομέτρησης και η μέτρηση των διαγωνίων του αποτυπώματος γίνεται με τη βοήθεια οπτικού μικροσκοπίου. [6]

Εκτελέστηκαν μετρήσεις κατά Vickers και τα δοκίμια είχαν προηγουμένως υποβληθεί σε λείανση, στίλβωση και προσβολή με Nital 2%.

Το φορτίο που ασκήθηκε ήταν 200gmf για 10sec. Σύμφωνα με τα στοιχεία που συνοδεύουν τη συσκευή αυτός ο συνδυασμός φορτίου χρόνου έχει σφάλμα της τάξης του 7% ως προς τη μέση τιμή και το φορτίο σε διαστάσεις δύναμης είναι μεταξύ 1961 και 4903 mN.

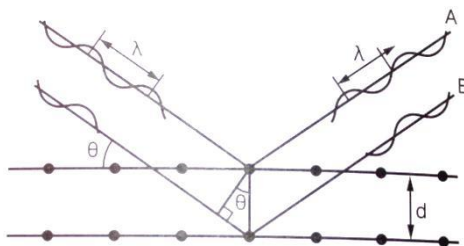
III.5.2. Περίθλαση Ακτίνων X (XRD)

Ο καθοδικός σωλήνας που χρησιμοποιείται απαρτίζεται από νήμα βολφραμίου το οποίο διαρρέεται από ρεύμα έντασης 40mA και ο μεταλλικός στόχος είναι πλάκα χαλκού με $\lambda_{CuK\alpha}=1,5406$.

Η περίθλαση ακτίνων X είναι μια διαδικασία εκπομπής ακτίνων X κάτω από ορισμένες συνθήκες αλληλεπίδρασης ύλης και ακτινοβολίας. Τονίζεται σε αυτό το σημείο ότι η μέθοδος αυτή δίνει αποτελέσματα μόνο για κρυσταλλικά υλικά καθώς βασίζεται στη δομή, κρυσταλλικότητα κάθε ένωσης για να γίνει ο προσδιορισμός της.

Η μέθοδος βασίζεται στην περίθλαση μονοχρωματικής ακτινοβολίας ακτίνων X, γνωστού μήκους κύματος λ , επάνω στα επίπεδα του κρυσταλλικού πλέγματος των εξεταζόμενων ενώσεων. Μέσω της εξέτασης της έντασης της περιθλώμενης ακτινοβολίας για όλες τις γωνίες θ πρόσπτωσης επί της επιφάνειας ενός κρυσταλλικού υλικού, γίνεται επιλογή των γωνιών για τις οποίες παρατηρούνται φαινόμενα περίθλασης και για αυτές τις γωνίες εφαρμόζεται ο νόμος του Bragg ώστε να προσδιοριστεί η ενδοπλεγματική απόσταση d . Ο νόμος αυτός συνδέει τη γωνία πρόσπτωσης με την πλεγματική σταθερά κάθε ένωσης, δηλαδή τα εσωτερικά διαστήματα d των επιπέδων του κρυσταλλικού πλέγματος. Ο νόμος του Bragg εκφράζεται ως: $n\lambda = 2d_{hkl} \eta\mu\theta$, δηλαδή η διαφορά φάσης των ακτίνων που ανακλώνται είναι ακέραιο πολλαπλάσιο του μήκους κύματος. Στον παραπάνω τύπο

είναι λ : το μήκος κύματος της ακτινοβολίας που χρησιμοποιείται, n : ακέραιος αριθμός, d : η πλεγματική απόσταση και θ : η γωνία πρόσπτωσης για την οποία παρατηρούνται φαινόμενα περίθλασης. [37]



Εικόνα 32: Σχηματική Απεικόνιση του ν. Bragg

Όπως αναφέρθηκε προηγουμένως η περίθλαση ακτίνων X εφαρμόζεται για την ταυτοποίηση κρυσταλλικών υλικών. Η ικανότητα προσδιορισμού της ένωσης μέσω του d έγκειται στο γεγονός ότι δεν υπάρχουν δύο διαφορετικές κρυσταλλικές ενώσεις στις οποίες οι αποστάσεις των επιπέδων των ατόμων τους στον κρύσταλλο να είναι ανάλογες προς όλες τις κατευθύνσεις, δηλαδή να δίνουν το ίδιο φάσμα περίθλασης. Επιπλέον αξίζει να σημειωθεί ότι η επιλογή της ακτινοβολίας X γίνεται επειδή το μήκος κύματός της είναι στην τάξη των πλεγματικών αποστάσεων των κρυσταλλικών υλικών.

III.5.3. Οπτικό Μικροσκόπιο (LOM)

Το οπτικό μικροσκόπιο χρησιμοποιήθηκε με σκοπό την παρατήρηση της μικροδομής των δοκιμίων, αφού προηγήθηκε η προσβολή των δοκιμίων σε διάλυμα 2% NITAL (τα συστατικά αυτού του διαλύματος είναι 98% αιθανόλη και 2% νιτρικό οξύ) για 2-3 δευτερόλεπτα.

Λόγω του ότι με την προσβολή στο Nital όλες οι περιεχόμενες φάσεις παρουσιάζονταν σκουρόχρωμες εφαρμόστηκε η τεχνική του color etching. Για το color etching αρχικά έγινε προσβολή σε Nital για 2s ακολουθούμενη από εμβάπτιση για 20s σε διάλυμα αποτελούμενο από 10g sodium metabisulfite σε 100ml νερό. Μέσω αυτής της προσβολής ο μαινίτης εμφανίζεται μπλέ, ο μαρτενσίτης καφέ και λευκός εμφανίζεται ο ωστενίτης και ο σεμεντίτης.

Η παρατήρηση στο LOM κρίθηκε ανεπαρκής διότι οι δομές αυτές ήταν εξαιρετικά λεπτομερείς. Ακόμη έγινε χρήση του οπτικού μικροσκοπίου με σκοπό την παρατήρηση και τον έλεγχο των δοκιμίων όταν υπέστησαν χημική προσβολή έτσι

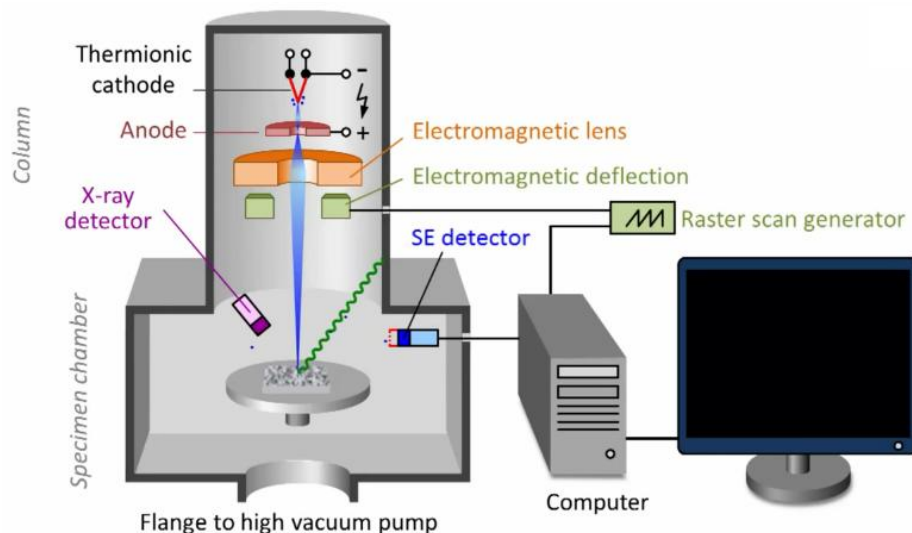
ώστε να παρατηρηθούν στο ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης. Το μεταλλογραφικό μικροσκόπιο που χρησιμοποιήθηκε ήταν τύπου Olympus BX41M.

III.5.4. Ηλεκτρονικό Μικροσκόπιο Σάρωσης (SEM)

Λόγω της αδυναμίας του οπτικού μικροσκοπίου να αποκαλύψει την μικροδομή των δοκιμίων χρησιμοποιήθηκε ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης. Το ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης χρησιμοποιήθηκε για την πραγματοποίηση μικροαναλύσεων σε περιοχές όγκου $0.8-1.2 \mu\text{m}^3$ και την λήψη μικροδομών με οπισθοσκεδαζόμενα (Backscattered Electron, BSE) και δευτερογενή ηλεκτρόνια (Secondary Electrons, SE). Έγινε λήψη φωτογραφιών σε μεγεθύνσεις X500, X1000, X2000 και X4000. Ωστόσο οι μικροδομές παρουσιάζονταν δυσδιάκριτες λόγω του εξαιρετικά λεπτοκρυσταλλικού χαρακτήρα τους.

Το ηλεκτρονικό Μικροσκόπιο Σάρωσης χρησιμοποιεί μια δέσμη ηλεκτρονίων, η οποία σαρώνει την επιφάνεια του δείγματος και μέσω μιας σειράς φαινομένων (δευτερογενή ηλεκτρόνια, οπισθοσκεδαζόμενα ηλεκτρόνια, ακτίνες X) λαμβάνονται πληροφορίες τόσο για την μικροδομή όσο και για την στοιχειακή ανάλυση. Η απόσταση εργασίας (working distance), δηλαδή η απόσταση του δοκιμίου από το κάτω μέρος του αντικειμενικού φακού έχει ορισθεί στα 15mm . Η τάση επιτάχυνσης (accelerating voltage) που εφαρμόζεται είναι 20kV .

Μέσω των δευτερογενών ηλεκτρονίων λαμβάνονται πληροφορίες για την τοπογραφία της επιφάνειας του δείγματος. Μέσω των οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων δύναται να δοθεί μια κατανομή των φάσεων στη μικροδομή βάση του Μέσου ατομικού αριθμού. Έτσι όσο πιο φωτεινό είναι ένα σημείο στην οθόνη συνεπάγεται ότι τόσο μεγαλύτερο ατομικό αριθμό έχει ο πυρήνας του ατόμου.



Εικόνα 33: Η διάταξη του ηλεκτρονικού μικροσκοπίου

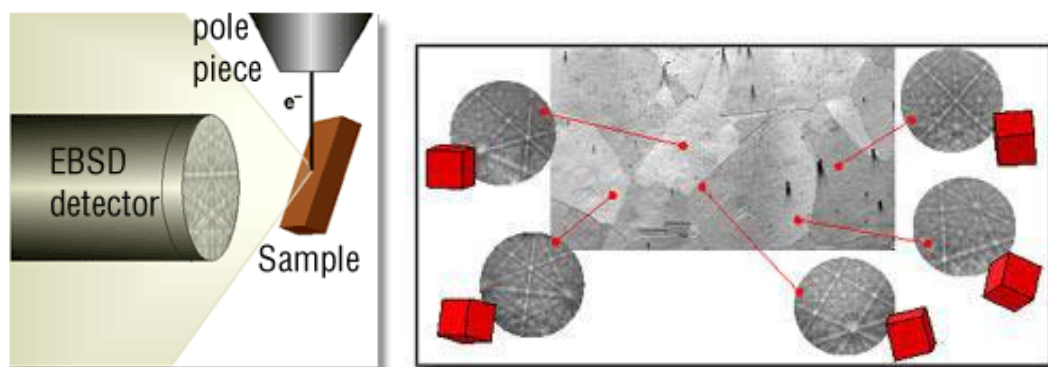
Κατά την εξέταση της μικροδομής, στο ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης, πραγματοποιήθηκαν ποσοτικές αναλύσεις από κατάλληλο προσαρμοσμένο σύστημα μικροανάλυσης (Energy Dispersive Spectroscopy, EDS). Οι ακτίνες X παράγονται από την επιφάνεια του δοκιμίου μέχρι βάθος 1μm και εξαρτώνται από το είδος των ατόμων που βρίσκονται εκεί. Οι ακτίνες X δίνουν τοπική στοιχειακή ανάλυση, η οποία δίνει εικόνα για αναγνώριση των συμμετεχόντων φάσεων.

III.5.5. Τεχνική EBSD

Η τεχνική αφορά στον προσδιορισμό προτιμητέων κρυσταλλογραφικών προσανατολισμών για οποιοδήποτε μονοκρυσταλλικό και πολυκρυσταλλικό υλικό. Αξίζει να σημειωθεί ότι αυτή η μέθοδος χρησιμοποιείται για τον εντοπισμό του ιστού μετά από κάθε μεταλλοτεχνική κατεργασία, για τη μελέτη ελαττωμάτων της μικροδομής, για την ταυτοποίηση φάσεων και το δομικό χαρακτηρισμό σε επίπεδο μικροκλίμακας, για τον προσδιορισμό της μορφολογίας των ορίων των κόκκων και την ποσοτικοποίηση μικροπαραμορφώσεων και υπολειπόμενων τάσεων.

Η μελέτη EBSD πραγματοποιείται χρησιμοποιώντας ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης (SEM) εξοπλισμένο με κάμερα οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων. Η περίθλαση ανιχνεύεται από κάμερα φωσφορούχου οθόνης, η οποία εισάγεται στο θάλαμο με γωνία ίση ή μεγαλύτερη των 90° ως προς το δείγμα. Επίσης, υπάρχει και μια κάμερα CCD για την καταγραφή της εικόνας στην οθόνη. Τα δείγματα τα οποία έχουν υποστεί λείανση και στίλβωση με colloidal silica τοποθετούνται στην υποδοχή του θαλάμου με κλίση 70° ως προς την κάμερα. Όταν τα ηλεκτρόνια αρχίσουν

να αλληλεπιδρούν με το κρυσταλλικό πλέγμα και πληρούνται οι προϋποθέσεις του Bragg, τα περιθλώμενα ηλεκτρόνια θα κατευθυνθούν προς την φωσφορούχο οθόνη της κάμερας και θα εντοπιστούν λόγω φθορισμού από τη CCD κάμερα.



Εικόνα 34: Οθόνη φωσφόρου και τα Kikuchi patterns

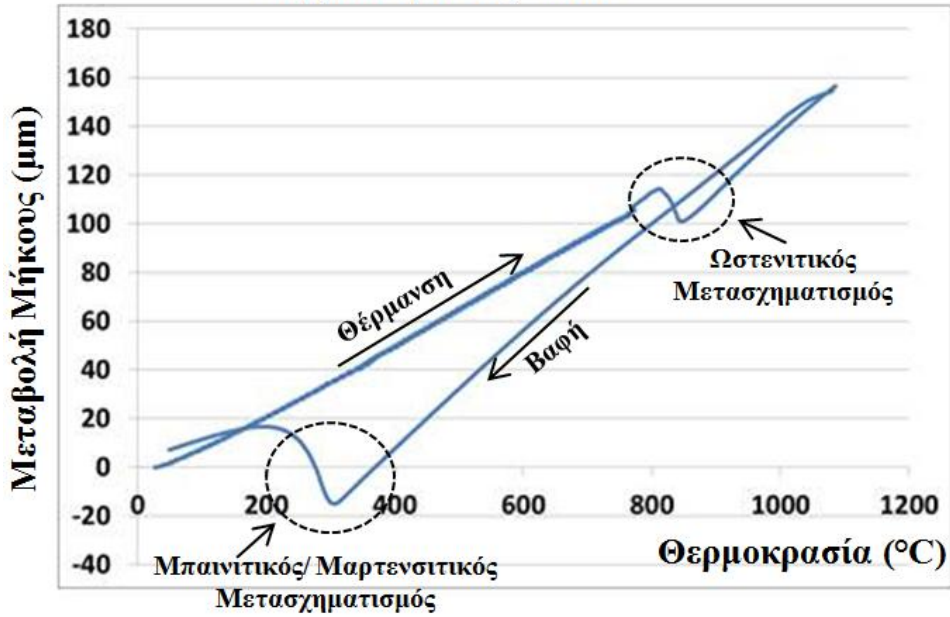
Όταν η επιφάνεια του υλικού είναι κατάλληλα κρυσταλλική (20-100 nm) λαμβάνονται από την περίθλαση ηλεκτρονίων τα Electron Backscatter Patterns (EBSP), τα οποία αναφέρονται και ως Kikuchi bands. Τα Kikuchi bands προσφέρουν σημαντικές πληροφορίες για το βαθμό παραμόρφωσης ενός υλικού, καθώς κατά τη παραμόρφωση η αναπτυσσόμενη πυκνότητα διαταραχών στον όγκο του κρυστάλλου δύναται να μεταβάλλει τις συνθήκες περίθλασης.

Δυστυχώς, στα πλαίσια της διπλωματικής δεν επιτεύχθηκε η λήψη ικανοποιητικού σήματος για τη διεξαγωγή της μελέτης με την τεχνική EBSD καθώς η λεπτοκρυσταλλικότητα του υλικού σε συνδυασμό με την υψηλή παραμόρφωση των πλεγμάτων της μικροδομής εξασθενεί το λαμβανόμενο σήμα κάνοντας ένα επιπλέον στάδιο προετοιμασίας, το οποίο δεν ήταν διαθέσιμο, απαραίτητο.

IV. Αποτελέσματα

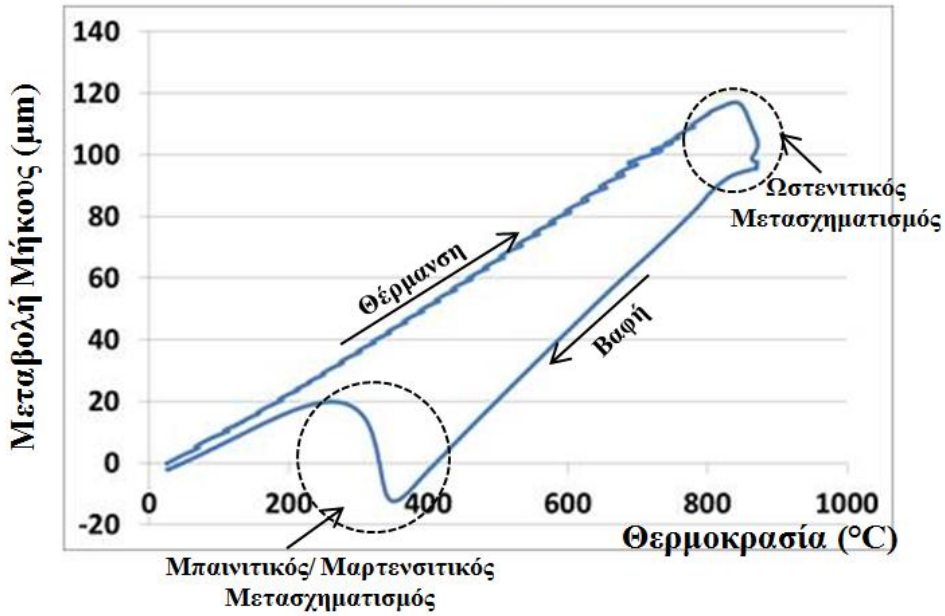
IV.1. Καμπύλες Διαστολομετρίας

Θέρμανση στους 1080°C

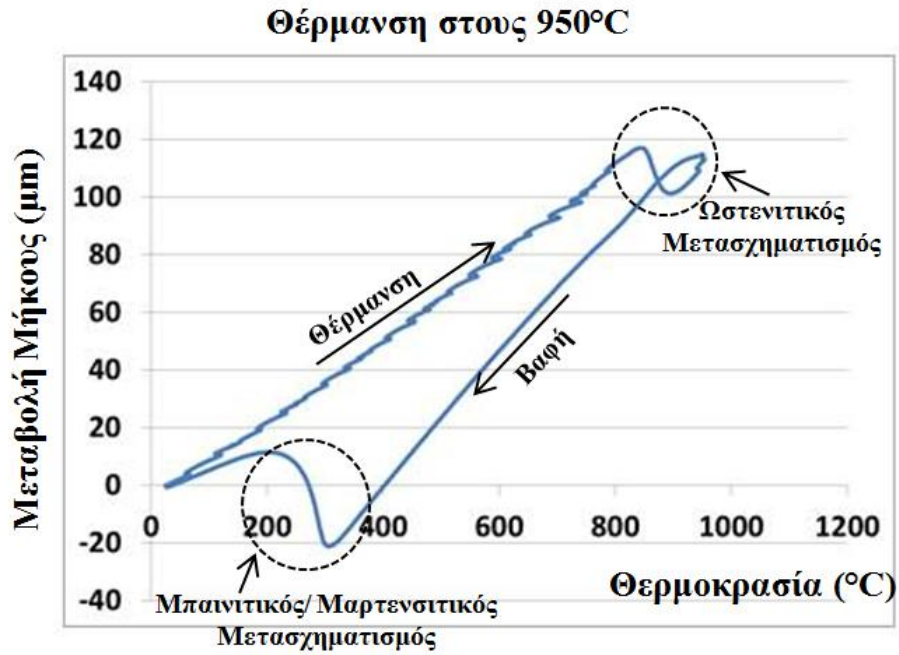


(α)

Θέρμανση στους 910°C



(β)



Εικόνα 35: Διαγράμματα διαστολομετρίας για το σύνολο των θερμικών κατεργασιών που έγιναν στο διαστολόμετρο και για T_{peak} (α) 1080 °C, (β) 910 °C και (γ) 950 °C.

IV.2. Σκληρομετρήσεις

Πίνακας 4: Σκληρομετρήσεις Vickers με φορτίο 294N

ΣΛΗΡΟΜΕΤΡΗΣΕΙΣ HV (F=294 N)

A/A Μέτρησης	FP1-1				FP1-14				FP1-13			
	d1	d2	d	Σκληρότητα HV	d1	d2	d	Σκληρότητα HV	d1	d2	d	Σκληρότητα HV
1	29	29	29	661	29	29	29,00	661	29	28,5	28,75	672
2	28	28	28	709	29	30	29,50	637	28	30	29	661
3	28	28	28	709	28	28	28,00	709	28,5	30	29,25	644,8
4	29	28	28,5	682	27	28	27,50	730	30	30	30	618
5	29,5	28	28,75	672	30	31	30,50	596	29,5	29,5	29,5	637
6	28,5	29	28,75	672	29	30	29,50	637	30	30	30	618
7	29	29	29	661	30	30	30,00	618	30	29	29,5	637
8	29,5	29	29,25	644,8	29	29,5	29,25	644,8	29	29	29	661
9	27,5	29	28,25	692	28	30	29,00	661	28	28,5	28,25	692
10	28	28	28	709	30	30	30,00	618	30	30	30	618

Πίνακας 5: Μέση Τιμή και Τυπική Απόκλιση των σκληρομετρήσεων

	FP1-1	FP1-13	FP1-14
Μέση Τιμή Σκληρότητας HV	681	651	646
Τυπική Απόκλιση	23	41	25

Πίνακας 6: Σκληρότητα HV όπως προσδιορίστηκε στο ΕΛΚΕΜΕ

	FP1-1	FP1-13	FP1-14
Σκληρότητα HV	653	547	593
Τυπική Απόκλιση	28	21	25

IV.3. Μικροσκληρομετρήσεις

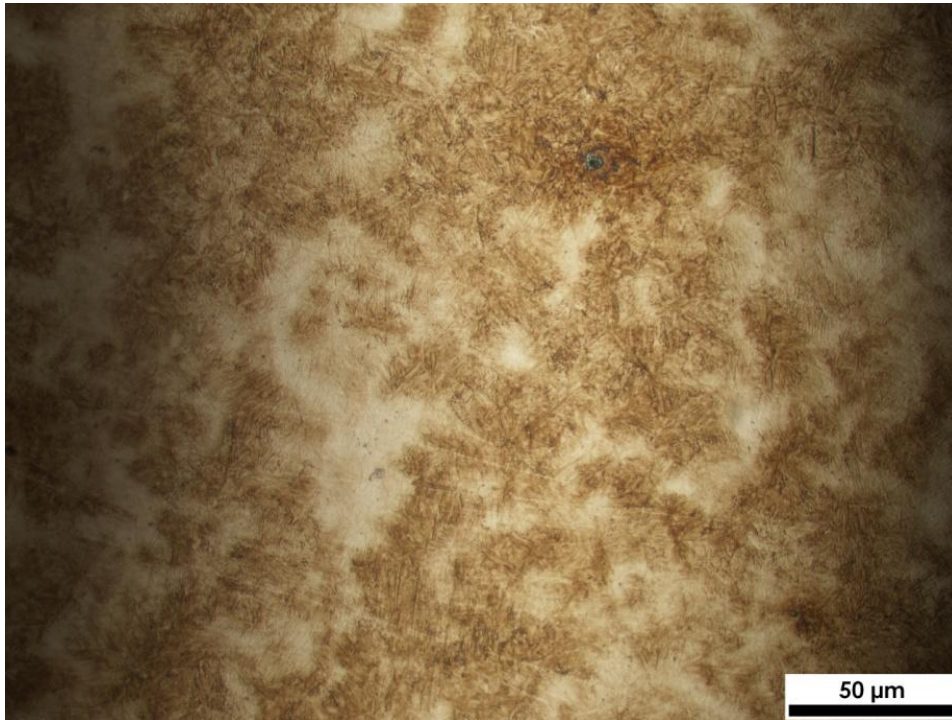
Πίνακας 7: Μικροσκληρομετρήσεις

FP1-1	FP1-13	FP1-14
813	710	669
666	659	687
730	699	804
722	695	763
751	695	726
813	580	818
853	751	768
1037	738	809
959	678	763
947	734	699
1010	763	738
885	772	730
714	714	706
790	687	
	684	
	648	

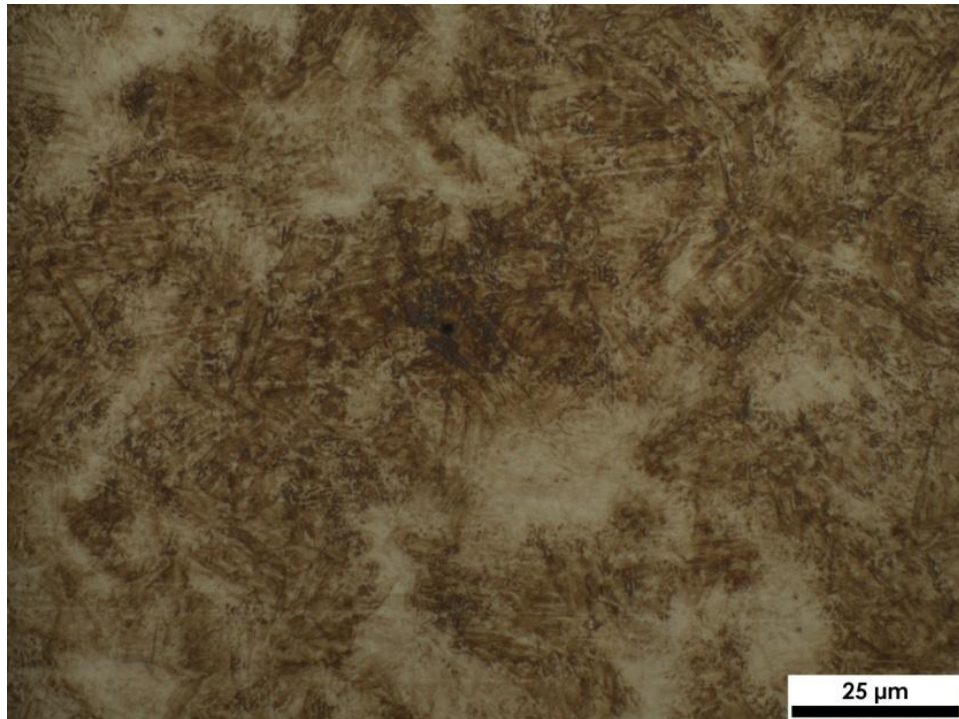
	FP1-1	FP1-13	FP1-14
Μέση Τιμή Μικροσκληρότητας HV	835	700	745
Τυπική Απόκλιση	117	48	48

IV.4. Μεταλλογραφίες

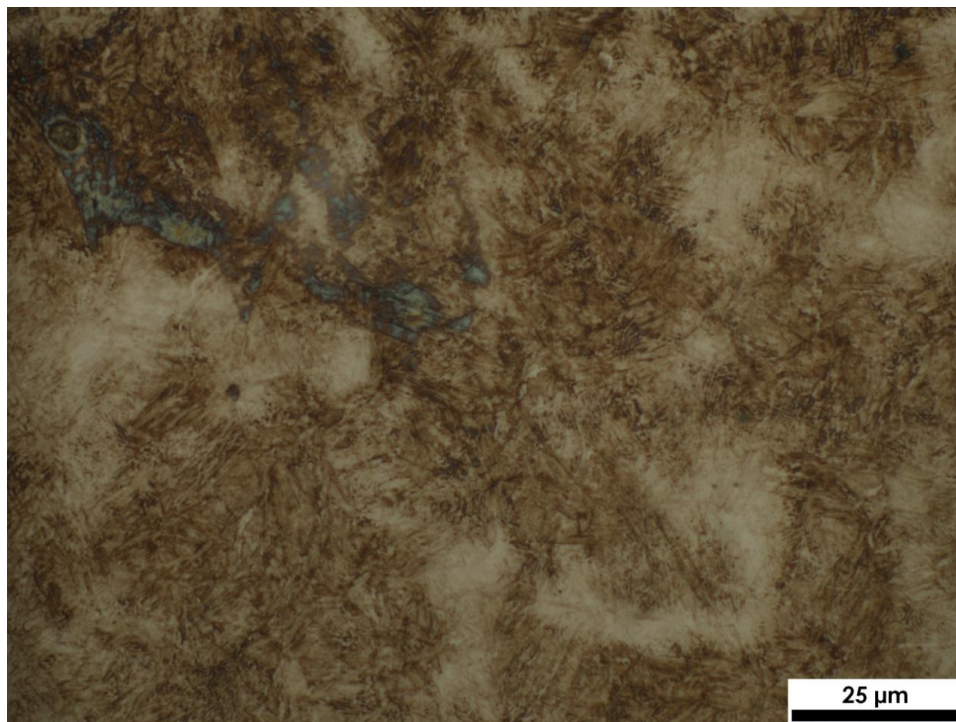
Δοκίμιο FP1-1



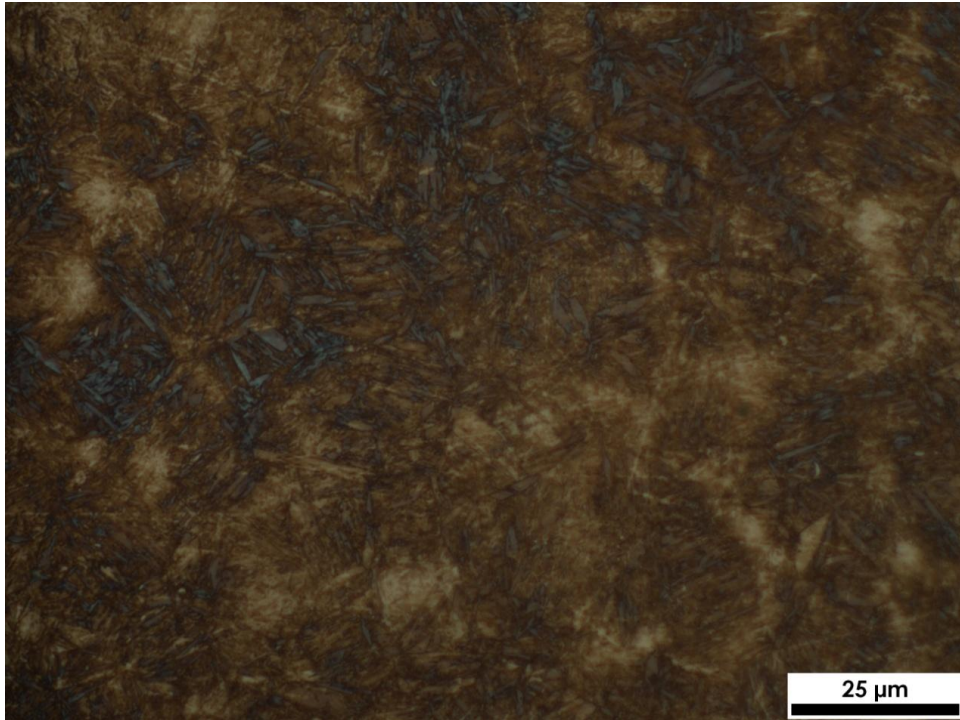
Εικόνα 36: Μικροδομή στο οπτικό μικροσκόπιο του FP1-1 ($T_{\text{peak}}=1080^{\circ}\text{C}$) μετά από προσβολή με Nital 2% και sodium metabisulfite. Μεγέθυνση 50x. Καφέ = Μαρτενσίτης, Λευκό= Ωστενίτης ή Καρβίδια.



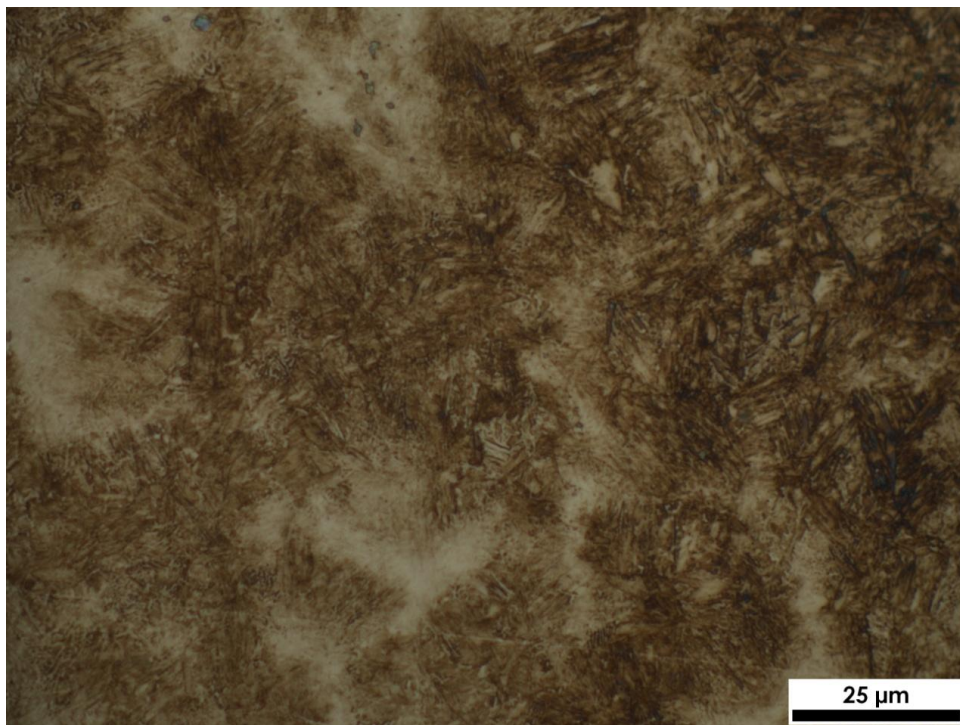
Εικόνα 37: Μικροδομή στο οπτικό μικροσκόπιο του FP1-1 ($T_{peak}=1080^{\circ}C$) μετά από προσβολή με Nital 2% και sodium metabisulfite. Μεγέθυνση 100x. Καφέ = Μαρτενσίτης, Λευκό= Ωστενίτης ή Καρβίδια.



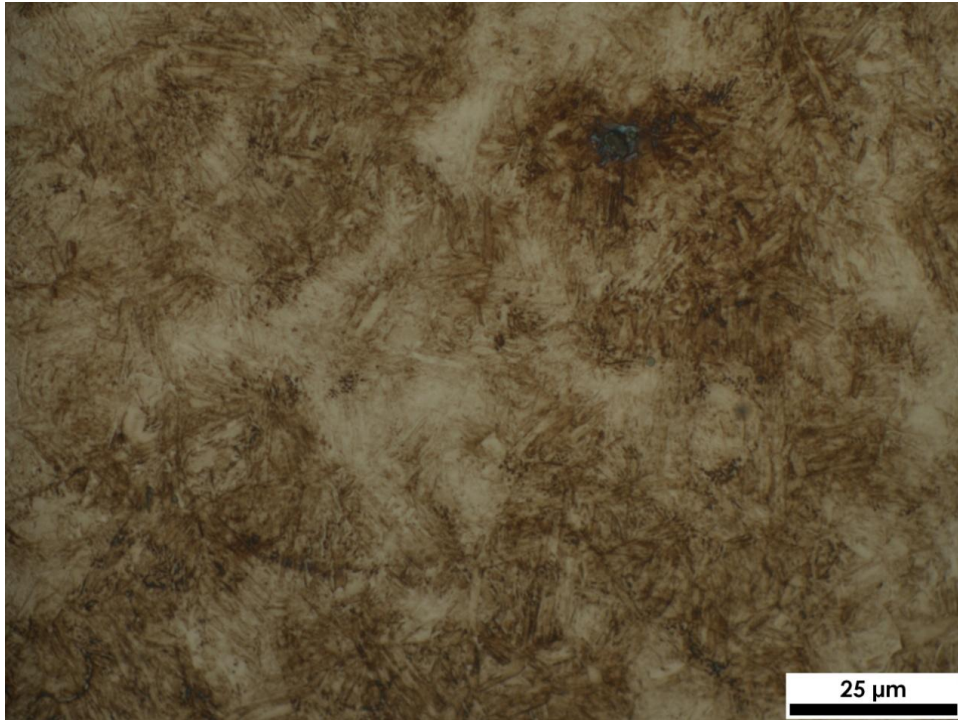
Εικόνα 38: Μικροδομή στο οπτικό μικροσκόπιο του FP1-1 ($T_{peak}=1080^{\circ}C$) μετά από προσβολή με Nital 2% και sodium metabisulfite. Μεγέθυνση 100x. Καφέ = Μαρτενσίτης, Λευκό= Ωστενίτης ή Καρβίδια.



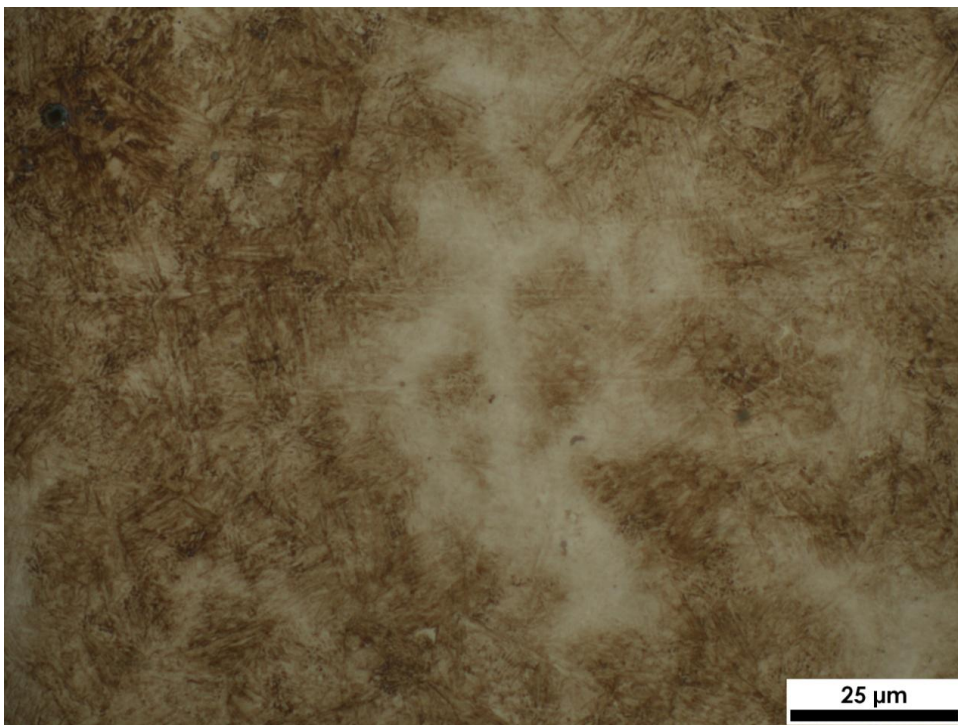
Εικόνα 39: Μικροδομή στο οπτικό μικροσκόπιο του FP1-1 (Tpeak=1080°C) μετά από προσβολή με Nital 2% και sodium metabisulfite. Μεγέθυνση 100x. Μπλε = Μπαινίτης, Καφέ = Μαρτενσίτης, Λευκό= Ωστενίτης ή Καρβίδια.



Εικόνα 40: Μικροδομή στο οπτικό μικροσκόπιο του FP1-1 (Tpeak=1080°C) μετά από προσβολή με Nital 2% και sodium metabisulfite. Μεγέθυνση 100x. Καφέ = Μαρτενσίτης, Λευκό= Ωστενίτης ή Καρβίδια.

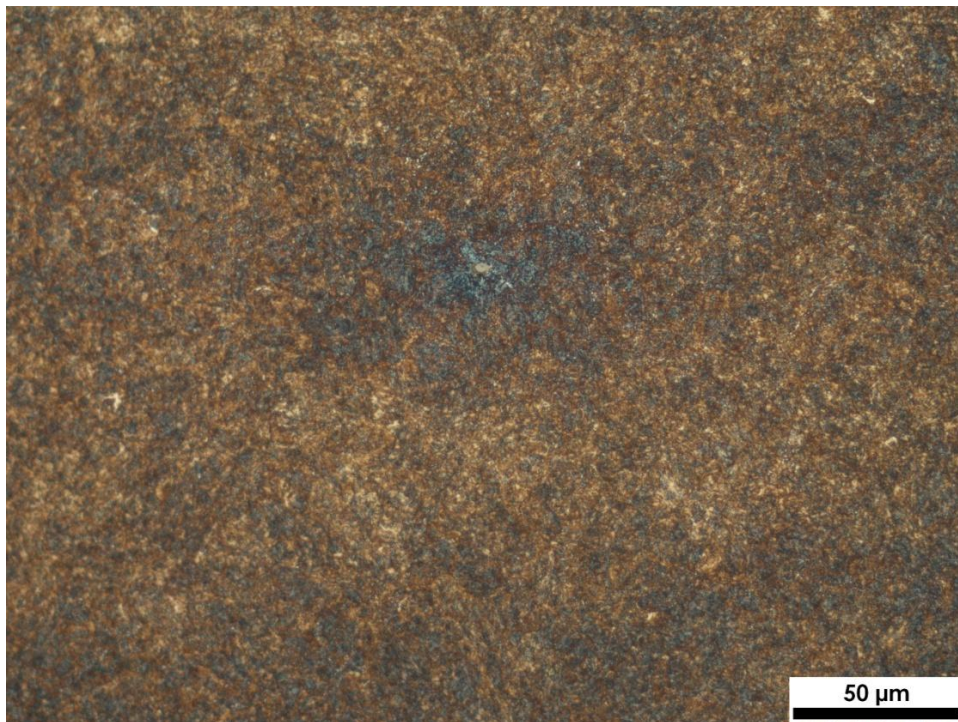


Εικόνα 41: Μικροδομή στο οπτικό μικροσκόπιο του FP1-1 (Tpeak=1080°C) μετά από προσβολή με Nital 2% και sodium metabisulfite. Μεγέθυνση 100x. Καφέ = Μαρτενσίτης, Λευκό= Ωστενίτης ή Καρβίδια.

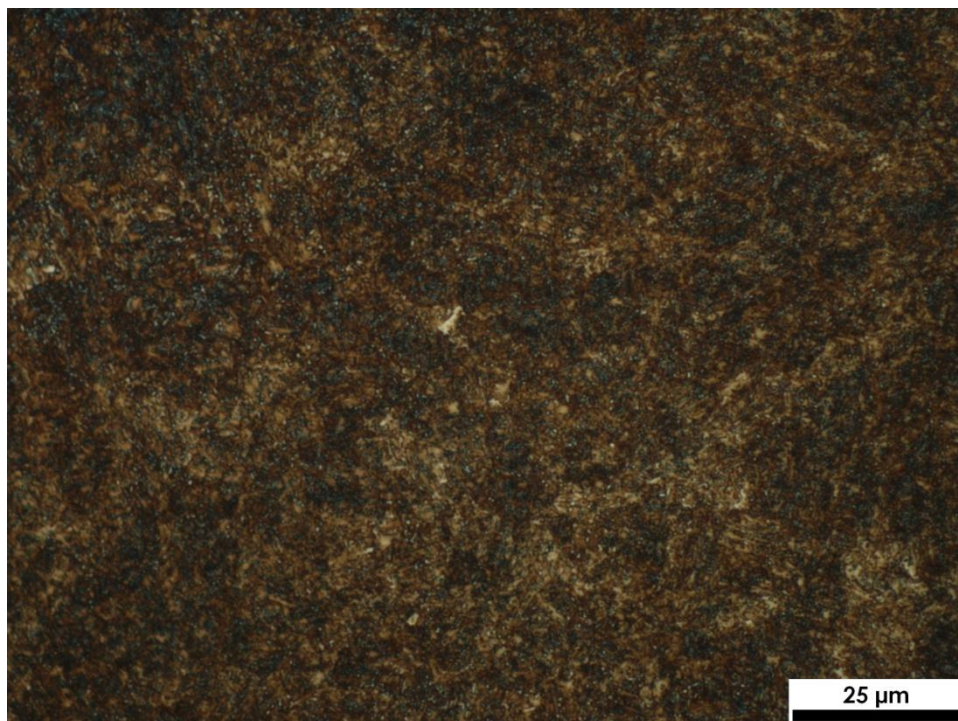


Εικόνα 42: Μικροδομή στο οπτικό μικροσκόπιο του FP1-1 (Tpeak=1080°C) μετά από προσβολή με Nital 2% και sodium metabisulfite. Μεγέθυνση 100x. Καφέ = Μαρτενσίτης, Λευκό= Ωστενίτης ή Καρβίδια.

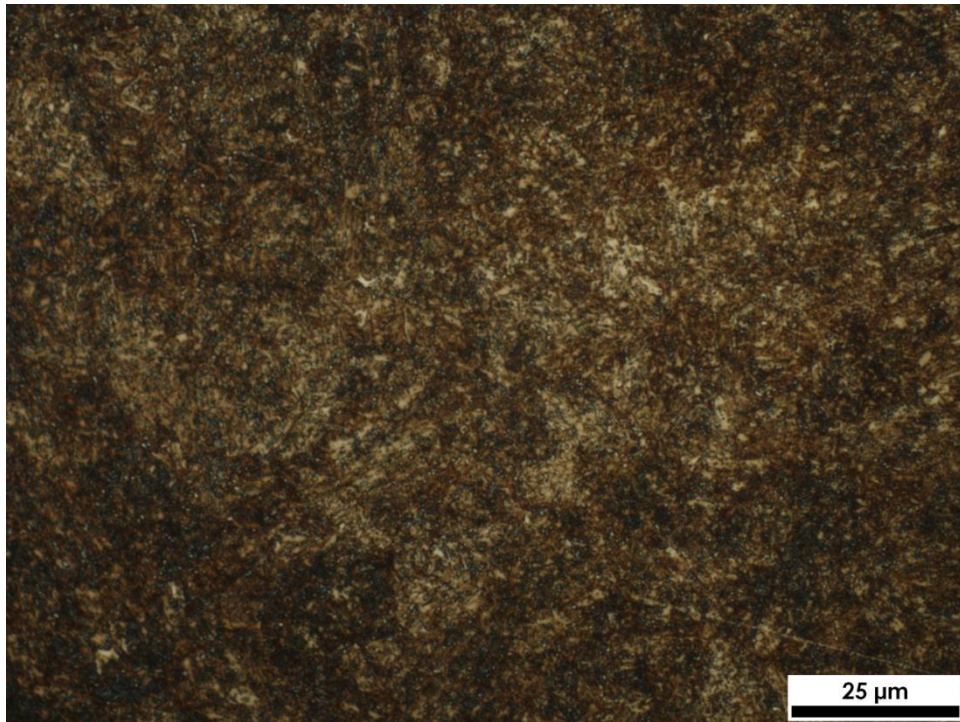
Δοκίμιο FP1-13



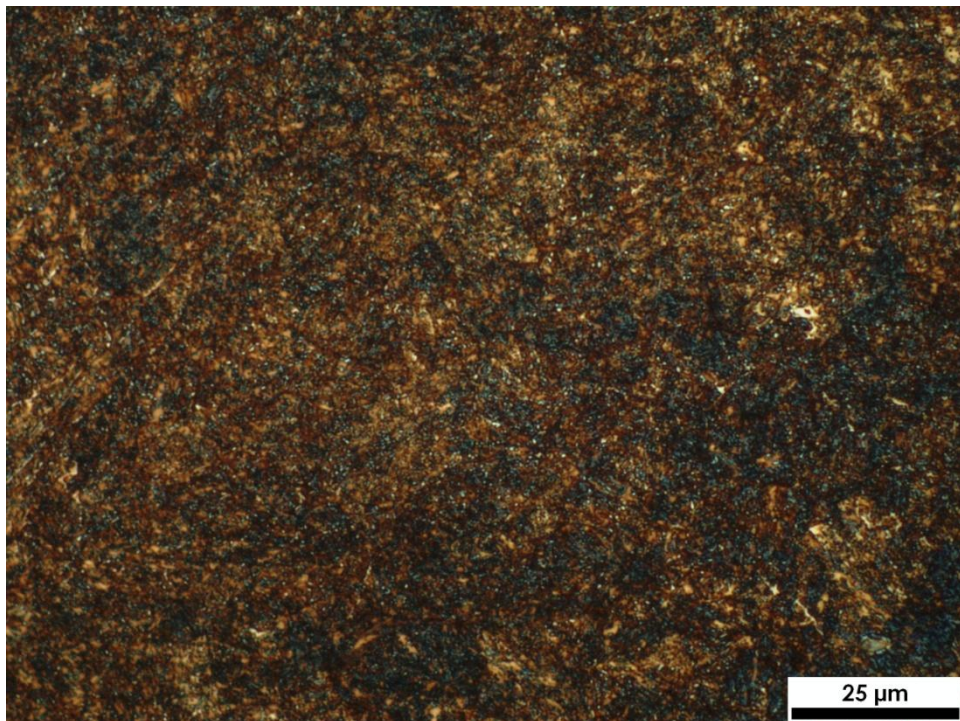
Εικόνα 43: Μικροδομή στο οπτικό μικροσκόπιο του FP1-13 (Tpeak=910°C) μετά από προσβολή με Nital 2% και sodium metabisulfite. Μεγέθυνση 50x. Μπλε = Μπαινίτης, Καφέ = Μαρτενσίτης, Λευκό= Ωστενίτης ή Καρβίδια.



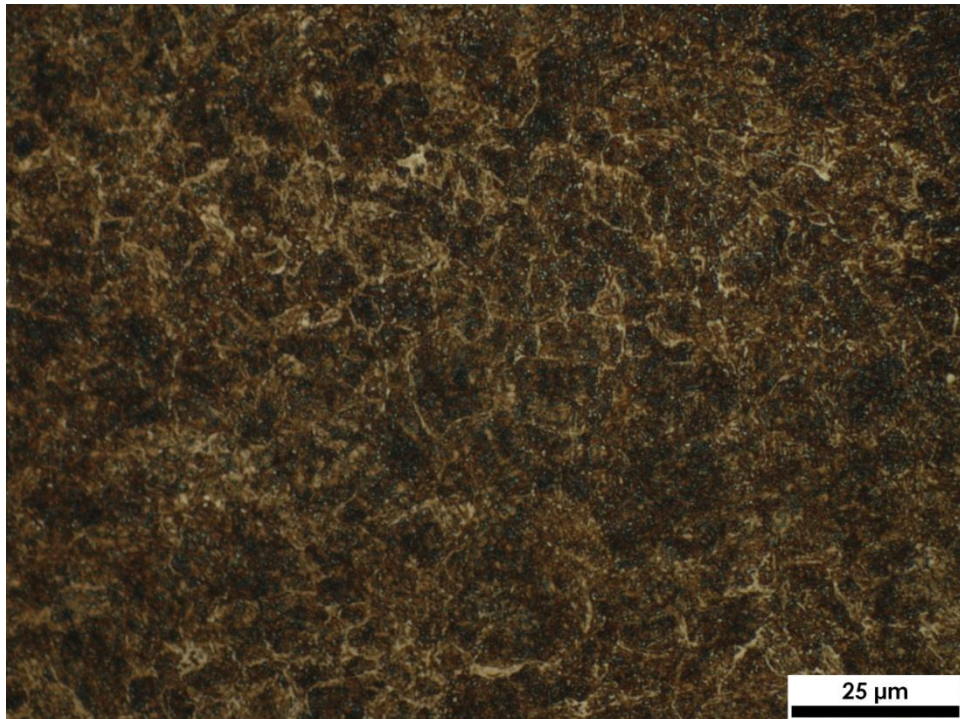
Εικόνα 44: Μικροδομή στο οπτικό μικροσκόπιο του FP1-13 (Tpeak=910°C) μετά από προσβολή με Nital 2% και sodium metabisulfite. Μεγέθυνση 100x. Μπλε = Μπαινίτης, Καφέ = Μαρτενσίτης, Λευκό= Ωστενίτης ή Καρβίδια.



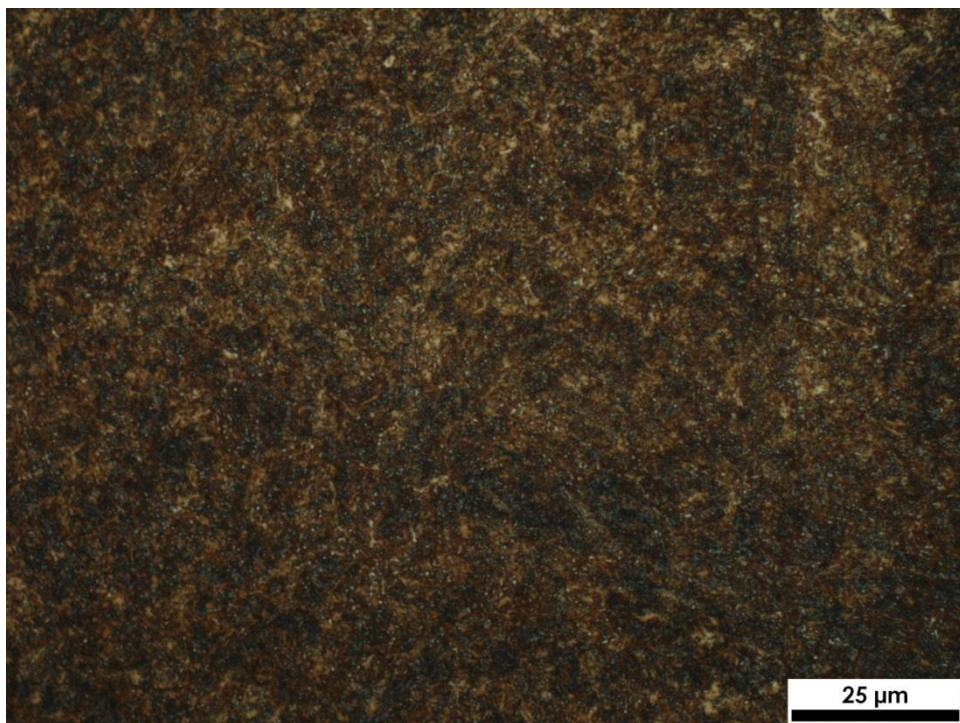
Εικόνα 45: Μικροδομή στο οπτικό μικροσκόπιο του FP1-13 (Tpeak=910°C) μετά από προσβολή με Nital 2% και sodium metabisulfite. Μεγέθυνση 100x. Μπλε = Μπαινίτης, Καφέ = Μαρτενσίτης, Λευκό= Ωστενίτης ή Καρβίδια.



Εικόνα 46: Μικροδομή στο οπτικό μικροσκόπιο του FP1-13 (Tpeak=910°C) μετά από προσβολή με Nital 2% και sodium metabisulfite. Μεγέθυνση 100x. Μπλε = Μπαινίτης, Καφέ = Μαρτενσίτης, Λευκό= Ωστενίτης ή Καρβίδια.

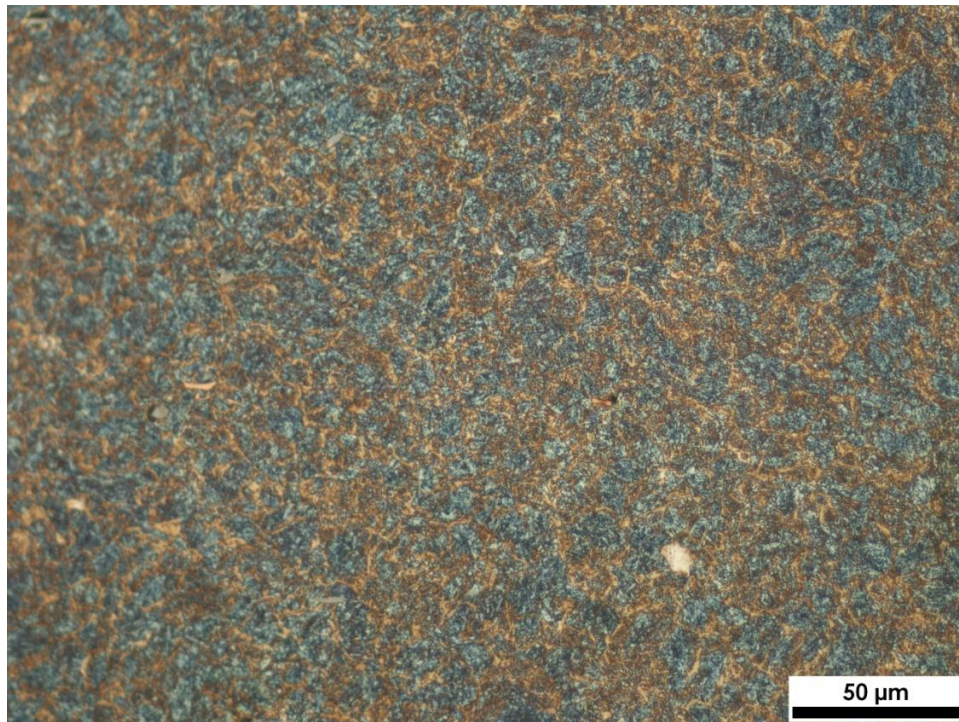


Εικόνα 47: Μικροδομή στο οπτικό μικροσκόπιο του FP1-13 (Tpeak=910°C) μετά από προσβολή με Nital 2% και sodium metabisulfite. Μεγέθυνση 100x. Μπλε = Μπαινίτης, Καφέ = Μαρτενσίτης, Λευκό= Ωστενίτης ή Καρβίδια.

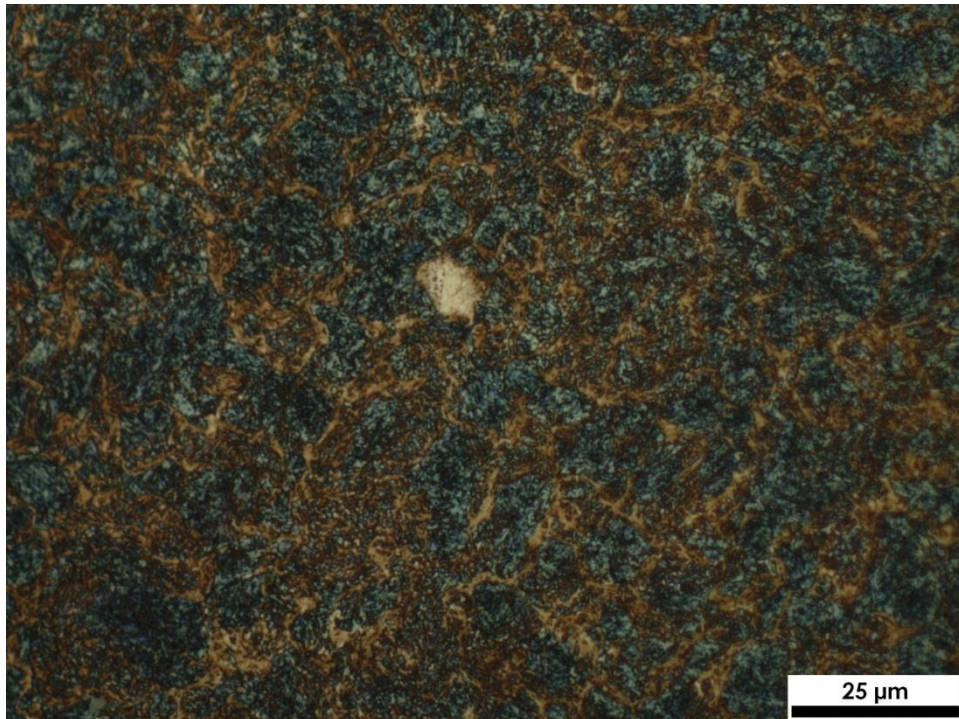


Εικόνα 48: Μικροδομή στο οπτικό μικροσκόπιο του FP1-13 (Tpeak=910°C) μετά από προσβολή με Nital 2% και sodium metabisulfite. Μεγέθυνση 100x. Μπλε = Μπαινίτης, Καφέ = Μαρτενσίτης, Λευκό= Ωστενίτης ή Καρβίδια.

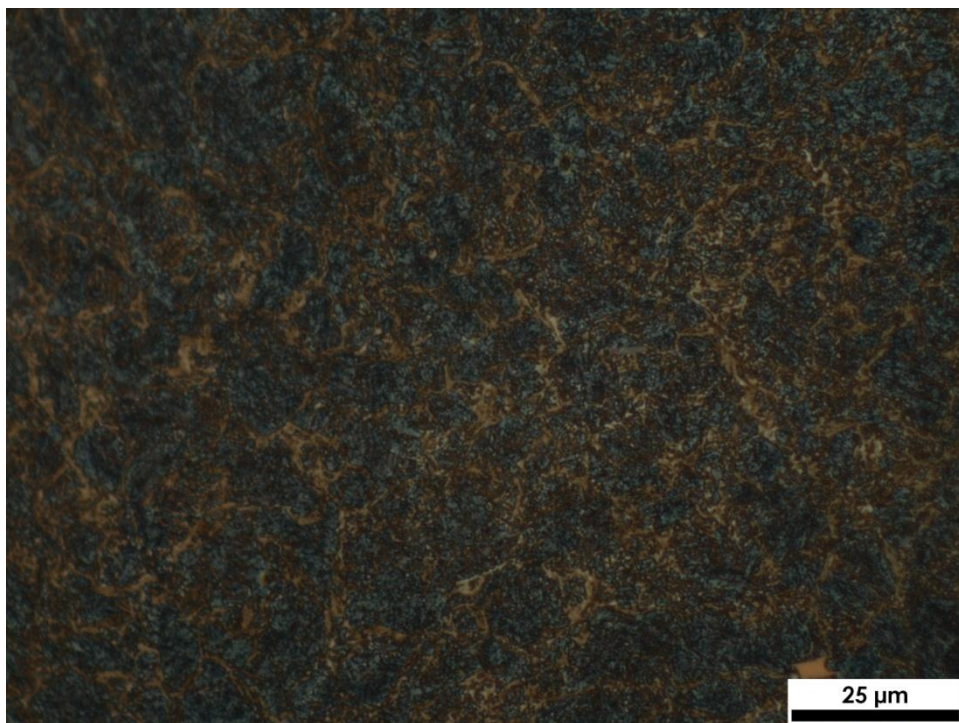
Δοκίμιο FP1-14



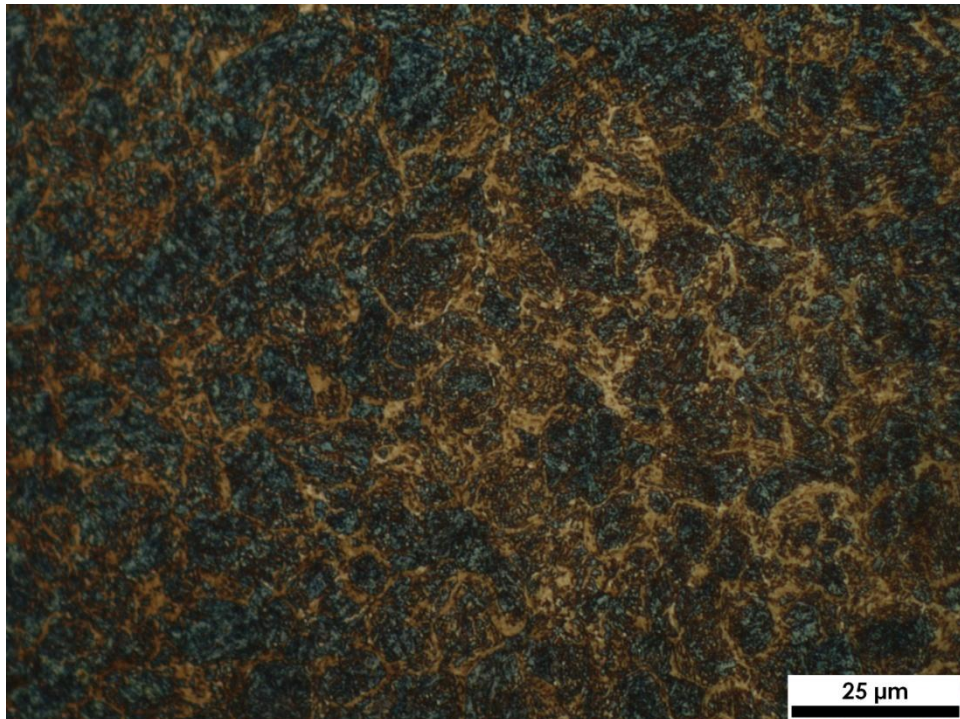
Εικόνα 49: Μικροδομή στο οπτικό μικροσκόπιο του FP1-14 (Tpeak=950°C) μετά από προσβολή με Nital 2% και sodium metabisulfite. Μεγέθυνση 50x. Μπλε = Μπαινίτης, Καφέ = Μαρτενσίτης, Λευκό= Ωστενίτης ή Καρβίδια.



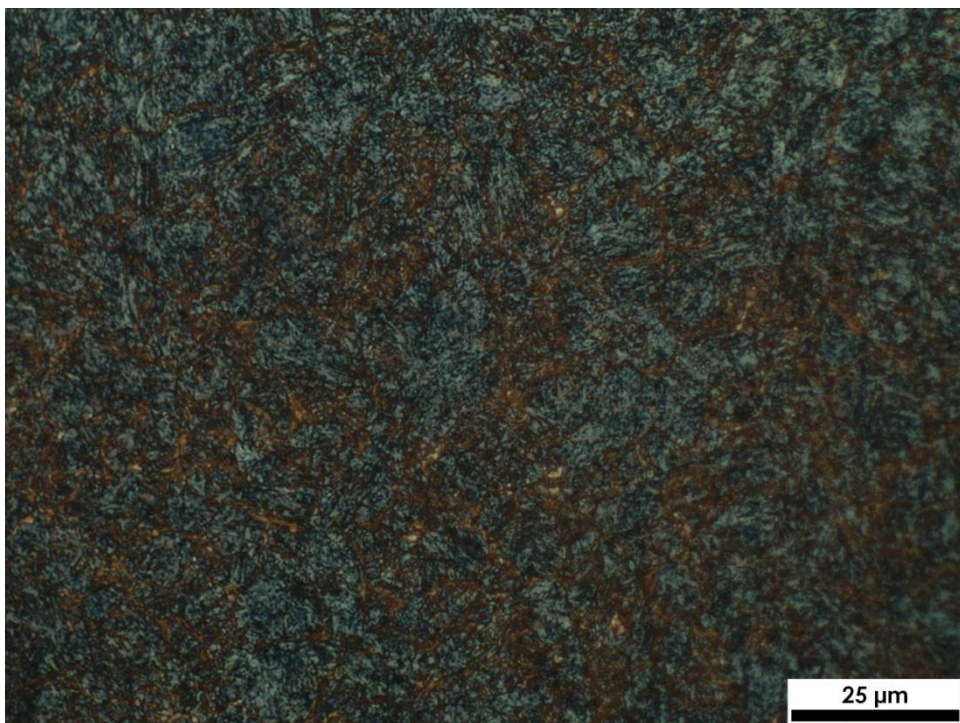
Εικόνα 50: Μικροδομή στο οπτικό μικροσκόπιο του FP1-14 (Tpeak=950°C) μετά από προσβολή με Nital 2% και sodium metabisulfite. Μεγέθυνση 100x. Μπλε = Μπαινίτης, Καφέ = Μαρτενσίτης, Λευκό= Ωστενίτης ή Καρβίδια.



Εικόνα 51: Μικροδομή στο οπτικό μικροσκόπιο του FP1-14 (Tpeak=950°C) μετά από προσβολή με Nital 2% και sodium metabisulfite. Μεγέθυνση 100x. Μπλε = Μπαινίτης, Καφέ = Μαρτενσίτης, Λευκό= Ωστενίτης ή Καρβίδια.



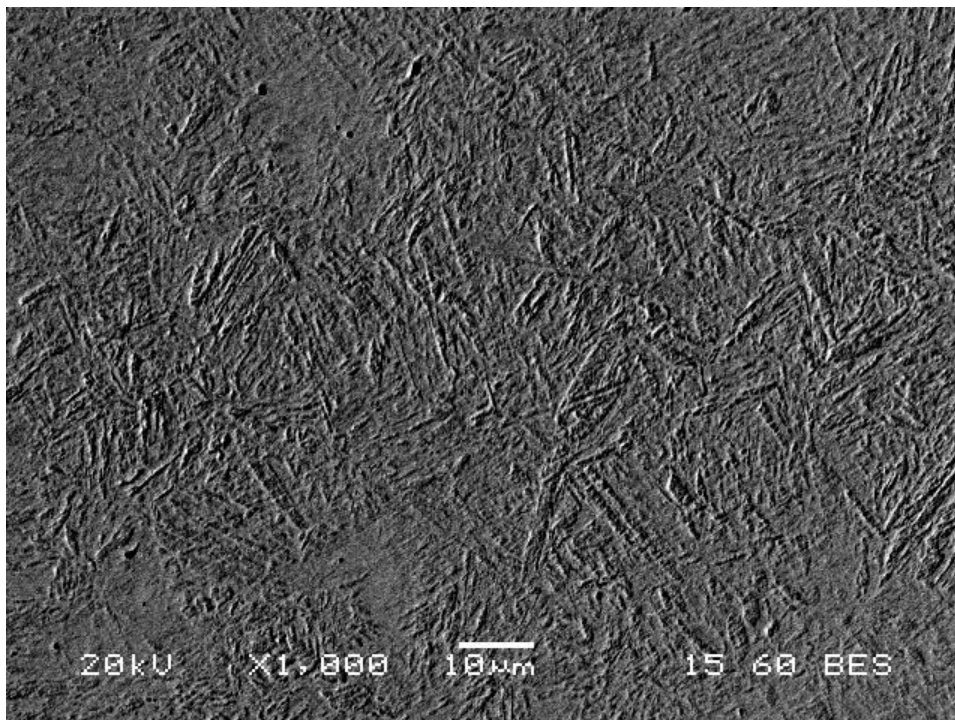
Εικόνα 52: Μικροδομή στο οπτικό μικροσκόπιο του FP1-14 (Tpeak=950°C) μετά από προσβολή με Nital 2% και sodium metabisulfite. Μεγέθυνση 100x. Μπλε = Μπαινίτης, Καφέ = Μαρτενσίτης, Λευκό= Ωστενίτης ή Καρβίδια.



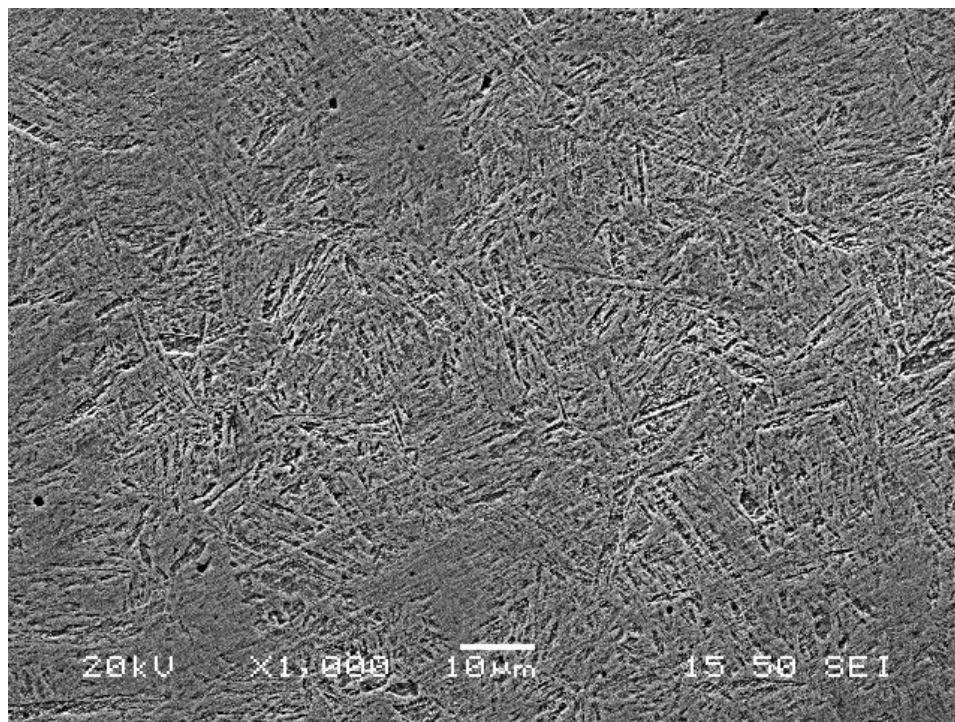
Εικόνα 53: Μικροδομή στο οπτικό μικροσκόπιο του FP1-14 (Tpeak=950°C) μετά από προσβολή με Nital 2% και sodium metabisulfite. Μεγέθυνση 100x. Μπλε = Μπαινίτης, Καφέ = Μαρτενσίτης, Λευκό= Ωστενίτης ή Καρβίδια.

IV.5. Ηλεκτρονικό Μικροσκόπιο SEM

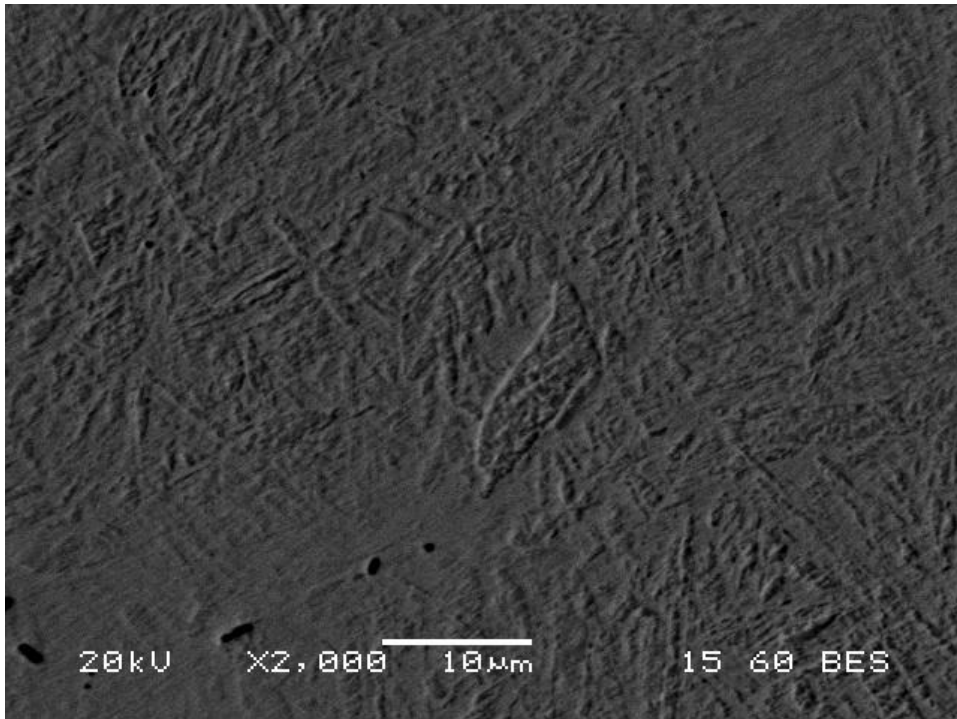
Δοκίμιο FP1-1



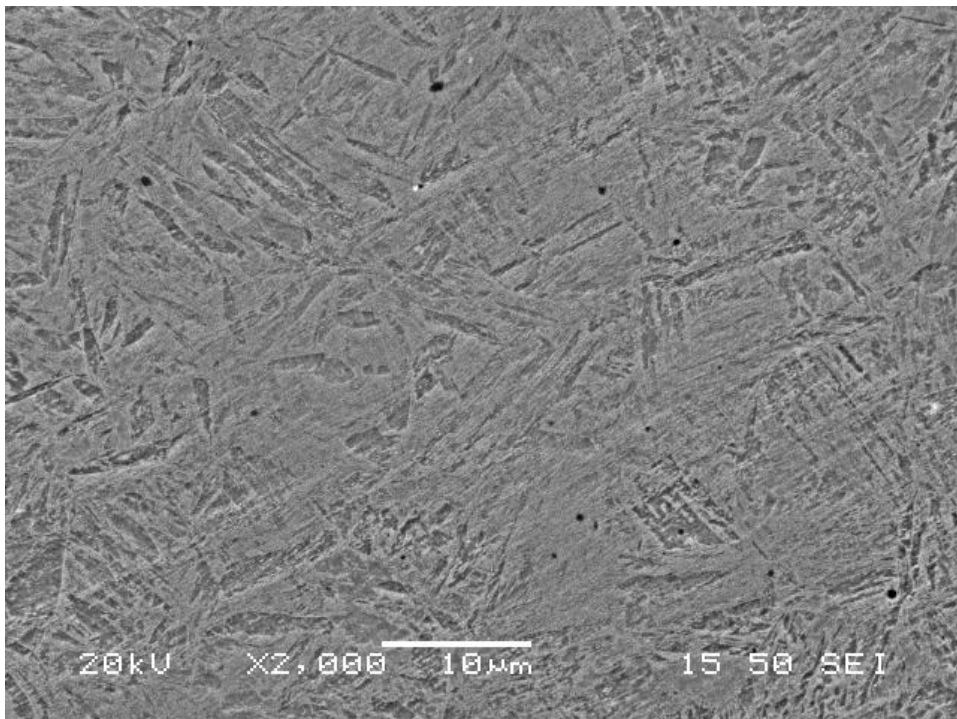
Εικόνα 54: Ηλεκτρονική μικρογραφία οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES) της μικροδομής του FP1-1 (Tpeak=1080°C). Μεγέθυνση 1000X.



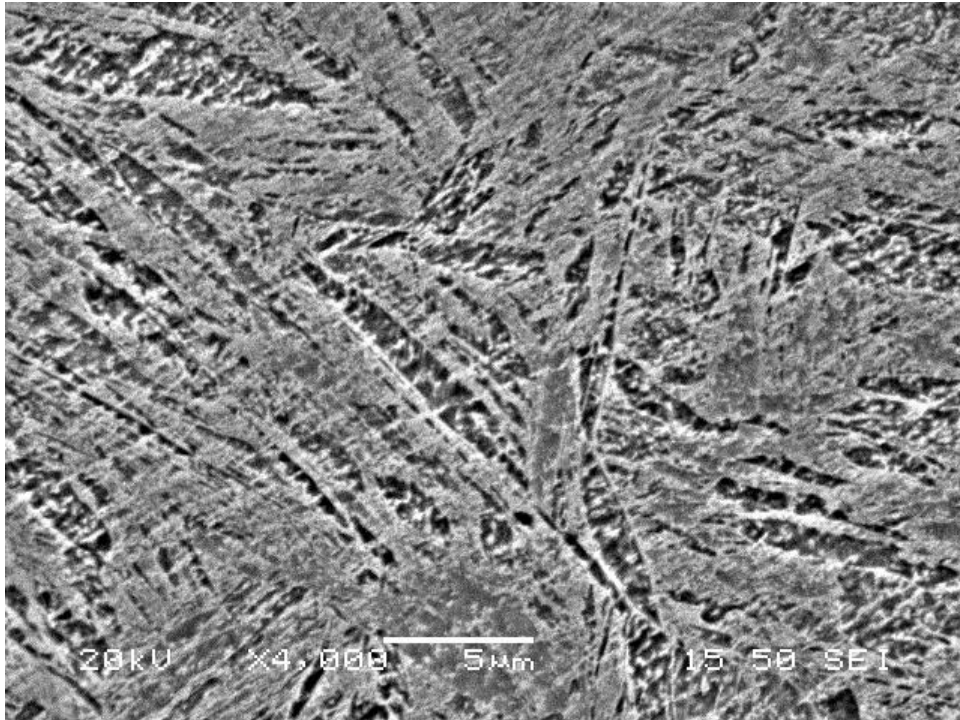
Εικόνα 55: Ηλεκτρονική μικρογραφία δευτερογενών ηλεκτρονίων (SEI) της μικροδομής του FP1-1 (Tpeak=1080°C). Μεγέθυνση 1000X.



Εικόνα 56: Ηλεκτρονική μικρογραφία οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES) της μικροδομής του FP1-1 (T_{peak}=1080°C). Μεγέθυνση 2000X.



Εικόνα 57: Ηλεκτρονική μικρογραφία δευτερογενών ηλεκτρονίων (SEI) της μικροδομής του FP1-1 (T_{peak}=1080°C). Μεγέθυνση 2000X.



Εικόνα 58: Ηλεκτρονική μικρογραφία δευτερογενών ηλεκτρονίων (SEI) της μικροδομής του FP1-1 (Tpeak=1080°C). Μεγέθυνση 4000X.

Πίνακας 8: Σύσταση %κ.β. - Δοκίμιο FP1-1

Fe	Cr	Mn
98.33	0.99	0.68

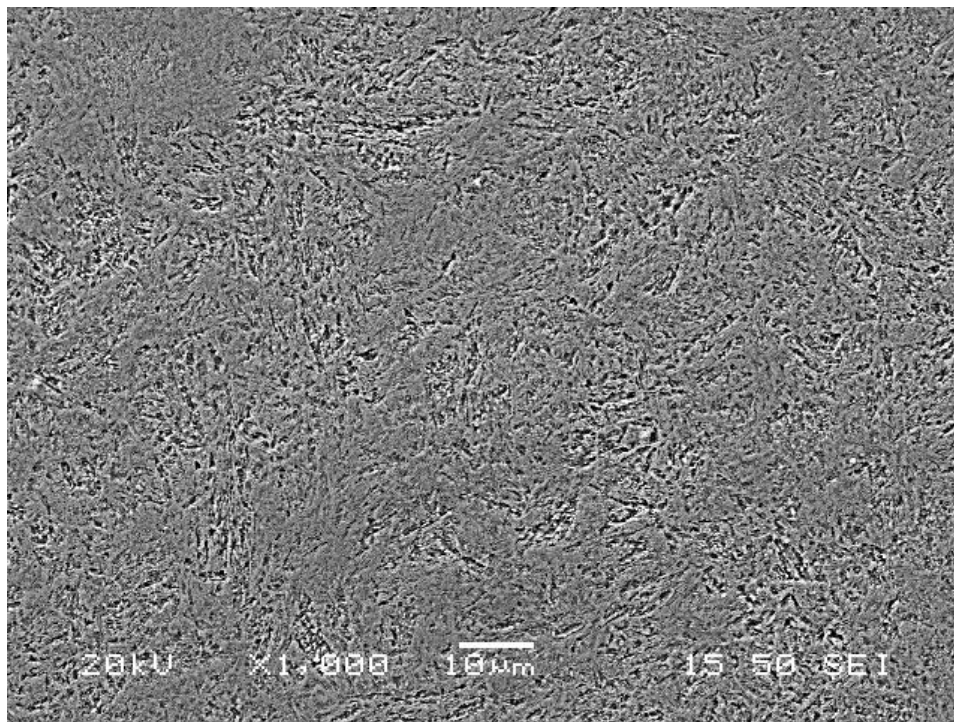
Πίνακας 9: Σύσταση %κ.β. στην περιοχή βελόνας - Δοκίμιο FP1-1

Fe	Cr	Mn
98.66	0.76	0.59

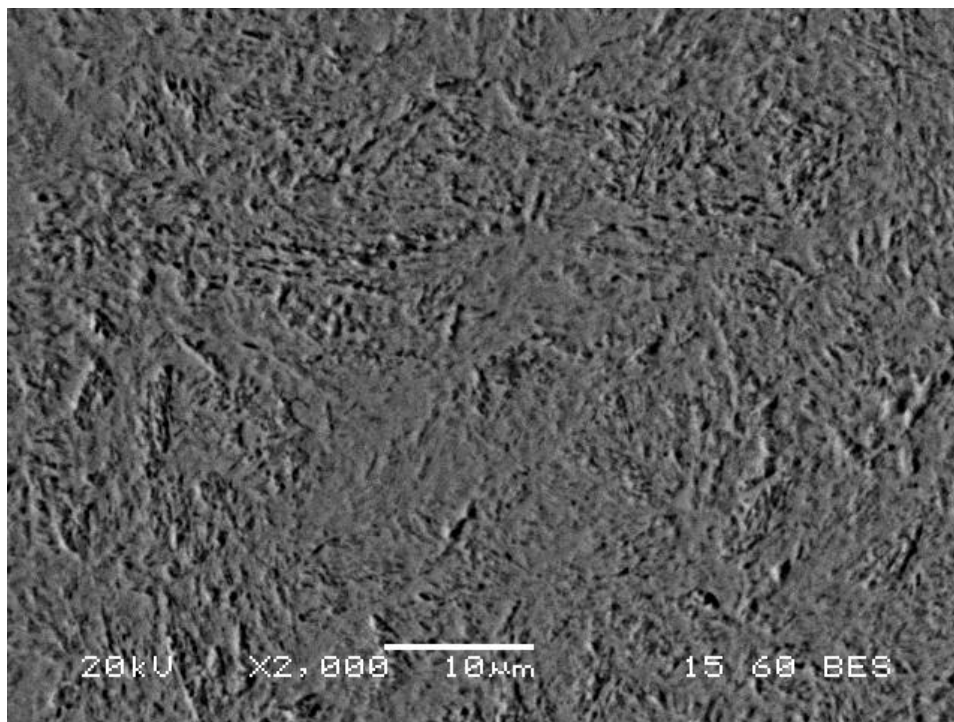
Πίνακας 10: Σύσταση %κ.β. στην περιοχή εκτός βελόνας - Δοκίμιο FP1-1

Fe	Cr	Mn	Si
97.63	1.12	0.79	0.47

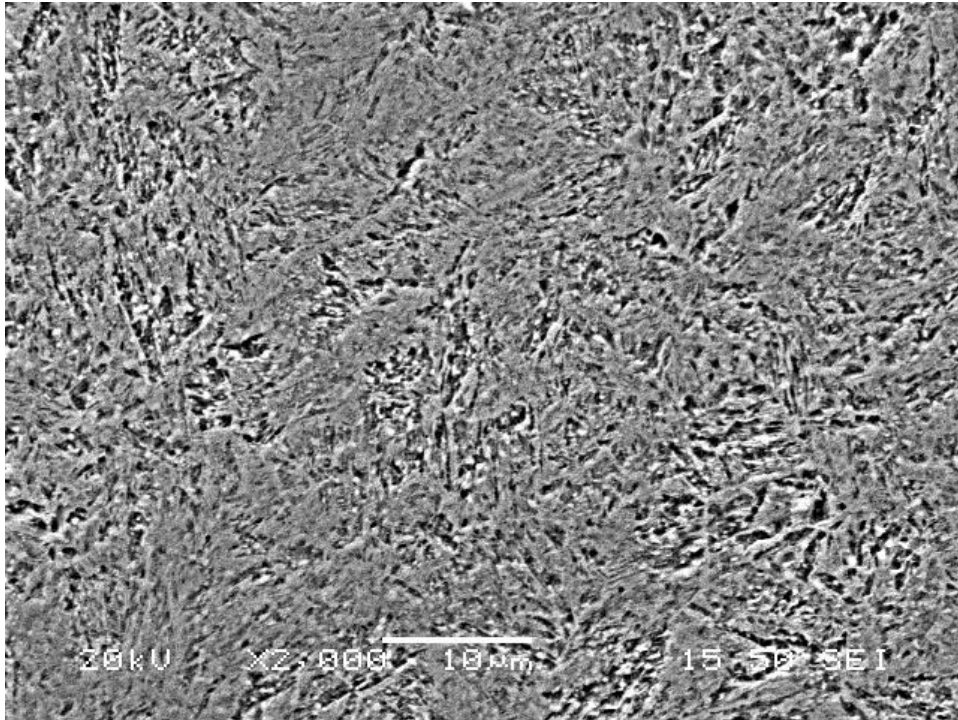
Δοκίμιο FP1-13



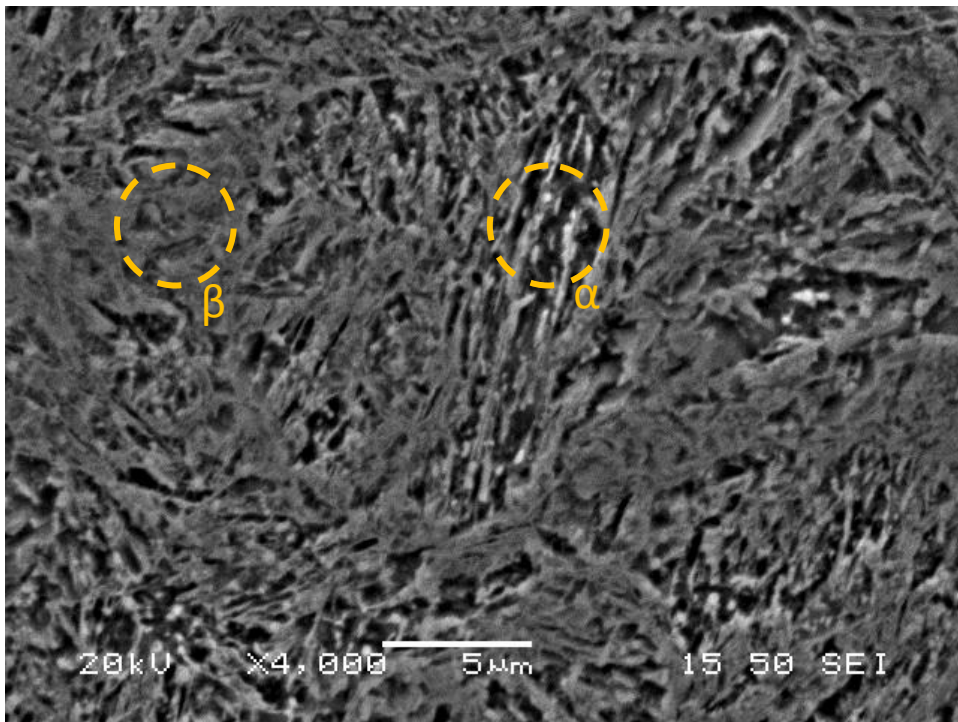
Εικόνα 59: Ηλεκτρονική μικρογραφία δευτερογενών ηλεκτρονίων (SEI) της μικροδομής του FP1-13 (Tpeak=910°C). Μεγέθυνση 1000X.



Εικόνα 60: Ηλεκτρονική μικρογραφία οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES) της μικροδομής του FP1-13 (Tpeak=910°C). Μεγέθυνση 2000X.



Εικόνα 61: Ηλεκτρονική μικρογραφία δευτερογενών ηλεκτρονίων (SEI) της μικροδομής του FP1-13 (Tpeak=910°C). Μεγέθυνση 2000X.



Εικόνα 62: Ηλεκτρονική μικρογραφία δευτερογενών ηλεκτρονίων (SEI) της μικροδομής του FP1-13 (Tpeak=910°C). Μεγέθυνση 4000X.

Πίνακας 11: Σύσταση %κ.β. - Δοκίμιο FP1-13

Fe	Cr	Mn
97.36	1.39	1.25

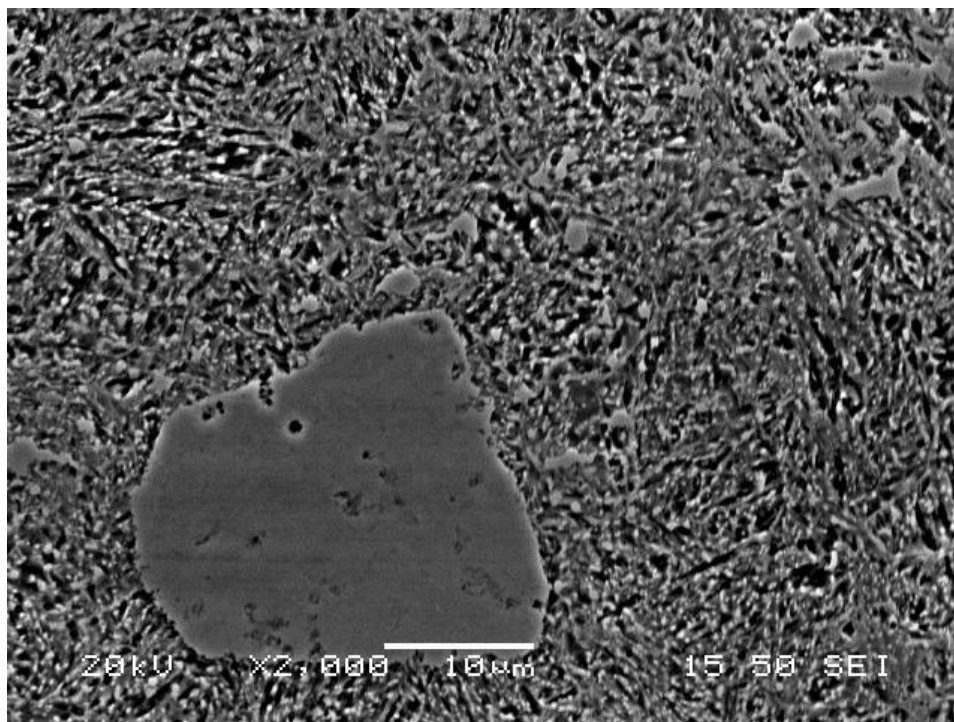
Πίνακας 12: Σύσταση %κ.β. - Δοκίμιο FP1-13 - Περιοχή 1 εικόνας 62

Fe	Cr	Mn	Si
96.38	1.58	1.50	0.54

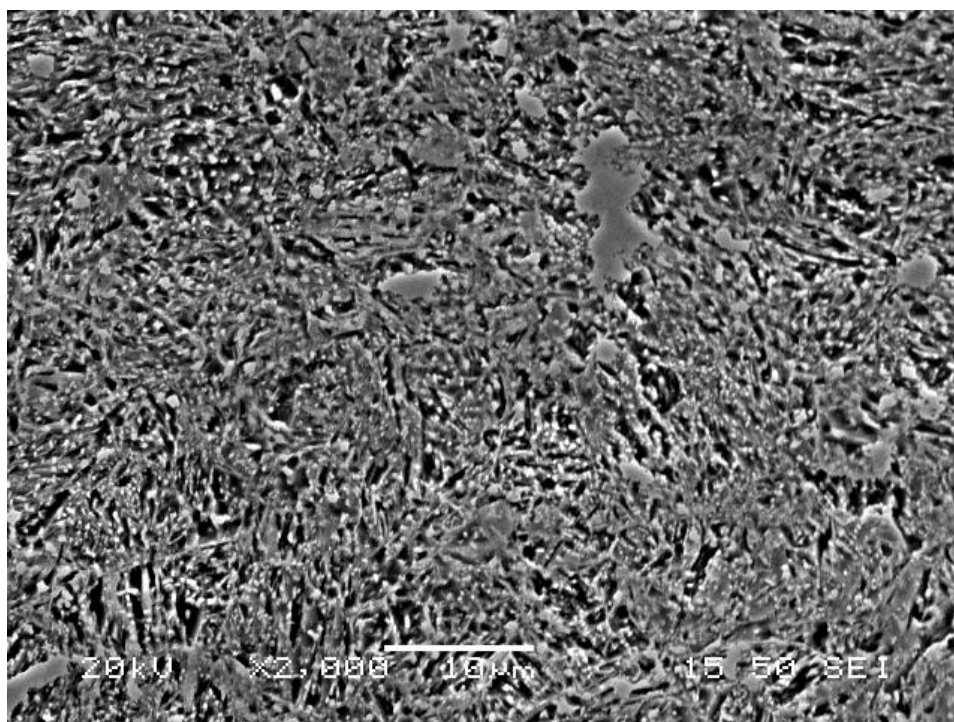
Πίνακας 13: Σύσταση %κ.β. - Δοκίμιο FP1-13 - Περιοχή 2 εικόνας 62

Fe	Cr	Mn
97.20	1.43	1.36

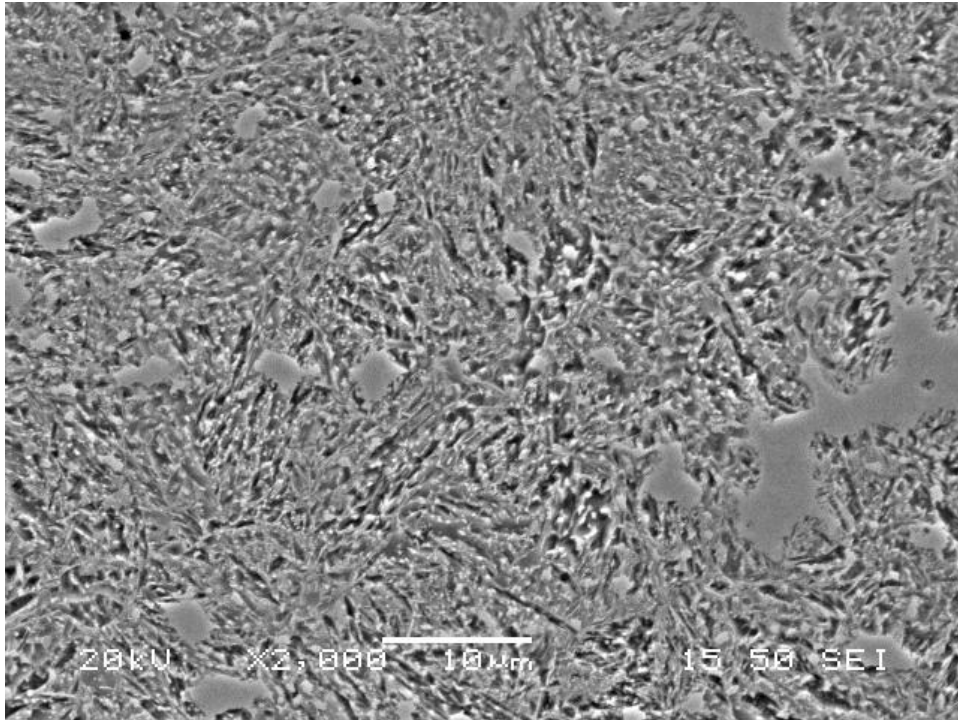
Δοκίμιο FP1-14



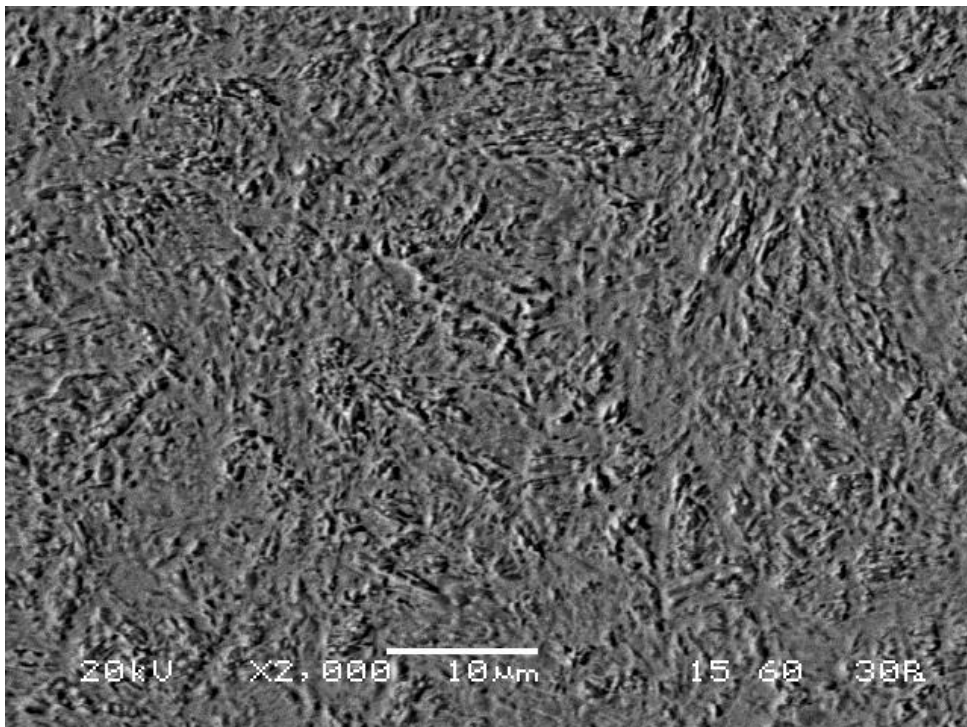
Εικόνα 63: Ηλεκτρονική μικρογραφία δευτερογενών ηλεκτρονίων (SEI) της μικροδομής του FP1-14 (Tpeak=950°C). Μεγέθυνση 2000X.



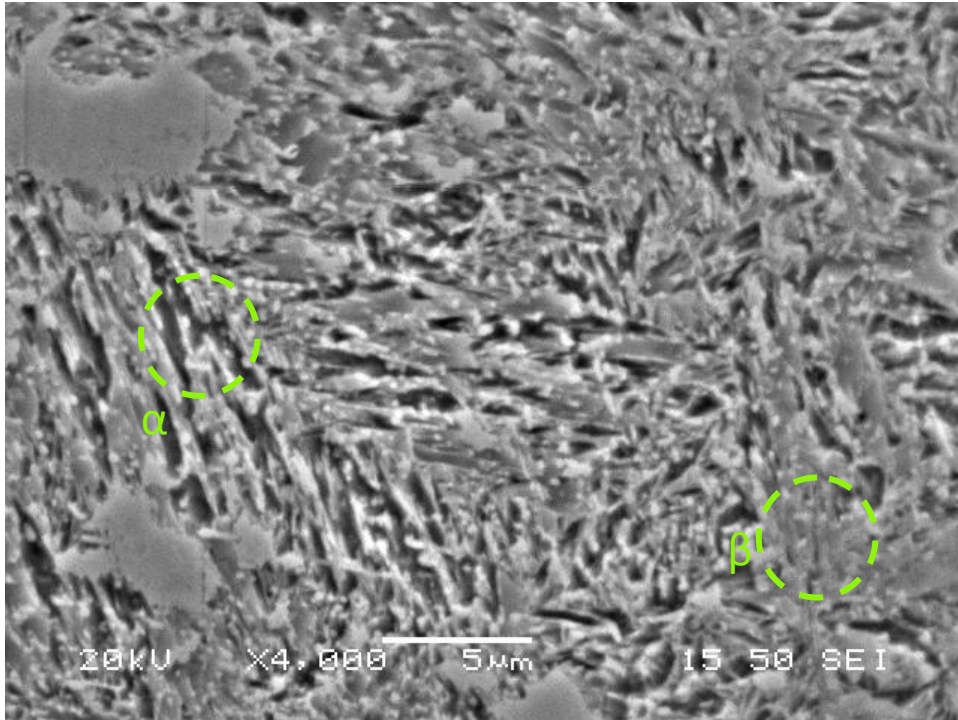
Εικόνα 64: Ηλεκτρονική μικρογραφία δευτερογενών ηλεκτρονίων (SEI) της μικροδομής του FP1-14 (Tpeak=950°C). Μεγέθυνση 2000X.



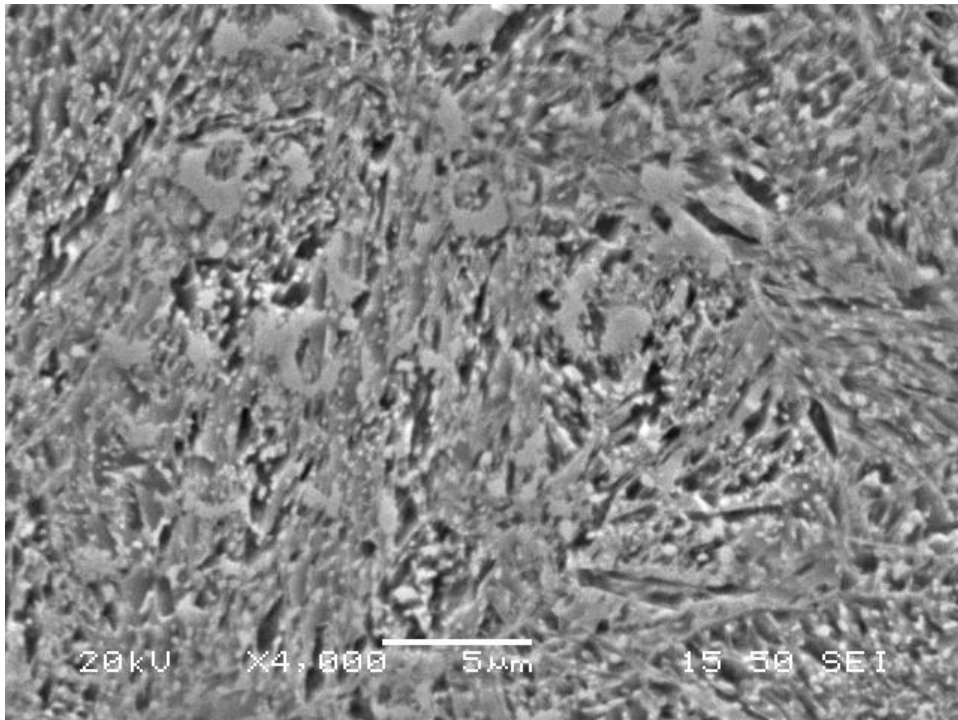
Εικόνα 65: Ηλεκτρονική μικρογραφία δευτερογενών ηλεκτρονίων (SEI) της μικροδομής του FP1-14 (Tpeak=950°C). Μεγέθυνση 2000X.



Εικόνα 66: Ηλεκτρονική μικρογραφία οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES) της μικροδομής του FP1-14 (Tpeak=950°C). Μεγέθυνση 2000X.



Εικόνα 67: Ηλεκτρονική μικρογραφία δευτερογενών ηλεκτρονίων (SEI) της μικροδομής του FP1-14 (Tpeak=950°C). Μεγέθυνση 4000X.



Εικόνα 68: Ηλεκτρονική μικρογραφία δευτερογενών ηλεκτρονίων (SEI) της μικροδομής του FP1-14 (Tpeak=950°C). Μεγέθυνση 4000X.

Πίνακας 14: Σύσταση %κ.β. - Δοκίμιο FP1-14

Fe	Cr	Mn	Si
96.57	1.44	1.44	0.55

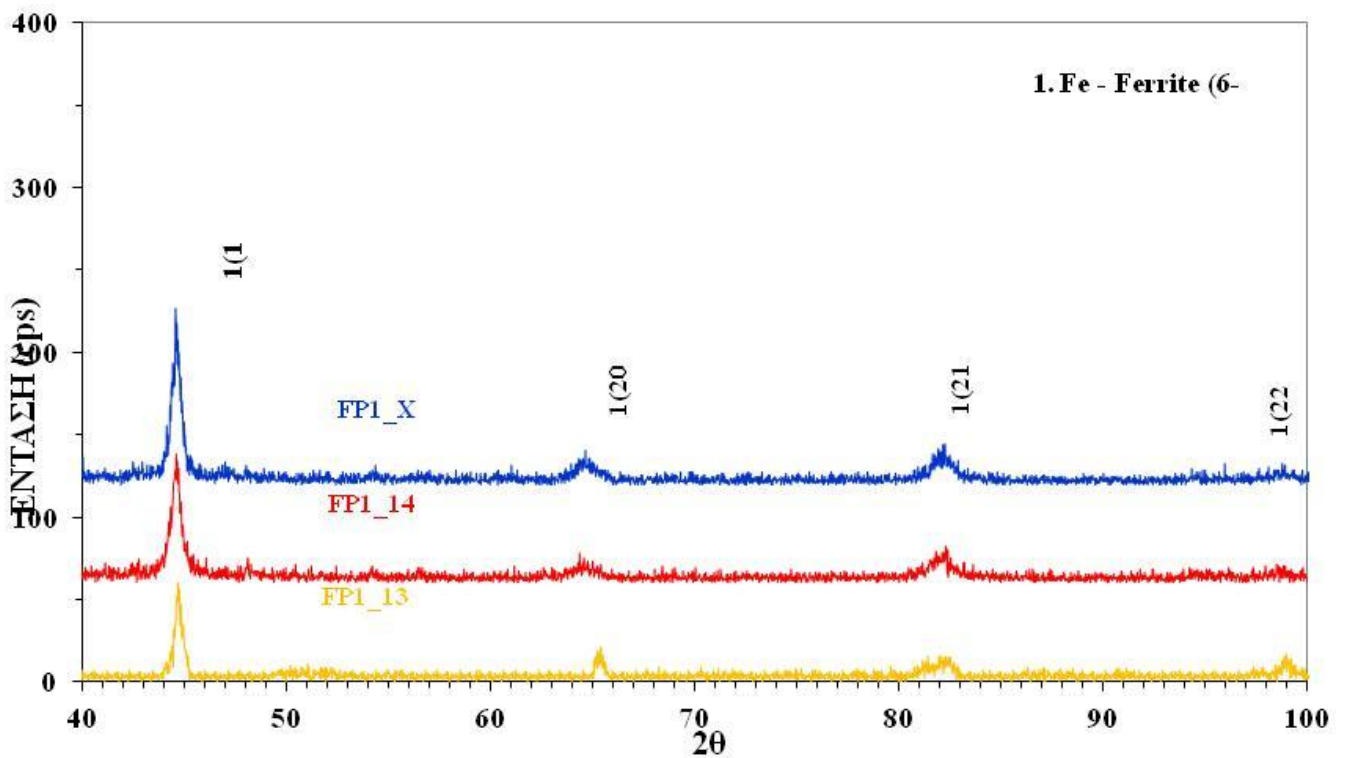
Πίνακας 15: Σύσταση %κ.β. - Δοκίμιο FP1-14 - Περιοχή 1 εικόνας 67

Fe	Cr	Mn	Si
95.22	2.23	2.08	0.47

Πίνακας 16: Σύσταση %κ.β. - Δοκίμιο FP1-14 - Περιοχή 2 εικόνας 67

Fe	Cr	Mn	Si
96.97	1.14	1.50	0.38

IV.6. Περιθλασιμετρία Ακτίνων X (XRD)



Εικόνα 69: Συγκριτικά διαγράμματα XRD

V. Συζήτηση επί των αποτελεσμάτων

Στα διαγράμματα διαστολομετρίας, όπως παρουσιάζονται στις Εικόνες 35 (α)-(γ), απεικονίζεται η αλλαγή του μήκους κατά τη διάρκεια όλης της θερμικής κατεργασίας του κάθε δείγματος. Οι αντίστοιχοι μετασχηματισμοί φάσεων φαίνονται στα διαγράμματα κάθε φορά που έχουμε αλλαγή στο μήκος του δείγματος σε συνάρτηση με το χρόνο και τη θερμοκρασία. Το πρώτο στάδιο που είναι η θέρμανση από θερμοκρασία δωματίου έως την T_{peak} , γίνεται για την ωστενιτοποίηση του δείγματος. Μετά από αυτό, το δείγμα ψύχεται ραγδαία σε θερμοκρασία δωματίου. Τα τρία διαγράμματα υποδεικνύουν ότι η θερμοκρασία A_{C1} για το FP1-1 είναι 800 °C και για τα FP1-13 και FP1-14 810°C και η θερμοκρασία A_{C3} είναι στους 1100°C για το FP1-1 και 900°C για τα FP1-13 και FP1-14. Σημειώνεται ότι ο άξονας y αντιστοιχεί στην μεταβολή του μήκους και έχει μερικές αρνητικές τιμές της μεταβολής αυτής (ΔL), οι οποίες είναι το αποτέλεσμα της θερμικής αγωγιμότητας, λόγω της πολύ ταχείας ψύξης του δείγματος.

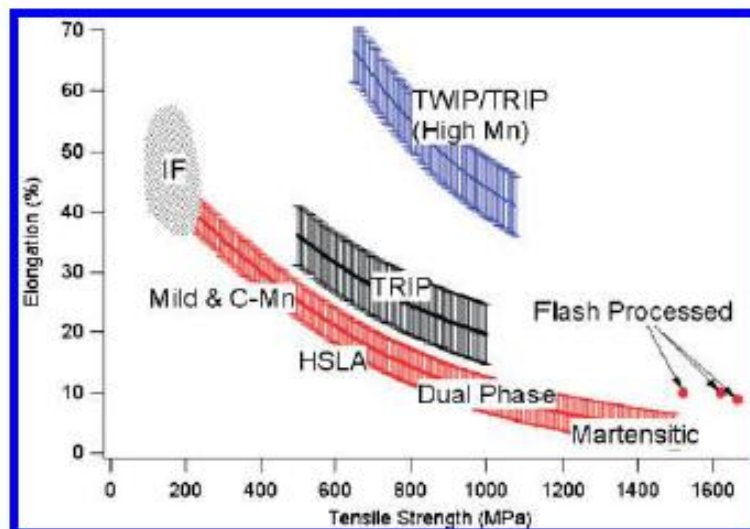
Από τη σύγκριση των διαγραμμάτων της διαστολομετρίας παρατηρείται η επιρροή της θερμοκρασίας T_{peak} στην εκδήλωση και την πορεία του ωστενιτικού μετασχηματισμού. Παρατηρείται ότι για το FP1-1 ο ωστενιτικός μετασχηματισμός ακολουθείται από συνέχιση της αυξητικής πορείας της μεταβολής του μήκους, βάση της οποίας αναμένεται ότι κόκκος του ωστενίτη για το FP1-1 θα είναι μεγαλύτερου μεγέθους σε σύγκριση με των άλλων δύο δοκιμίων, επηρεάζοντας με τη σειρά την εξέλιξη των μετέπειτα μετασχηματισμών. Επιπλέον οι θερμοκρασίες A_{C1} και A_{C3} παρουσιάζονται μετακινημένες, καθώς η χημική ετερογένεια που επιβάλλεται στο υλικό λόγω της ταχείας θερμικής κατεργασίας επηρεάζει τη συμπεριφορά του ωστενιτικού μετασχηματισμού. Σχετικά με το μαρτενσιτικό και μπαινιτικό μετασχηματισμό, αυτοί φαίνεται να επικαλύπτονται μερικώς και απαιτείται μελέτη των αποτελεσμάτων της διαστολομετρίας με επιπρόσθετα αναλυτικά εργαλεία.

Αρχικά έγιναν σκληρομετρήσεις κατά Vickers στα 3 δοκίμια. Από τον Πίνακα 5 παρατηρείται ότι και τα 3 δοκίμια βρίσκονται στην ίδια περιοχή σκληρότητας με το δοκίμιο FP1-1 να έχει ελαφρά υψηλότερη τιμή σκληρότητας, πιθανότατα λόγω του ότι περιέχει μεγαλύτερο ποσοστό μαρτενσίτη. Σε αυτό το σημείο αξίζει να σημειωθεί ότι οι τιμές που μετρήθηκαν στο ΕΜΠ παρουσιάζουν σημαντική απόκλιση, ιδιαίτερα για τα δύο τελευταία δοκίμια, με τις τιμές της σκληρότητας όπως αυτή

προσδιορίστηκε στο ΕΛΚΕΜΕ. Αυτό πιθανά οφείλεται σε διαφορά στο όργανο μέτρησης ή και σε πειραματικό σφάλμα.

Ως προς τις τιμές των σκληρομετρήσεων αυτό που παρουσιάζει ενδιαφέρον είναι η λήψη τελικών προϊόντων, τα οποία ενώ έχουν υποστεί βαφή και αναμένεται να παρουσιάζουν σκληρότητα που παραπέμπει σε μαρτενσίτη μετά από βαφή, αυτά παρουσιάζουν σκληρότητες στην περιοχή του επαναφερμένου μαρτενσίτη. Αναμένεται έτσι μαζί με τον μαρτενσίτη να συνυπάρχει άλλο ένα μικρογραφικό χαρακτηριστικό, του οποίου η παρουσία να μειώνει τη συνολική σκληρότητα. Ένα τέτοιο μικρογραφικό χαρακτηριστικό είναι ο μπαινίτης, του οποίου όμως η παρουσία δεν είναι αναμενόμενη βάση των θερμικών κύκλων που ακολουθήθηκαν και για αυτό το ενδιαφέρον για την μελέτη της παρουσίας του και του μηχανισμού που οδήγησε σε αυτήν χρήζει μεγάλου ενδιαφέροντος.

Σε αυτό το σημείο κρίνεται σκόπιμο να αναφερθεί ότι ο Lolla και οι συνεργάτες του μελετώντας αντίστοιχα ταχείες θερμικές κατεργασίες προσδιόρισαν ότι οι παραγόμενες μικροδομές χαρακτηρίζονται από όριο διαρροής και θραύσης που ξεπερνούν τα 1300 και 1500 MPa [2]. Επιπλέον, σε συνδυασμό με το ότι η επιμήκυνση άγγιζε τα 8,8-9,9%, η οποία είναι μεγαλύτερη αυτής που έχει καταγραφεί για τους μαρτενσιτικούς AHSS χάλυβες, εύκολα συνεπάγεται ότι τα προϊόντα των υπερταχείων θερμικών κατεργασιών παρουσιάζουν ιδανικό συνδυασμό υψηλής αντοχής και ολκιμότητας. Ο συνδυασμός αυτών των ιδιοτήτων επιτρέπει την προσθήκη των χαλύβων που έχουν παραχθεί με την υπερταχεία θερμική κατεργασία στην οικογένεια των χαλύβων AHSS. [2]



Εικόνα 70: Επισκόπηση των δημοσιευμένων ορίων θραύσης και ολκιμότητας που επιτυγχάνονται για ευρεία γκάμα χαλύβων και μετρήσεις για χάλυβες που έχουν υποστεί υπερταχεία θερμική κατεργασία [2]

Όσον αφορά τις μετρήσεις μικροσκληρότητας, όπως παραθέτονται στους Πίνακες 7 και 8, ενδιαφέρον παρουσιάζει το γεγονός ότι το FP1-1 έχει μεγαλύτερη τυπική απόκλιση σε σύγκριση με τα άλλα δύο δοκίμια τα οποία έχουν ίδια τυπική απόκλιση, η μεγάλη τυπική απόκλιση του FP1-1 είναι πιθανό να οφείλεται στο ότι στη μικροδομή του συνυπάρχουν μονάδες μαρτενσίτη, οι οποίες λόγω του τρόπου που έχει καταναμειθεί ο άνθρακας κατά την αποδόμηση της αρχικής μικροδομής, έχουν υψηλότερα ποσοστά άνθρακα παρουσιάζοντας υψηλότερη σκληρότητα σε σύγκριση με άλλες περιοχές όπου ο άνθρακας είναι λιγότερος.

Από τις μικροδομές που απεικονίζονται στις Εικόνες 36-53, είναι δυνατή η παρατήρηση των περιεχόμενων φάσεων με κριτήριο τη διαφορετική χρωματική απόχρωση. Όπως προαναφέρθηκε με βάση τα αντιδραστήρια που χρησιμοποιήθηκαν ο μαρτενσίτης αποδίδεται με καφέ χρώμα, ο μπαινίτης με μπλε και με άσπρο αποδίδεται ο ωστενίτης ή τα καρβίδια. Παρατηρείται ότι μέσω της ταχείας θερμικής κατεργασίας λαμβάνονται μικροδομές πλήρως απαλλαγμένες από τη ζώνωση ("banding structure") που προκύπτει κατά τη διαδικασία της χύτευσης.

Παρατηρείται ότι το δοκίμιο FP1-1 σε σύγκριση με τα άλλα δύο χαρακτηρίζεται κυρίως από μαρτενσιτική μικροδομή με περιοχές που αντιστοιχούν σε ωστενίτη ή καρβίδια. Αυτό θα μπορούσε να αποδοθεί στο γεγονός ότι το δοκίμιο FP1-1 κατά τη θέρμανσή του φτάνει σε μεγαλύτερη θερμοκρασία ωστενιτοποίησης σε σύγκριση με

τα άλλα δύο. Η μεγαλύτερη θερμοκρασία ωστενιτοποίησης επιδρά στο μέγεθος κόκκου του ωστενίτη, αυξάνοντάς το. Βιβλιογραφικά υποστηρίζεται ότι το μεγαλύτερο μέγεθος ωστενίτη ευνοεί την ανάπτυξη του μαρτενσίτη, βάση του τρόπου που δημιουργείται και αναπτύσσεται. Πιο συγκεκριμένα ο Lee και οι συνεργάτες του εντόπισαν ότι η θερμοκρασία εκκίνησης του μαρτενσιτικού μετασχηματισμού αυξάνεται, δηλαδή ο μαρτενσιτικός μετασχηματισμός ξεκινάει νωρίτερα, όταν αυξάνεται η θερμοκρασία ωστενιτοποίησης και ο χρόνος παραμονής, γεγονός που παραπέμπει στο ότι όσο μεγαλύτερο είναι το μέγεθος του κόκκου του ωστενίτη (AGS- Austenite Grain Size) τόσο υψηλότερη είναι η M_s . [38]

Οι μεταλλογραφίες των FP1-13 και FP1-14 βάση των χρωμάτων που αποδίδουν μαρτυρούν την ύπαρξη μικτής μαρτενσιτικής και μπαινιτικής μικροδομής με κάποιες λευκές περιοχές που ίσως αντιστοιχούν στον υπολειπόμενο ωστενίτη ή σε καρβίδια. Παρατηρείται, ακόμη ότι οι μικροδομές και των τριών δοκιμίων παρουσιάζουν ιδιαίτερα λεπτοκρυσταλλική δομή και στη διαθέσιμη μεγέθυνση με δυσκολία μπορούν να διακριθούν οι βελονειδείς σχηματισμοί.

Με στόχο την καλύτερη παρατήρηση της μικροδομής χρησιμοποιήθηκε το ηλεκτρονικό μικροσκόπιο.

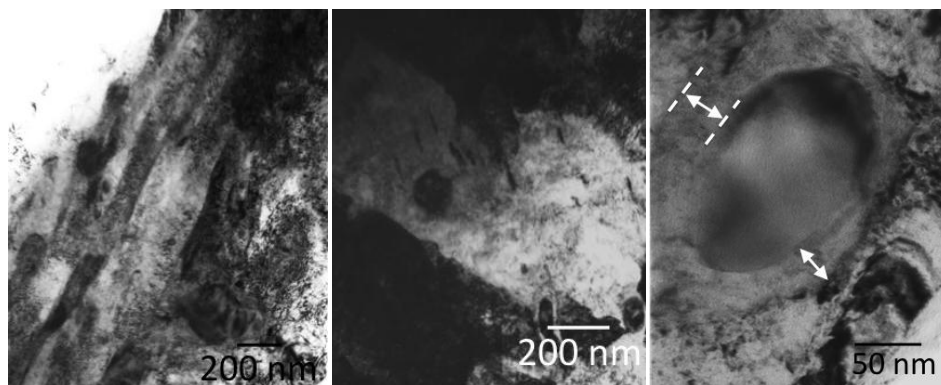
Στις Εικόνες 54-68 παρατηρείται ότι η μικροδομή του FP1-1 χαρακτηρίζεται από μαρτενσίτη με τη χαρακτηριστική βελονοειδή μορφή του. Στη μεγέθυνση των 4000x μπορούν να παρατηρηθούν κάποιες βελόνες μαρτενσίτη, οι οποίες τέμνονται από άλλες καθώς η ανάπτυξή τους διακόπηκε από την ανάπτυξη των δευτέρων. Από την εικόνα των δευτερογενών παρατηρείται ότι η σύσταση μεταξύ των κόκκων δεν παρουσιάζει έντονες διαφορές, γεγονός που επιβεβαιώνεται και από την στοιχειακή ανάλυση. Σε αυτό το σημείο πρέπει να σημειωθεί ότι η ανάλυση EDS δεν μπορεί να αποδώσει ιδιαίτερα ακριβή αποτελέσματα, όσον αφορά τα δοκίμια που μελετήθηκαν καθώς οι μικροδομές είναι ιδιαίτερα λεπτοκρυσταλλικές και η ανάλυση επηρεάζεται από τη γύρω περιοχή.

Τα δοκίμια FP1-13 και FP1-14 μελετήθηκαν στο ηλεκτρονικό μικροσκόπιο με σκοπό να αποκαλυφθούν στοιχεία της μικροδομής τους, όπως καρβίδια, μαρτενσίτης, υπολειπόμενος ωστενίτης και το μέγεθος κόκκου του ωστενίτη (d_f), τα οποία θα έριχναν φως στο μηχανισμό των μετασχηματισμών φάσεων που λαμβάνουν χώρα κατά την ταχεία θερμική κατεργασία.

Ωστόσο, δεδομένου της μικροκρυσταλλικότητας της μικροδομής (η μικροδομή όπως φαίνεται και από τις εικόνες του SEM βρίσκεται στην κλίμακα του nano) τα στοιχεία αυτά είναι δύσκολο να ανακτηθούν μέσω του SEM. Από τις εικόνες των μικροδομών παρατηρείται η μαρτενσιτική μικροδομή με στοιχεία που θα μπορούσαν να παραπέμψουν στην ύπαρξη μαινιτικού φερρίτη. Στην προσπάθεια χαρακτηρισμού της μικροδομής και ιδιαίτερα για τον προσδιορισμό του μεγέθους κόκκου του αρχικού ωστενίτη, τα δύο δοκίμια εξετάστηκαν με την τεχνική ανάλυσης EBSD, ωστόσο και πάλι το ληφθέν σήμα ήταν ασθενές καθιστώντας την χαρτογράφηση αδύνατη και μη επιτρέποντας την καλύτερη εξέταση των μικροδομών και των πλήρη χαρακτηρισμό και διαχωρισμό των περιεχόμενων φάσεων και μικρογραφικών χαρακτηριστικών.

Ο προσδιορισμός του μεγέθους κόκκου του αρχικού ωστενίτη είναι αρκετά κρίσιμο σημείο της συνολικής μελέτης μιας και το μέγεθος αυτό επιδρά σημαντικά στον μετασχηματισμό φάσης που λαμβάνει χώρα. Όσον αφορά στον μαρτενσιτικό μετασχηματισμό, το μικρό μέγεθος ωστενίτη μέσα στον οποίο αναπτύσσονται οι μαρτενσιτικές βελόνες δρα επιβραδυντικά. Σε αντίθεση ο μηχανισμός ανάπτυξης του μαινιτή δρα αντίστροφα και ευνοείται από το μικρό μέγεθος ωστενίτη. Αυτό συμβαίνει επειδή ο μαινιτικός μετασχηματισμός ευνοείται από την ύπαρξη πολλαπλών ορίων κόκκων, συνθήκη που ικανοποιείται όταν το μέγεθος του κόκκου του ωστενίτη μειώνεται. Επιπλέον σημειώνεται ότι ο μαινίτης μπορεί να ακολουθήσει χρονικά το μετασχηματισμό του μαρτενσίτη βρίσκοντας θέσεις φύτρωσης τόσο στα όρια του ωστενίτη αλλά και στις βελόνες του μαρτενσίτη.

Σε αυτό το σημείο ωστόσο κρίνεται σκόπιμη η αναφορά στη μελέτη με το TEM δοκιμίων αντίστοιχης σύστασης, τα οποία έχουν υποστεί αντίστοιχη θερμική κατεργασία στα πλαίσια της έρευνας του καθηγητή και επιβλέποντα της διπλωματικής μου εργασίας, κ. Παπαευθυμίου. Όπως παρουσιάζεται στην Εικόνα 71 μέσω της παρατήρησης με το TEM ήταν δυνατός ο εντοπισμός των τριών κύριων φάσεων: μαρτενσίτη, μαινίτη και καρβίδια. [39] Πιο συγκεκριμένα εντοπίστηκε βελονοειδής μαρτενσίτης (lath type), πλακοειδής μαινίτης και μικρά σφαιροειδή καρβίδια.



Εικόνα 71: Μικρογραφίες από TEM που δείχνουν : α)Μαρτενσίτη β) Μπαινίτη γ) Μερικώς διαλελυμένο καρβίδιο [39]

Σημαντικός παράγοντας στον μπαινιτικό μετασχηματισμό στις συνθήκες της υπερταχείας θερμικής κατεργασίας είναι και η διάχυση του άνθρακα. Το δακτυλίδι που σχηματίζεται γύρω από τα καρβίδια έχει ως αποτέλεσμα οι πλούσιες σε άνθρακα περιοχές του ωστενίτη να χαρακτηρίζονται από μικρότερη θερμοκρασία έναρξης μαρτενσιτικού μετασχηματισμού, ευνοώντας τον μπαινιτικό μετασχηματισμό. [39]

Όσον αφορά την εξέταση με ακτίνες X, η οποία έγινε με στόχο να προσδιοριστούν οι διαφορετικές φάσεις και να εντοπιστεί πιθανή ύπαρξη υπολειπόμενου ωστενίτη, το ακτινοδιάγραμμα της εικόνας 69 αποδίδει την ύπαρξη του φερρίτη, ωστόσο η ένταση είναι ιδιαίτερα χαμηλή λόγω της ιδιαίτερα λεπτοκρυσταλλικής μικροδομής και δεν επιτρέπει την αποδοτική αξιολόγηση των περιεχόμενων φάσεων

VI. Συμπεράσματα

Δείγματα χάλυβα AISI 4140, τα οποία είναι μεσαίου άνθρακα και χαμηλής κραμάτωσης, χαρακτηρίστηκαν στη παρούσα εργασία με σκοπό να εντοπιστούν και μελετηθούν τα χαρακτηριστικά των μικροδομών που προκύπτουν από υπερταχείες θερμικές κατεργασίες.

Το πρώτο συμπέρασμα προκύπτει από τις καμπύλες των πειραμάτων διαστολομετρίας. Σε αυτές παρατηρείται ότι η θερμοκρασία T_{peak} έχει σημαντική επίδραση στην εξέλιξη του ωστενιτικού μετασχηματισμού, επηρεάζοντας με τη σειρά του τους ακόλουθους μετασχηματισμούς που λαμβάνουν χώρα.

Από τις σκληρομετρήσεις και τις μικροσκληρομετρήσεις συμπεραίνεται ότι μέσω της ταχείας θερμικής κατεργασίας είναι εφικτή η λήψη μικροδομών, οι οποίες μέσω του συνδυασμού των περιεχόμενων μικρογραφικών χαρακτηριστικών, παρουσιάζουν σκληρότητα που παραπέμπει σε τιμές ανάλογες προϊόντων βαφής και επαναφοράς.

Από τη μελέτη των δειγμάτων στο οπτικό μικροσκόπιο και στο ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης, μπορεί να συναχθεί το συμπέρασμα ότι οι μικροδομές απαρτίζονται από μικτές μαρτενσιτικές - μπαινιτικές μορφολογίες, οι οποίες είναι ιδιαίτερα λεπτοκρυσταλλικές και σχετικά ομοιογενής.

Μέσω της ανάλυσης των αποτελεσμάτων διαπιστώθηκε ο σημαντικός ρόλος της θερμοκρασίας T_{peak} σε συνδυασμό με το χρόνο παραμονής στο μετασχηματισμό του ωστενίτη, του οποίου η χημική σύσταση και το μέγεθος κόκκους παίζουν καθοριστικό ρόλο στην μετέπειτα έκβαση των μετασχηματισμών φάσεων. Στη μεγαλύτερη θερμοκρασία T_{peak} , αναμένεται μεγαλύτερο μέγεθος κόκκου ωστενίτη, το οποίο ευνοεί τον μαρτενσιτικό μετασχηματισμό έναντι του μπαινιτικού κατά το μετέπειτα στάδιο της βαφής. Επιπλέον λόγω της ταχείας θερμικής κατεργασίας διαχυσιακά φαινόμενα έχουν ελάχιστο διαθέσιμο χρόνο. Ωστόσο παρατηρείται ότι η διάχυση του άνθρακα από τα καρβίδια είναι εφικτή, καθώς αυτά εμφανίζονται μερικώς διαλελυμένα, συμβάλλοντας έτσι στη χημική ετερογένεια.

VII. Προτάσεις για περαιτέρω έρευνα

Λαμβάνοντας υπόψη τις δυσκολίες που αντιμετωπίστηκαν κατά την ανάλυση των μικροδομών, λόγω της λεπτοκρυσταλλικότητάς γίνεται εμφανής η ανάγκη για περαιτέρω μελέτη αυτών. Η μελέτη των μικροδομών με την τεχνική του EBSD, έπειτα από κατάλληλη ηλεκτροχημική προσβολή, είναι απαραίτητη για τον προσδιορισμό του αρχικού κόκκου οστενίτη. Επιπλέον η μελέτη στο ηλεκτρονικό μικροσκόπιο διερχόμενης δέσμης θα επιτρέψει την εις βάθος μελέτη της μικροδομής και των μικρογραφικών χαρακτηριστικών που την απαρτίζουν, ρίχνοντας φως στην εξέλιξη των μετασχηματισμών φάσεων. Τέλος επιθυμητή είναι η εκτέλεση πειραμάτων ταχείας θερμικής κατεργασίας σε δοκίμια εφελκυσμού, τα οποία θα επιτρέψουν τον πλήρη χαρακτηρισμό ως προς της μηχανικές ιδιότητες.

Βιβλιογραφία

- [1] M. Belde, H. Springer, G. Inden και D. Raabe, *Acta Mater.* 86, pp. 1-14, 2015.
- [2] T. Lolla, G. Cola, B. Narayanan, B. Alexandrov και S. Babu, «Development of rapid heating and cooling (flash processing) process to produce advanced high strength steel microstructures,» *Materials Science and Technology*, τόμ. 27, 2011.
- [3] V. 1. ASM Handbook, Properties and Selection: Irons, Steels and High Performance Alloys, ASM International, 1990.
- [4] Γ. Παπαδημητρίου, Γενική Μεταλλογνωσία II - Τα κράματα, Αθήνα, 1993.
- [5] Γ. Χρυσουλάκης και Δ. Παντελής, Επιστήμη και Τεχνολογία των Μεταλλικών Υλικών, Αθήνα: Παπασωτηρίου, 1996.
- [6] Γ. Χρυσουλάκης και Δ. Παντελής, Επιστήμη και Τεχνολογία των Μεταλλικών Υλικών, Αθήνα: Παπασωτηρίου, 1996.
- [7] W. D. 5. έ. Callister, Επιστήμη και Τεχνολογία των Υλικών, Εκδόσεις Τζιόλα, 2008.
- [8] A. Sinha, Physical Metallurgy Handbook, Mcgraw-Hill Handbooks, 2002.
- [9] M. Flemings, Solidification Processing, New York: McGraw-Hil, 1974.
- [10] I. Samarasekera, «Discovery—The Cornerstone of Research in Continuous Casting of Steel Billets,» σε *The Brimacombe Memorial Symposium*, 2000.
- [11] «Η φυσική μεταλλουργία των χαλύβων,» [Ηλεκτρονικό]. Available: http://www.mie.uth.gr/ekp_yliko/%CE%A6%CE%9C-10%CE%97%CF%86%CF%85%CF%83%CE%B9%CE%BA%CE%AE%CE%BC%CE%B5%CF%84%CE%B1%CE%BB%CE%BB%CE%BF%CF%85%CF%81%CE%B3%CE%AF%CE%B1%CF%84%CF%89%CE%BD%CF%87%CE%B1%CE%BB%CF%8D%CE%B2%CF%89%CE%BD.pdf. [Πρόσβαση 5 2015].
- [12] J. R. Davis, Alloying – Understanding the basics, ASM International, 2001.
- [13] Α. Λεκάτου, Βιομηχανικά Κράματα, Αθήνα: Παπασωτηρίου, 2005.
- [14] W. D. Callister και D. G. Rethwisch, Materials Science and Engineering.
- [15] H. E. Boyer, Practical Heat Treating, American Society for Metals, 1987.
- [16] G. E. Totten, Steel Heat Treatment Handbook” 2th edition.

- [17] M.-X. Zhang και P. Kelly, «Crystallography of spheroidite and tempered martensite,» *Acta Materialia*, p. 4081–4091, 1 July 1998.
- [18] [Ηλεκτρονικό]. Available:
<http://mechanicalengineeringart.blogspot.nl/2011/07/spheroidizing.html>.
- [19] Heat Treating Handbook - vol 4, ASM, 1991.
- [20] «Θερμικές Κατεργασίες Χαλύβων,» [Ηλεκτρονικό]. Available:
<http://www.m3.tuc.gr/ANAGNWSTHRIO/YLIKA/SHMEIWSEIS/5%20THERMIKES%20KATERGASIESw.pdf>. [Πρόσβαση 5 2015].
- [21] H. Aaronson, «Metall. Trans. A,» 24A,, p. 241–76, 1993.
- [22] G. Spanos, W. Reynolds και a. R. V. Jr., «Metall. Trans. A,» p. 1367–80, 1991.
- [23] Φ. Γ., Μετασχηματισμοί Φάσεων, Αθήνα: ΕΜΠ, 2014.
- [24] A. Sinha, Physical Metallurgy Handbook, 2002: Mcgraw-Hill Handbooks.
- [25] R. Manna, Time Temperature Transformation (TTT) Diagrams, India: Tata Steel-TRAERF Faculty Fellowship Visiting Scholar, Department of Metallurgical Engineering Institute of Technology,.
- [26] [Ηλεκτρονικό]. Available: http://www.gh-ia.com//induction_heating.html.
- [27] A. Lucas, A. D. Paepe, H. Petitgand, C. Colin, L. Chapuis και J. Artimez, Production of High Quality Formable Grades in an Ultra Short Annealing Processing Line, Luxemburg, 2007.
- [28] V. Massardier, A. Ngansop και J. Merlin, «Microstructure and Mechanical Properties of Low Carbon Al-Killed steels after Ultra-Rapid Annealing Cycles,» *Materials Science Forum*, 2010.
- [29] R. Petrov, F. Hajyakbary, j. Sidor, M. Santofimia και J. S. e. L. Kestens, «Ultra-Fast Annealing of High Strength Steel,» *MTM International Virtual Journal*, pp. 72-81, 2012.
- [30] A. d. C. Reis, L. Bracke, R. Petrov και W. Kaluba, «Grain Refinement and Texture Change in Interstitial Free Steels after Severe Rolling and Ultra-Short Annealing,» *ISIJ International*, pp. 1260-1267, 2003.
- [31] T. Senuma, K. Kawasaki και Y. Takemoto, «Recrystallization Behavior and Texture Formation of Rapidly Annealed Cold-rolled Extralow Carbon Steel Sheets,» *Recrystallization Behavior and Texture Formation of Rapidly Annealed Cold-rolled Extralow Carbon Steel Sheets, Materials Transactions*, pp. 1769-1775, 2006.
- [32] G. L'vov, Physics of Metals and Metallography, 1959, p. 155.

- [33] R. Petrov, L. Kestens, W. Kaluba και Y. Houbaert, «Recrystallization and Austenite Formation in a Cold Rolled TRIP Steel during Ultra Fast Heating,» *Steel Grips*, pp. 289-294, 2003.
- [34] W. Kaluba, R. Taillard και J. Foct, «The Bainitic Mechanism of Austenite Formation during Rapid Heating,» *Acta Materialia*, pp. 5917-5927, 1998.
- [35] H. Aaronson και J. Nie, «Discussion to "The Bainitic Mechanism of Austenite Formation during Rapid Heating",» *Scripta Materialia*, pp. 505-509, 2000.
- [36] Γ. Παπαδημητρίου, «Μεταλλογνωσία Ι, Εργαστηριακές Ασκήσεις,» Αθήνα, 1999.
- [37] Ν. Τζαμτζής, Αναλυτική Χημεία- Φυσικές Μέθοδοι Ανάλυσης, Αθήνα: ΕΜΠ, 2009.
- [38] S.-J. Lee και Y.-K. Lee, «Effect of Austenite Grain Size on Martensitic Transformation of a Low Alloy Steel,» *Materials Science Forum*, 2005.
- [39] S. Papaefthymiou, C. Goulas, F. Castro Cerda, J. Sietsma και R. Petrov, «Microstructural Evolution During Ultrafast Heat Treatment of Medium Carbon Steels».
- [40] Γ. Παπαδημητρίου, «Εργαστηριακές Ασκήσεις Γενικής Μεταλλογνωσίας ΙΙ- Ηλεκτρονική Μικροσκοπία,» Αθήνα.
- [41] Χαϊδεμενόπουλος, *Θερμικές Κατεργασίες Χαλύβων*, Βόλος: Τμήμα Μηχανολόγων Μηχανικών, Πανεπιστήμιο Θεσσαλίας, online σημειώσεις.
- [42] [Ηλεκτρονικό]. Available: <http://practicalmaintenance.net/?p=1329>.
- [43] [Ηλεκτρονικό]. Available: <http://mechanicalengineeringart.blogspot.nl/2011/07/spheroidizing.html>.
- [44] Α. Λεκάτου, Βιομηχανικά Κράματα, Αθήνα: Παπασωτηρίου, 2005.
- [45] Π. Κοκκωνίδα, «Σχέση Μικροδομής-Ιδιοτήτων σε χάλυβες TRIP (Transformation Induced Plasticity),» Αθήνα, 2012.
- [46] Χαϊδεμενόπουλος, «Η φυσική μεταλλουργία των χάλυβων,» [Ηλεκτρονικό]. Available: http://www.mie.uth.gr/ekp_yliko/%CE%A6%CE%9C-10%CE%97%CF%86%CF%85%CF%83%CE%B9%CE%BA%CE%AE%CE%BC%CE%B5%CF%84%CE%B1%CE%BB%CE%BB%CE%BF%CF%85%CF%81%CE%B3%CE%AF%CE%B1%CF%84%CF%89%CE%BD%CF%87%CE%B1%CE%BB%CF%8D%CE%B2%CF%89%CE%BD.pdf. [Πρόσβαση 29 1 2015].
- [47] G. E. Totten, *Steel Heat Treatment Handbook*.