



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

Διπλωματική εργασία

ΜΕΤΑΒΟΛΗ ΜΑΓΝΗΤΙΚΩΝ ΙΔΙΟΤΗΤΩΝ ΣΕ
ΑΝΟΠΤΗΜΕΝΟ ΜΙΚΡΟΚΡΑΜΑΤΩΜΕΝΟ ΧΑΛΥΒΑ

Κανελλόπουλος Νικόλαος-Φιλοποίμην

Επιβλέπων Καθηγητής: Χριστοφόρου Ευάγγελος
Καθηγητής Ε.Μ.Π.

ΑΘΗΝΑ, ΟΚΤΩΒΡΙΟΣ 2015

ΕΥΧΑΡΙΣΤΙΕΣ

Θα ήθελα να ευχαριστήσω όλους όσους συνέβαλαν με οποιονδήποτε τρόπο στην επιτυχή εκπόνηση αυτής της διπλωματικής εργασίας.

Θα πρέπει να ευχαριστήσω θερμά τον καθηγητή κ. Ευάγγελο Χριστοφόρου για την επίβλεψη αυτής της διπλωματικής εργασίας, την καθοδήγησή του, αλλά και για την ευκαιρία που μου έδωσε να ασχοληθώ με ένα τόσο ενδιαφέρον θέμα.

Ευχαριστώ την διδάκτορα Πολυξένη Βουρνά για την βοήθεια που μου πρόσφερε σε κάθε βήμα, τόσο των εργαστηριακών δοκιμών, όσο και της συγγραφής της εργασίας.

Ευχαριστώ τους φίλους και συμφοιτητές μου Λευτέρη Σταθάρα, Βασίλη Γκίκα και Θοδωρή Πιζπίκη για την πολύτιμη βοήθειά τους σε όλα τα έτη της σχολής.

Ευχαριστώ τον φίλο μου Φίλιππο Μαρινέλλη για την υποστήριξή του εντός και εκτός του Πολυτεχνείου.

Τέλος, ένα ευχαριστώ στους γονείς μου Δημήτρη και Ελένη για την υλική και ηθική υποστήριξη που μου παρέχουν όλα αυτά τα χρόνια.

ΠΕΡΙΛΗΨΗ

Ο χάλυβας αποτελεί ένα σύνθετο σιδηρούχο μεταλλικό κράμα με κυμαινόμενες μηχανικές ιδιότητες, οι οποίες του προσδίδουν ένα ευρύ φάσμα εφαρμογών. Η ανάγκη της βιομηχανίας τη βελτιστοποίηση των μηχανικών ιδιοτήτων του έχει οδηγήσει στην ανάπτυξη νέων κραμάτων χάλυβα με σύνθετες μικροδομές.

Είναι γνωστό ότι, η ανάπτυξη υψηλών θερμοκρασιών στους χάλυβες επηρεάζει τόσο τα μηχανικά χαρακτηριστικά τους (π.χ. εφελκυστική αντοχή, όριο διαρροής), όσο και τις φυσικοχημικές ιδιοτητές τους (π.χ. αλλαγή κρυσταλλικής δομής). Συνέπεια αυτών των μεταβολών είναι αντίστοιχες μεταβολές των μαγνητικών ιδιοτήτων τους.

Σκοπός της παρούσας διπλωματικής εργασίας είναι η μελέτη της μεταβολής των παραμέτρων των μαγνητικών ιδιοτήτων σε δείγματα μικροκραματωμένου χάλυβα υψηλής αντοχής, τα οποία έχουν υποβληθεί σε ισοθερμοκρασιακή ανόπτηση πάνω από τη θερμοκρασία ωστενιτοποίησης και στη συνέχεια έχουν υποστεί βαφή σε λάδι και η συσχέτιση αυτών με τις μεταβολές των τιμών των μηχανικών ιδιοτήτων.

Για τις μαγνητικές μετρήσεις χρησιμοποιήθηκαν δύο μη καταστροφικές τεχνικές: ο μαγνητικός θόρυβος Barkhausen και η μαγνητική διαπερατότητα. Για των προσδιορισμό των παραμέτρων των μηχανικών ιδιοτήτων πραγματοποιήθηκαν μικροσκληρομετρήσεις και δοκιμές μονοαξονικού εφελκυσμού. Για την ολοκληρωμένη μελέτη των ανωτέρω παραμέτρων πραγματοποιήθηκε και παρατήρηση των δειγμάτων στο ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης και διερχόμενης δέσμης της σχολής Μηχανικών Μεταλλείων-Μεταλλουργών.

ABSTRACT

Steel is a composite ferrous metal alloy with varying mechanical properties, which grant it a wide range of applications. Industry's need for the enhancement of its mechanical properties has led to the development of new alloys of steel with composite microstructures.

It is known that exposing steels to high heat affects their mechanical properties (e.g. tensile strength, yield point), as well as their physical and chemical properties (e.g. change of crystal structure). The consequences of those changes are relevant changes of their magnetic properties.

The scope of the present essay is the documentation of changing parameters in the magnetic properties of micro-alloyed, high strength steel samples, which have been submitted to steady temperature annealing above the austenitic temperature, followed by quenching in oil, and the correlation of those with the respective changes in mechanical properties.

The magnetic measurements were made using two non-destructive techniques: magnetic Barkhausen noise and magnetic permeability. In determining the parameters of the mechanical properties hardness and uniaxial tensile tests were done. For the completion of the documentation of the above parameters the samples were studied on the transmission and scanning electron microscopes of the School of Mining Engineering and Metallurgy.

ΠΙΝΑΚΑΣ ΠΕΡΙΕΧΟΜΕΝΩΝ

ΕΥΧΑΡΙΣΤΙΕΣ.....	II
ΠΕΡΙΛΗΨΗ	III
ABSTRACT	IV
ΠΙΝΑΚΑΣ ΠΕΡΙΕΧΟΜΕΝΩΝ	V
ΛΙΣΤΑ ΕΙΚΟΝΩΝ	VIII
ΛΙΣΤΑ ΠΙΝΑΚΩΝ.....	XII
ΚΕΦΑΛΑΙΟ 1: ΘΕΩΡΗΤΙΚΟ ΜΕΡΟΣ	13
1.1 Χάλυβες	13
1.1.1 Γενικά	13
1.1.2 Χάλυβας υψηλής αντοχής (High-Strength Steel: HSS)	14
1.1.3 Προηγμένος χάλυβας υψηλής αντοχής (AHSS).....	14
1.1.4 Χάλυβας υπέρ-υψηλής αντοχής (UHSS)	15
1.2 Φάσεις και μικρογραφικά συστατικά στους χάλυβες.	15
1.2.1 Φερρίτης	15
1.2.1.1 Φερρίτης (α- Fe)	15
1.2.1.2 δ-φερρίτης (δ- Fe)	16
1.2.2 Ωστενίτης (γ -Fe).....	17
1.2.3 Σεμεντίτης (Fe_3C).....	17
1.2.4 Λεδεμβρουρίτης (ωστενίτης + σεμεντίτης, γ -Fe + Fe_3C).....	18
1.2.5 Περλίτης (φερρίτης + σεμεντίτης, α -Fe + Fe_3C)	18
1.2.6 Μαρτενσίτης (martensite).....	21
1.2.7 Μπαινίτης (Bainite)	23
1.2.7.1 Ανώτερος μπαινίτης (upper bainite)	24

1.2.7.2	Κατώτερος μπαϊνίτης (lower bainite)	25
1.3	Τυποποίηση χαλύβων κατά SAE/AISI.....	26
1.3.1	Γενικά.....	26
1.3.2	Επίδραση κραματικών στοιχείων στους χάλυβες.....	27
1.4	Ελαφρώς κραματωμένοι χάλυβες υψηλής αντοχής.....	31
1.4.1	Γενικά.....	31
1.4.2	Χρωμομολιβδαινούχοι χάλυβες (Cr-Mo steels).....	32
1.4.2.1	Ταξινόμηση	32
1.4.2.2	Ιδιότητες	32
1.4.2.3	Εφαρμογές	32
1.4.2.4	Κραματικά στοιχεία	33
1.5	Μαγνητική συμπεριφορά χαλύβων.....	34
1.5.1	Διαδικασία μαγνήτισης.....	34
1.5.2	Επίδραση μηχανικών τάσεων στη μαγνητική συμπεριφορά.....	40
1.5.3	Επίδραση διαταραχών στη μαγνητική απόκριση του θορύβου Barkhausen.....	42
1.5.4	Επίδραση μικροδομικών χαρακτηριστικών στην μαγνητική απόκριση του θορύβου Barkhausen.....	43
	ΚΕΦΑΛΑΙΟ 2: ΠΕΙΡΑΜΑΤΙΚΗ ΔΙΑΔΙΚΑΣΙΑ	44
2.1	Εισαγωγή.....	44
2.2	Δείγματα που παρελήφθησαν.....	44
2.3	Μεθοδολογία.....	45
2.3.1	Σκλήρυνση του χάλυβα.....	45
2.3.2	Προσδιορισμός μηχανικών ιδιοτήτων.....	46
2.3.3	Μεταλλογραφικός χαρακτηρισμός.....	47
2.3.4	Μικροδομικός χαρακτηρισμός.....	50
2.4	Μελέτη μαγνητικής συμπεριφοράς.....	51

2.4.1	Μαγνητικός θόρυβος Barkhausen	51
2.4.2	Μαγνητική διαπερατότητα	53
ΚΕΦΑΛΑΙΟ 3:	ΑΝΑΛΥΣΗ ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΩΝ.....	59
ΚΕΦΑΛΑΙΟ 4:	ΣΥΜΠΕΡΑΣΜΑΤΑ.....	74
ΚΕΦΑΛΑΙΟ 5:	ΑΝΑΦΟΡΕΣ	75

ΛΙΣΤΑ ΕΙΚΟΝΩΝ

Εικόνα 1-1: Διμερές διάγραμμα φάσεων $Fe - Fe_3C$.	13
Εικόνα 1-2: Σχηματική αναπαράσταση των εφαρμογών των χαλύβων, με βάση την αντοχής τους σε εφελκυσμό και την περιεκτικότητά τους σε άνθρακα [6].	14
Εικόνα 1-3: (α) Τυπική μικροδομή φερρίτη (ανοιχτόχρωμες περιοχές), (b) κυβικό χωροκεντρομένο (BCC) κρυσταλλικό πλέγμα του φερρίτη (τα άτομα του σιδήρου παρουσιάζονται ως μαύρες σφαίρες στις ακμές του κύβου και το άτομο το ανθρακα παρουσιάζεται ως κόκκινη σφαίρα στο κέντρο του κύβου).	15
Εικόνα 1-4: Παρουσία βήτα-φερρίτη (β -Fe) πάνω από την κρίσιμη θερμοκρασία A_2 (θερμοκρασία Curie). Ο α -Fe είναι σιδηρομαγνητικός, ενώ ο β -Fe είναι παραμαγνητικός.	16
Εικόνα 1-5: (α) Τυπική μικροδομή ωστενίτη, (b) κυβικό ενδοκεντρωμένο (FCC) κρυσταλλικό πλέγμα του ωστενίτη (τα άτομα του σιδήρου παρουσιάζονται ως μαύρες σφαίρες στις ακμές του κύβου και τα άτομα του ανθρακα παρουσιάζονται ως κόκκινες σφαίρες στο κέντρο των εδρών του κύβου).	17
Εικόνα 1-6: Ορθορομβικό σύστημα στο οποίο κρυσταλλώνεται ο σεμεντίτης.	18
Εικόνα 1-7: Διαφορετικές μορφολογίες του σεμεντίτη. (α) Πλακοειδής σεμεντίτης και (β) σφαιροποιημένος σεμεντίτης.	18
Εικόνα 1-8: Τυπική μικροδομή του περλίτη.	20
Εικόνα 1-9: Κρυσταλλικό πλέγμα μαρτενσίτη.	21
Εικόνα 1-10: Βελονοειδής μαρτενσίτης (lath martensite).	22
Εικόνα 1-11: Ανάπτυξη μαρτενσίτη πλακιδίων (plate martensite).	22
Εικόνα 1-12: Ανάπτυξη μαρτενσίτη με διδυμίες (twinned martensite).	22
Εικόνα 1-13: Χαρακτηριστική μορφολογία μπαινίτη.	23
Εικόνα 1-14: Σχηματισμός περλίτη (pearlite), ανώτερου (upper) και κατώτερου (lower) μπαινίτη.	24
Εικόνα 1-15: Μπαινιτικές δεσμίδες ανώτερου μπαινίτη.	25
Εικόνα 1-16: Κατώτερος μπαινίτης.	25

Εικόνα 1-17: Εφαρμογές των μικροκαρματωμένων χαλύβων υπρ-υψηλής αντοχής σε (α) σωλήνες μεταφοράς φυσικού αερίου, (β) στην αυτοκινητοβιομηχανία και (γ) δομικές κατασκευές.	31
Εικόνα 1-18: Αναπαράσταση των μαγνητικών περιοχών σε ένα πολυκρυσταλλικό σιδηρομαγνητικό υλικό, εν τη απουσία εξωτερικού μαγνητικού πεδίου ή εφαρμοζόμενης μηχανικής τάσης.	35
Εικόνα 1-19: Μετακίνηση μαγνητικών τοιχωμάτων. Οι κόκκινες γραμμές αντιπροσωπεύουν τη θέση των μαγνητικών τοιχωμάτων, εν τη απουσία μαγνητικού πεδίου.	36
Εικόνα 1-20: Μη αντιστρέψιμα & ασυνεχή άλματα Barkhausen σε τοπικά εντοπισμένα σημεία αγκύρωσης, με αποτέλεσμα τα μαγνητικά τοιχώματα να αναβαθμίζονται ενεργειακά.	37
Εικόνα 1-21: Διάγραμμα τυπικού βρόγχου υστέρησης σιδηρομαγνητικών υλικών.	38
Εικόνα 1-22: Βρόχος υστέρησης μαγνητικά (α) μαλακού και (β) σκληρού υλικού.	39
Εικόνα 1-23: Κατανομή της ενέργειας του μαγνητικού τοιχώματος στα σημεία συσσώρευσης διαταραχών με και χωρίς την εφαρμογή τάσεων εντός της πλαστικής περιοχής παραμόρφωσης. Οι διακεκομμένες γραμμές αντιστοιχούν στις αλλαγές λόγω της εφαρμογής τάσης.	43
Εικόνα 4-1: Δείγμα μικροκραματωμένου ανθρακούχου χάλυβα, τύπου AISI 4130.	44
Εικόνα 2-2: Διαστάσεις (σε mm) δειγμάτων εφελκυσμού.	45
Εικόνα 2-3: Επαγωγικός φούρνος στον οποίο πραγματοποιήθηκε η ισοθερμοκρασιακή ανόπτηση του χάλυβα στους 891 °C για 5 ώρες.	45
Εικόνα 2-4: Βαφή των δειγμάτων του χάλυβα στο λάδι.	46
Εικόνα 2-5: Μηχανή εφελκυσμού τύπου INSTRON.	47
Εικόνα 2-6: Ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης (SEM) τύπου Jeol GSM 6380-LV.	48
Εικόνα 2-7: Εγκιβωτισμένα δείγματα από την επιφάνεια (αριστερά) και την κάθετη διατομή (δεξιά) του αρχικού δείγματος.	49
Εικόνα 2-8: Εγκιβωτισμένα δείγματα από την επιφάνεια (αριστερά) και την κάθετη διατομή (δεξιά) του αρχικού δείγματος, μετά την ολοκλήρωση της διαδικασίας της στίλβωσης.	49
Εικόνα 2-9: Ηλεκτρονικό μικροσκόπιο διερχόμενης δέσμης ηλεκτρονίων (TEM) τύπου Jeol 2100 HR.	50
Εικόνα 2-10: Πειραματική διάταξη για τη μέτρηση του μαγνητικού θορύβου Barkhausen. 51	

Εικόνα 2-11: Σχηματική απεικόνιση της διάταξης του αισθητήρα του μαγνητικού θορύβου Barkhausen.	52
Εικόνα 2-12: Απεικόνιση σε ψηφιακό παλμογράφο μιας σημειακής ενδεικτικής μέτρησης του μαγνητικού θορύβου Barkhausen (κίτρινη κυματομορφή) στη επιφάνεια του δείγματος.	52
Εικόνα 2-13: Περιβάλλον LabView στο οποίο λαμβάνονται οι τρεις χαρακτηριστικές παράμετροι του μαγνητικού θορύβου.	53
Εικόνα 2-14: Υστερησιογράφος του εργαστηρίου Μεταλλογνωσίας.	53
Εικόνα 2-15: Σχηματική αναπαράσταση της διάταξης των πηνίων του μαγνητικού υστερησιογράφου του εργαστηρίου Μεταλλογνωσίας. (1) οι ηλεκτρομαγνήτες, (2) το πηνίο διέγερσης, (3) το πηνίο λήψης, (4) το σιδηρομαγνητικό υλικό.....	54
Εικόνα 2-16: Πλατφόρμα αλληλεπίδρασης (graphical user interface) του υστερησιογράφου του εργαστηρίου Μεταλλογνωσίας.....	55
Εικόνα 2-17: Κυματομορφή του σήματος διέγερσης που παράγεται από το λογισμικό και επιβάλλεται στο πηνίο διέγερσης στις διάταξης του υστερησιογράφου.....	56
Εικόνα 2-18: Κυματομορφή του σήματος λήψης λαμβανόμενη, μέσω κάρτας, από το πηνίο λήψης στις διάταξης του υστερησιογράφου.....	56
Εικόνα 2-19: Κυματομορφή του ψηφιακά φιλτραρισμένου σήματος λήψης.	57
Εικόνα 2-20: Κυματομορφή του βρόχου υστέρησης, στην οποία απεικονίζονται τα χαρακτηριστικά μεγέθη, που προσδιορίζουν τις μαγνητικές ιδιότητες του προς μέτρηση σιδηρομαγνητικού υλικού.	57
Εικόνα 2-21: Βρόχος υστέρησης (μαύρο χρώμα) και βρόχος μαγνητικής διαπερατότητας (μπλε χρώμα).....	58
Εικόνα 3-1: Εικόνα πισοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES mode) από την (α) επιφάνεια και (β) από την κάθετη διατομή του αρχικού υλικού. Με F σημειώνονται οι κόκκοι του φερρίτη και με P οι κόκκοι του περλίτη.	59
Εικόνα 3-2: Εικόνα δευτερογενών ηλεκτρονίων (SEI mode) από την (α) επιφάνεια και (β) από την κάθετη διατομή του αρχικού υλικού. Με F σημειώνονται οι κόκκοι του φερρίτη και με P οι κόκκοι του περλίτη.	60

Εικόνα 3-3: Ενδεικτική μέτρηση (α) του μεγέθους ενός περλιτικού κόκκου και (β) της ενδοπλακιδιακής απόστασης.	61
Εικόνα 3-4: Εικόνα πισοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES mode) από την (α) επιφάνεια και (β) από την κάθετη διατομή του δείγματος που είχε υποστεί βαφή.	62
Εικόνα 3-5: Βαφή του AISI 4130 χάλυβα στο λάδι.	63
Εικόνα 3-6: Εικόνα δευτερογενών ηλεκτρονίων (SEI mode) από την (α) επιφάνεια και (β) από την κάθετη διατομή του του δείγματος που είχε υποστεί βαφή.	64
Εικόνα 3-7: Εικόνες φωτεινού, από το αρχικό υλικό, στις οποίες απεικονίζονται (α) ο περλίτης και (β) προευτηκτοειδής φερρίτης.	64
Εικόνα 3-8: Εικόνες φωτεινού πεδίου από το δείγμα AISI 4130 χάλυβα που είχε υποστεί βαφή, στις οποίες απεικονίζονται (α) ο μαρτενσίτης και (β) οι ομάδες καρβιδίων.	65
Εικόνα 3-9: Καμπύλη τάσης – παραμόρφωσης για το αρχικό δείγμα και το δείγμα που είχε υποστεί βαφή στο λάδι.	66
Εικόνα 3-10: Αρχικό δείγμα (α) πριν και (β) μετά τη δοκιμή εφελκυσμού, καθώς και (γ) το δείγμα που είχε υποστεί βαφή στο λάδι.	67
Εικόνα 3-11: Έξοδος του μαγνητικού αισθητήρα Barkhausen από (α) το αρχικό δείγμα και (β) το δείγμα που είχε υποστεί βαφή στο λάδι.	68
Εικόνα 3-12: Έξοδος του μαγνητικού αισθητήρα Barkhausen από (α) το αρχικό δείγμα και (β) το δείγμα που είχε υποστεί βαφή στο λάδι.	69
Εικόνα 3-13: Πολικά διαγράμματα που απεικονίζουν τις γωνιακές μετρήσεις του μαγνητικού θορύβου Barkhausen ως συνάρτηση της γωνίας μαγνήτισης (α) στο αρχικό δείγμα και (β) στο δείγμα που είχε υποστεί βαφή στο λάδι.	71
Εικόνα 3-14: Βρόχοι υστέρησης (μαύρη καμπύλη) και βρόχοι μαγνητικής διαπερατότητας (μπλε βρόχοι) για (α) το αρχικό δείγμα και (β) το δείγμα που είχε υποστεί βαφή στο λάδι. ...	72

ΛΙΣΤΑ ΠΙΝΑΚΩΝ

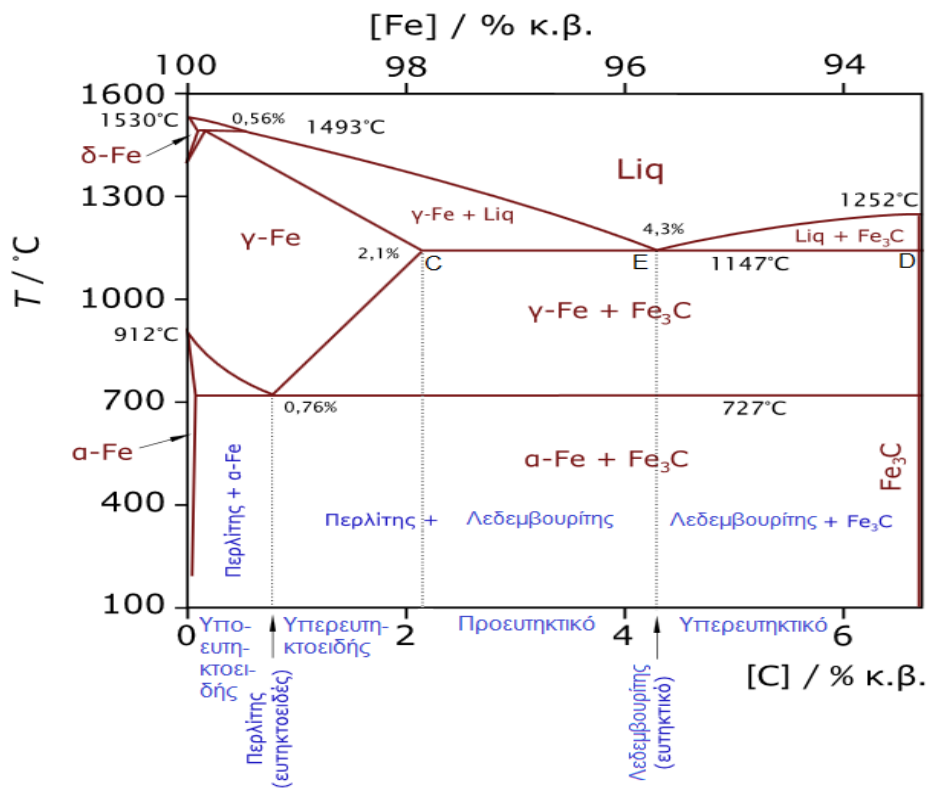
Πίνακας 1-1: Ταξινόμηση χαλύβων σύμφωνα με το SAE/AISI σύστημα.	26
Πίνακας 1-2: Επίδραση κραματικών στοιχείων στους χάλυβες.....	27
Πίνακας 2-1: Χημική σύσταση του δείγματος αναφοράς.	44
Πίνακας 3-1: Τιμές μικροσκληρότητας	65
Πίνακας 3-2: Προσδιορισμός του ορίου διαρροής	66

ΚΕΦΑΛΑΙΟ 1: ΘΕΩΡΗΤΙΚΟ ΜΕΡΟΣ

1.1 Χάλυβες

1.1.1 Γενικά

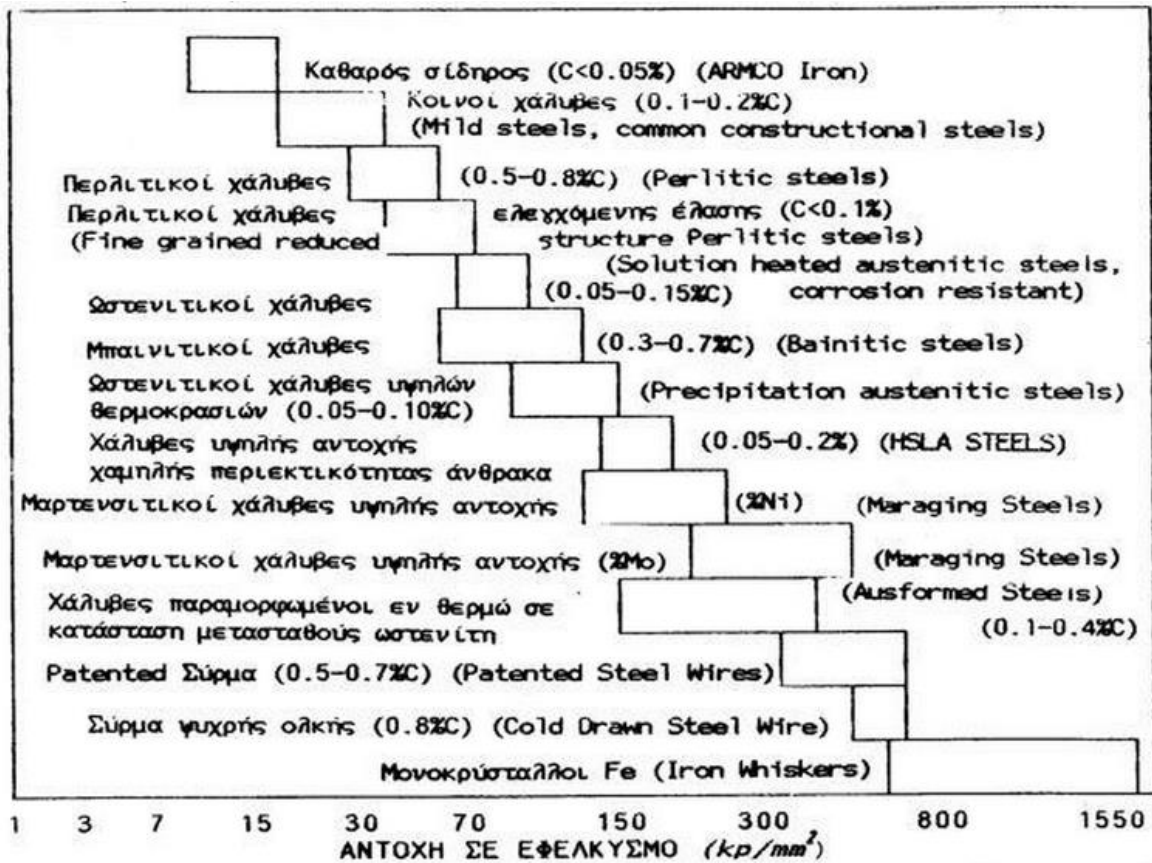
Ο χάλυβας περιγράφεται ως βιομηχανικό κράμα σιδήρου-άνθρακα (Εικόνα 1-1), με την κατά βάρος περιεκτικότητα σε άνθρακα να κυμαίνεται από 0.025% έως 2.1% [1-5]. Αποτελεί ένα σύνθετο σιδηρούχο μεταλλικό κράμα με κυμαινόμενες μηχανικές ιδιότητες, οι οποίες του προσδίδουν ένα ευρύ φάσμα εφαρμογών (Εικόνα 1-2).



Εικόνα 1-1: Διμερές διάγραμμα φάσεων Fe – Fe₃C.

Με βάση τα μεταλλουργικά χαρακτηριστικά, δηλαδή το όριο διαρροής του και το όριο θραύσης, οι χάλυβες διαχωρίζονται σε τέσσερις επιμέρους κατηγορίες:

1. Τυπικοί Χάλυβες Χαμηλής Αντοχής (Low Strength Steels)
2. Τυπικοί Χάλυβες Υψηλής Αντοχής (Conventional High Strength Steels)
3. Προηγμένοι Χάλυβες Υψηλής Αντοχής (AHSS)
4. Χάλυβες Υψηλότερης Αντοχής (Higher Strength Steels)



Εικόνα 1-2: Σχηματική αναπαράσταση των εφαρμογών των χάλυβων, με βάση την αντοχής τους σε εφελκυσμό και την περιεκτικότητά τους σε άνθρακα [6].

1.1.2 Χάλυβας υψηλής αντοχής (High-Strength Steel: HSS)

Συγκρινόμενος με το μαλακό χάλυβα (mild steel) αντέχει μεγαλύτερες τάσεις, εξασφαλίζει καλύτερη αντίσταση στην κόπωση, βελτιώνει τη διαχείριση της ενέργειας μιας σύγκρουσης, επιτρέπει τη μείωση του συνολικού βάρους του οχήματος και τη μείωση του σχετικού κόστους. Ο HSS είναι καταλληλότερος για οποιαδήποτε δομικά στοιχεία και τμήματα έχουν να κάνουν με τις συγκρούσεις, όπως οι ενισχύσεις της μεσαίας και της πίσω κολόνας και οι τραβέρσες.

1.1.3 Προηγμένος χάλυβας υψηλής αντοχής (Advanced High-Strength Steels: AHSS)

Πρόκειται κυρίως για χάλυβα διπλής φάσης (dual phase) και πλαστικότητας μετασχηματισμού (transformation induced plasticity, TRIP), έχει παρόμοια αρχική τάση διαρροής, αλλά μία αρκετά υψηλότερη, τελική αντοχή και εξασφαλίζει μεγαλύτερη απορρόφηση ενέργειας με συνολικά χαμηλότερο κόστος, σε σχέση με τα κατασκευασμένα από παραδοσιακούς χάλυβες MS ή HSS τμήματα. Ο χάλυβας TRIP διαθέτει αντοχή που αυξάνει κατά τον εφελκυσμό του και είναι ιδανικός για την κατασκευή πιο ανθεκτικών και

πιο δύσκολων να μορφοποιηθούν τμημάτων. Οι χάλυβες AHSS είναι πιο κατάλληλοι για την εσωτερική ενίσχυση των μαρσπιέ.

1.1.4 Χάλυβας υπέρ-υψηλής αντοχής (Ultra-High Strength Steel: UHSS)

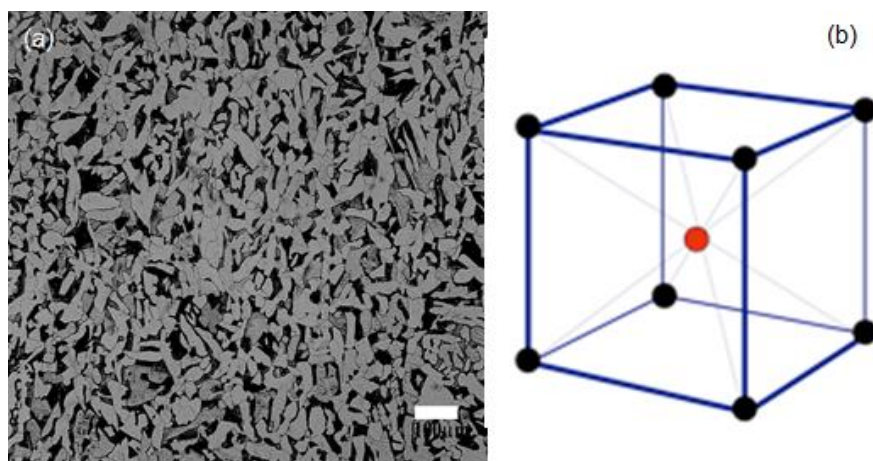
Περιέχει μολυβδαίνιο προκειμένου να αποκτήσει πλεονεκτήματα, που μόνο το αλουμίνιο ή το τιτάνιο θα μπορούσαν να προσφέρουν στο παρελθόν, αλλά με σημαντικά χαμηλότερο κόστος. Οι εφαρμογές του περιλαμβάνουν μπάρες στις πόρτες και στους προφυλακτήρες. Η εξέλιξη των εναλλακτικών οχημάτων πυροδότησε τη χρήση ατσαλιού υπέρ-υψηλής αντοχής διπλής φάσης, που εξασφαλίζει υψηλού επιπέδου σκληρότητα και απόδοση σε εφαρμογές χαμηλών θερμοκρασιών ($-120\text{ }^{\circ}\text{C}$) υπό πίεση, όπως τα δοχεία αποθήκευσης υδρογόνου. □

1.2 Φάσεις και μικρογραφικά συστατικά στους χάλυβες.

1.2.1 Φερρίτης

1.2.1.1 Φερρίτης (α -Fe)

Ο φερρίτης αποτελεί στερεό διάλυμα παρεμβολής του άνθρακα, το οποίο κρυσταλλώνεται στο κυβικό χωροκεντρωμένο σύστημα (body-centered cubic, BCC) (Εικόνα 1-3). Επειδή η κυβική ενδοκεντρωμένη δομή είναι λιγότερο πυκνή, η διαλυτότητα του άνθρακα είναι χαμηλή. Η μέγιστη διαλυτότητα του άνθρακα στο φερρίτη είναι 0,02% στους $723\text{ }^{\circ}\text{C}$. Με τη μείωση της θερμοκρασίας, μειώνεται παράλληλα και η διαλυτότητα του άνθρακα στο κρυσταλλικό πλέγμα του φερρίτη, φτάνοντας στο 0,008 % στη θερμοκρασία περιβάλλοντος. Στους $0\text{ }^{\circ}\text{C}$ η μέγιστη διαλυτότητα του άνθρακα φτάνει το 0.005%. Στον καθαρό σίδηρο, ο φερρίτης είναι θερμοδυναμικά σταθερός κάτω από τους $912\text{ }^{\circ}\text{C}$ [1-5].

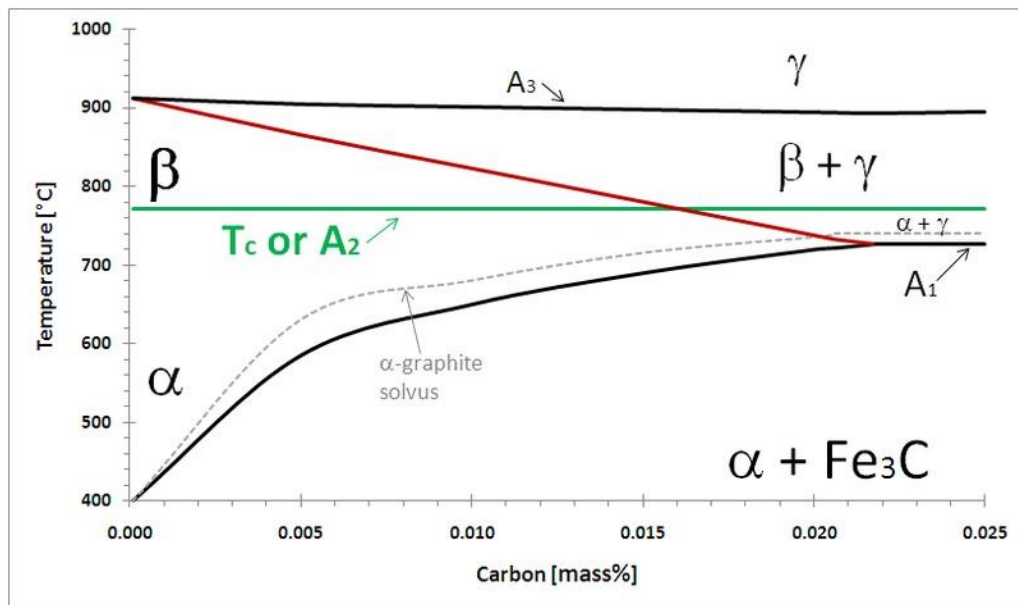


Εικόνα 1-3: (a) Τυπική μικροδομή φερρίτη (ανοιχτόχρωμες περιοχές), (b) κυβικό χωροκεντρωμένο (BCC) κρυσταλλικό πλέγμα του φερρίτη (τα άτομα του σιδήρου παρουσιάζονται ως μαύρες σφαίρες στις ακμές του κύβου και το άτομο το άνθρακα παρουσιάζεται ως κόκκινη σφαίρα στο κέντρο του κύβου).

Κάτω από μια κρίσιμη θερμοκρασία (A_2), που ονομάζεται θερμοκρασία Curie (για το σίδηρο ισούται με $771\text{ }^\circ\text{C}$), ο φερρίτης εμφανίζει μαγνητική συμπεριφορά. Συνεπώς, η παρουσία του φερρίτη προσδίδει στο χάλυβα τις μαγνητικές του ιδιότητες, με αποτέλεσμα να χαρακτηρίζεται, στην περίπτωση αυτή, ως σιδηρομαγνητικό υλικό [6-12].

Πάνω από τη θερμοκρασία Curie και έως τους $912\text{ }^\circ\text{C}$ (θερμοκρασία A_3), ο φερρίτης χαρακτηρίζεται ως παραμαγνητικός, δηλαδή δε διατηρεί τη μαγνητική του συμπεριφορά (Εικόνα 1-4). Ωστόσο, παραμένει μια θερμοδυναμικά ευσταθής φάση, η οποία ονομάζεται βήτα φερρίτης ($\beta\text{-Fe}$). Ο όρος αυτός χρησιμοποιείται σπάνια καθώς ταυτίζεται κρυσταλλογραφικά με τον Fe [11].

Η μηχανική σκληρότητά του φερρίτη ($\alpha\text{-Fe}$) κυμαίνεται από 70 HV έως 200 HV ενώ το όριο εφελκυστικής τάσης (strength) είναι 280 N/mm^2 (280 Mpa) [2].



Εικόνα 1-4: Παρουσία βήτα-φερρίτη ($\beta\text{-Fe}$) πάνω από την κρίσιμη θερμοκρασία A_2 (θερμοκρασία Curie). Ο $\alpha\text{-Fe}$ είναι σιδηρομαγνητικός, ενώ ο $\beta\text{-Fe}$ είναι παραμαγνητικός.

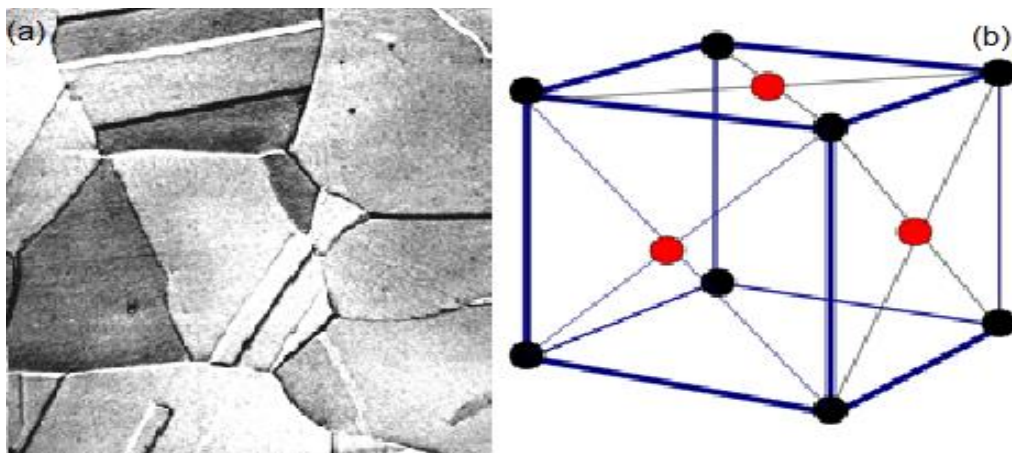
1.2.1.2 δ-φερρίτης ($\delta\text{-Fe}$)

Ο $\delta\text{-Fe}$ αποτελεί στερεό διάλυμα παρεμβολής του άνθρακα, το οποίο κρυσταλλώνεται στο κυβικό χωροκεντρωμένο (body-centered cubic, BCC) σύστημα. Αποτελεί μια θερμοδυναμικά ευσταθή φάση του σιδήρου από τους $1390\text{ }^\circ\text{C}$ έως τη θερμοκρασία τήξης ($1539\text{ }^\circ\text{C}$). Συνεπώς ο $\delta\text{-Fe}$ σχηματίζεται μετά τη χύτευση του χάλυβα (ή του σιδήρου), κατά τη στερεοποίηση τους. Η μέγιστη διαλυτότητα του άνθρακα στη δ -φάση του φερρίτη είναι 0.1% κ.β. στους $1492\text{ }^\circ\text{C}$ [1-5].

Σε ό,τι αφορά τις μηχανικές ιδιότητές τους είναι παρόμοιες με εκείνες του $\alpha\text{-Fe}$ [13].

1.2.2 Ωστενίτης (γ -Fe).

Στερεό διάλυμα παρεμβολής του άνθρακα, το οποίο κρυσταλλώνεται στο κυβικό εδροκεντρωμένο (face-centred cubic, FCC) σύστημα (Εικόνα 1-5). Η πυκνή κυβική ενδοκεντρωμένη δομή επιτρέπει την αυξημένη διαλυτότητα του άνθρακα στο κρυσταλλικό πλέγμα του ωστενίτη (austenite) συγκριτικά με το φερρίτη. Η μέγιστη διαλυτότητα του άνθρακα στον ωστενίτη είναι 0.8 % κ.β. στους 723 °C, ενώ καθώς η θερμοκρασία αυξάνεται φτάνει το 2,00 % κ.β. στους 1148 °C [1-5]. Ο ωστενίτης είναι μη-μαγνητικός (παραμαγνητικός) και θερμοδυναμικά ευσταθής σε ένα θερμοκρασιακό εύρος από τους 910 °C έως τους 1400 °C [6-12].



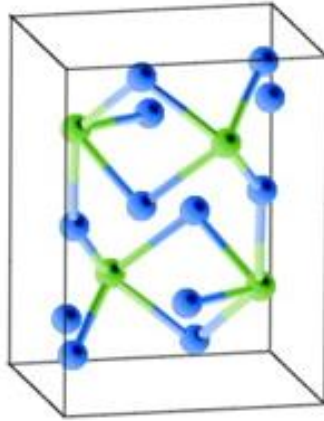
Εικόνα 1-5: (a) Τυπική μικροδομή ωστενίτη, (b) κυβικό εδροκεντρωμένο (FCC) κρυσταλλικό πλέγμα του ωστενίτη (τα άτομα του σιδήρου παρουσιάζονται ως μαύρες σφαίρες στις ακμές του κύβου και τα άτομα του άνθρακα παρουσιάζονται ως κόκκινες σφαίρες στο κέντρο των εδρών του κύβου).

Ο ωστενίτης είναι όλκιμος και η μηχανική σκληρότητά του κυμαίνεται από 250 HV έως 300 HV [2, 8].

1.2.3 Σεμεντίτης (Fe_3C)

Πρόκειται για μεσομεταλλική ένωση παρεμβολής, που κρυσταλλώνεται στο ορθορομβικό σύστημα (Εικόνα 1-6). Η περιεκτικότητα σε άνθρακα είναι σταθερή και καθορισμένα ίση με 6,67% κ.β [1-5]. Ως καρβίδιο του σιδήρου (Fe_3C) είναι μια σκληρή και εύθραυστη μεσομεταλλική ένωση. Η μηχανική σκληρότητά του κυμαίνεται από 850 HV έως 1100 HV [2, 8].

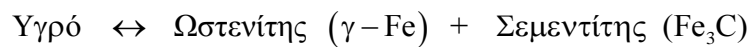
Όταν σχηματίζεται σε θερμοκρασίες μεγαλύτερες της ευτυκτικής (1148 °C) ονομάζεται πρωτογενής σεμεντίτης, όταν σχηματίζεται μεταξύ της ευτηκτικής και της ευτηκτοειδούς θερμοκρασίας (723 °C) ονομάζεται δευτερογενής σεμεντίτης, ενώ όταν σχηματίζεται κάτω από την ευτηκτοειδή θερμοκρασία ονομάζεται τριτογενής σεμεντίτης [1-5].



Εικόνα 1-6: Ορθορομβικό σύστημα στο οποίο κρυσταλλώνεται ο σεμεντίτης.

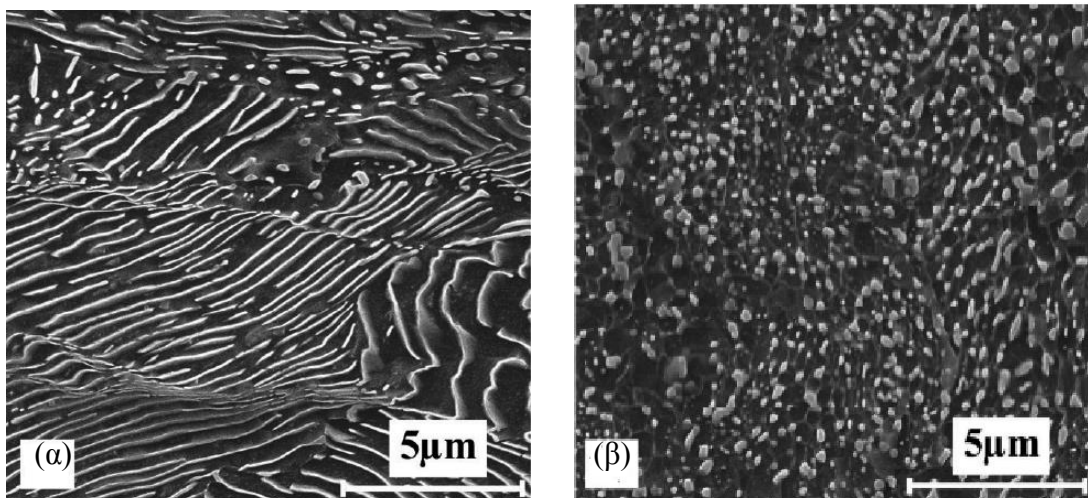
1.2.4 Λεδεμβουρίτης (ωστενίτης + σεμεντίτης, $\gamma\text{-Fe} + \text{Fe}_3\text{C}$)

Είναι μια σύνθετη ευτηκτική δομή, η οποία χαρακτηρίζεται μορφολογικά από επάλληλα πλακίδια ωστενίτη και σεμεντίτη. Παράγεται κατά τη στερεοποίηση του χάλυβα με περιεκτικότητα σε άνθρακα 4,3% κ.β., σε θερμοκρασία χαμηλότερη από τους 1130 °C. Η αντίδραση σχηματισμού του ονομάζεται ευτηκτική αντίδραση και μπορεί να γραφτεί ως εξής:



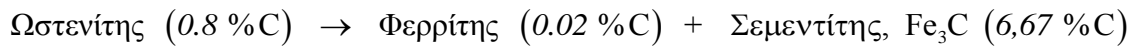
1.2.5 Περλίτης (φερρίτης + σεμεντίτης, $\alpha\text{-Fe} + \text{Fe}_3\text{C}$)

Είναι μια σύνθετη ευτηκτοειδής δομή η οποία χαρακτηρίζεται μορφολογικά από επάλληλα πλακίδια φερρίτη και σεμεντίτη. Ο περλίτης λοιπόν, δεν αποτελεί φάση, αλλά μικρογραφικό συστατικό φερρίτη και σεμεντίτη [1-5].



Εικόνα 1-7: Διαφορετικές μορφολογίες του σεμεντίτη. (α) Πλακοειδής σεμεντίτης και (β) σφαιροποιημένος σεμεντίτης.

Σχηματίζεται κατά την πολύ αργή απόψυξη του ωστενίτη και λαμβάνει χώρα στους 723 °C. Ο αργός ρυθμός απόψυξης παρέχει τον απαραίτητο χρόνο για τη διάχυση των ατόμων του άνθρακα, διατηρώντας ταυτόχρονα τις συνθήκες θερμοδυναμικής ισορροπίας [1-5]. Ο διαχυτικός μετασχηματισμός του ωστενίτη σε περλίτη ονομάζεται ευτηκτοειδής μετασχηματισμός και η αντίδραση γράφεται ως εξής:



Ο περλιτικός μετασχηματισμός πραγματοποιείται με την ετερογενή πυρήνωση και ανάπτυξη του περλίτη στα όρια των ωστενιτικών κόκκων. Η περλιτική δομή είναι περιοδική και χαρακτηρίζεται από την ενδοπλακιδιακή απόσταση. Όσο πιο μικρή είναι η απόσταση των πλακιδίων, τόσο πιο λεπτόκοκκος είναι ο περλίτης και τόσο μεγαλύτερη η σκληρότητά του, εξαιτίας των πολλών διαφασικών ορίων που παρεμποδίζουν την ολίσθηση των διαταραχών. Να σημειωθεί ότι όταν ο περλίτης σχηματίζεται σε χαμηλότερες θερμοκρασίες είναι λεπτόκοκκος.

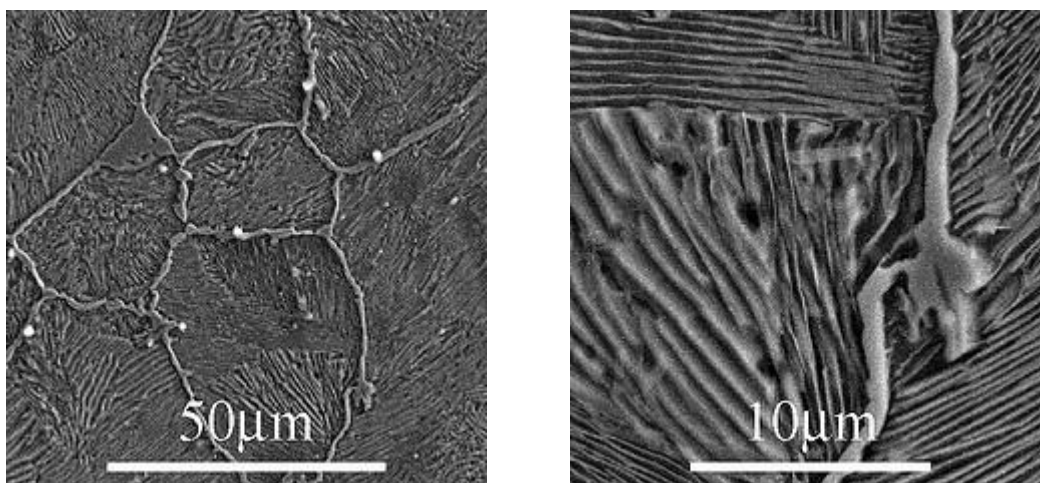
Οι χάλυβες που δεν περιέχουν κραματικά στοιχεία αντικαταστάσεως παρά μόνον άνθρακα ονομάζονται ανθρακοχάλυβες (carbon steels). Ανάλογα με την περιεκτικότητα τους σε άνθρακα οι χάλυβες αυτοί διακρίνονται σε ευτηκτοειδείς (όταν η περιεκτικότητα σε άνθρακα είναι $C = 0.8 \% \text{ κ.β.}$), υποευτηκτοειδείς (όταν η περιεκτικότητα σε άνθρακα είναι μικρότερη από την ευτηκτοειδή, δηλ. $\% C < 0.8 \% \text{ κ.β.}$) και υπερευτηκτοειδείς (όταν η περιεκτικότητα σε άνθρακα είναι μεγαλύτερη από την ευτηκτοειδή, δηλ. $C > 0.8 \% \text{ κ.β.}$) [1-5] (Εικόνα 1-1).

Όταν ένας ευτηκτοειδής χάλυβας θερμανθεί στην ωστενιτική περιοχή και στη συνέχεια αποψυχθεί αργά, τότε η ευτηκτοειδής αντίδραση θα μετασχηματίσει τον ωστενίτη σε 100% περλίτη. Η πυρήνωση του φερρίτη ξεκινά από τα όρια των ωστενιτικών κόκκων και εξελίσσεται με τη μορφή παράλληλων πλακών φερρίτη και σεμεντίτη μέχρι όπου μετασχηματιστεί το 100% του ωστενίτη [1-5].

Κατά την αργή απόψυξη ενός υποευτηκτοειδούς χάλυβα, ένα ποσοστό του ωστενίτη μετασχηματίζεται σε φερρίτη κατά το πέρασμα από τη διφασική περιοχή ($\alpha+\gamma$), ενώ ο υπόλοιπος ωστενίτης εμπλουτίζεται διαρκώς σε άνθρακα, λόγω της μεγάλης διαφοράς που εμφανίζει ο φερρίτης με τον ωστενίτη στη στερεά διαλυτότητα του άνθρακα. Όταν ο ωστενίτης αποκτήσει την ευτηκτοειδή σύσταση (0.8%C), η ευτηκτοειδής αντίδραση μετασχηματίζει τον ωστενίτη σε περλίτη. Η κατάσταση δεν αλλάζει σημαντικά κατά την περαιτέρω ψύξη του χάλυβα στη θερμοκρασία δωματίου. Ο φερρίτης, που σχηματίζεται κατά την ψύξη ονομάζεται

προευτηκτοειδής φερρίτης, γιατί προέρχεται από τη μερικό μετασχηματισμό του ωστενίτη, πριν από την ευτηκτοειδή θερμοκρασία. Έτσι οι υποευτηκτοειδείς χάλυβες αποτελούνται από προευτηκτοειδή φερρίτη και περλίτη, και η δομή τους ονομάζεται φερριτοπερλιτική [1-5].

Κατά την αργή απόψυξη ενός υπereυτηκτοειδή χάλυβα, ένα μέρος του αρχικού ωστενίτη θα μετασχηματιστεί σε σεμεντίτη, κατά το πέρασμα από τη διφασική περιοχή ($\alpha+\gamma$). Ο σεμεντίτης αυτός, πυρηνώνεται στα όρια των ωστενιτικών κόκκων αποσπώντας διαρκώς άτομα άνθρακα από τον ωστενίτη και επειδή σχηματίζεται πριν από την ευτηκτοειδή θερμοκρασία, ονομάζεται προευτηκτοειδής σεμεντίτης. Έτσι η περιεκτικότητα του ωστενίτη σε άνθρακα μειώνεται τείνοντας προς την ευτηκτοειδή σύσταση (0.8%C). Στην ευτηκτοειδή θερμοκρασία, ο εναπομένον ωστενίτης μετασχηματίζεται σε περλίτη μέσω της ευτηκτοειδούς αντιδράσεως. Επομένως, ένας υπereυτηκτοειδής χάλυβας αποτελείται από κόκκους περλίτη, στα όρια των οποίων υπάρχει προευτηκτοειδής σεμεντίτης [1-5].



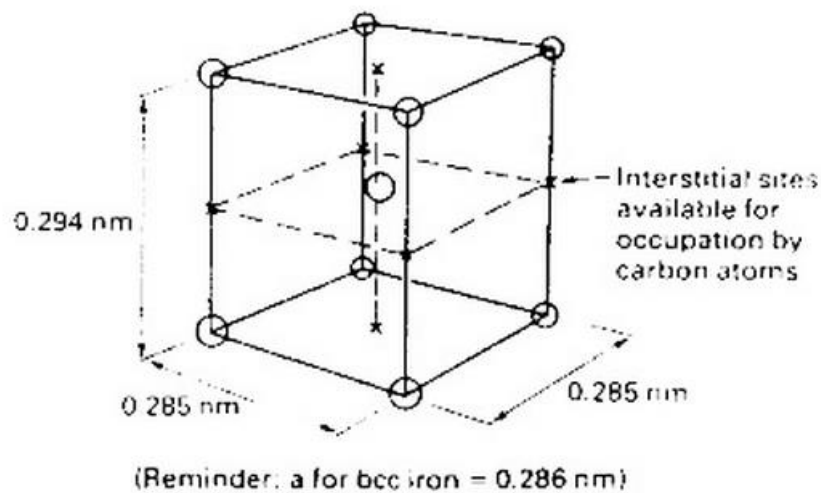
Εικόνα 1-8: Τυπική μικροδομή του περλίτη.

Η μηχανική σκληρότητά της περλιτικής δομής αυξάνεται όσο μειώνεται η απόσταση των πλακιδίων φερρίτη-σεμεντίτη. Η μηχανική σκληρότητά του κυμαίνεται από 250 HV έως 350 HV. Επειδή ο περλίτης περιέχει πολύ φερρίτη, είναι και αυτός όλκιμος αν και με μειωμένη ολκιμότητα και δυσθραυστότητα συγκριτικά με τον φερρίτη. Η μείωση της ολκιμότητας οφείλεται στη λειτουργία των διεπιφανειών α -Fe₃C ως θέσεις για πυρήνωση ρωγμών. Επίσης, στους απλούς ανθρακοχάλυβες, η αύξηση του άνθρακα (αύξηση του ποσοστού του περλίτη) οδηγεί σε αύξηση τόσο του ορίου διαρροής (σ_y) όσο και της μέγιστης αντοχής εφελκυσμού (UTS). Η αύξηση του UTS στον περλίτη, του δίνει τη δυνατότητα για μεγαλύτερη εργοσκληύρυνση (work-hardening) της περλιτικής δομής έναντι της φερριτικής

δομής. Η μείωση της ολκιμότητας σε συνδυασμό με την αυξημένη εργοσκληρυνση περιορίζει την πλαστική παραμόρφωση στην αιχμή των ρωγμών [1-5].

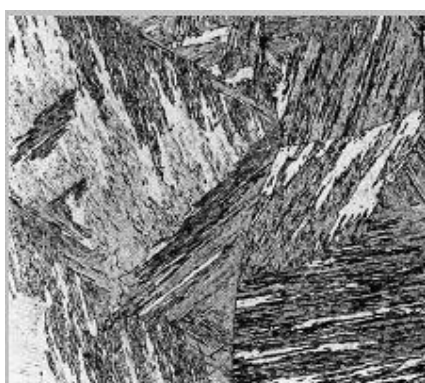
1.2.6 Μαρτενσίτης (martensite)

Ο μαρτενσίτης είναι μετασταθής φάση του χάλυβα που σχηματίζεται κατά την ταχύτατη απόψυξη (βαφή) του ωστενίτη (γ -Fe). Θεωρείτε ένα υπέρκορο στερεό διάλυμα φερρίτη με άνθρακα. Ο μαρτενσιτικός μετασχηματισμός δεν είναι διαχυσιακός, καθώς τα άτομα του άνθρακα δεν προλαβαίνουν να μετακινηθούν από τις οκταεδρικές θέσεις του ωστενιτικού πλέγματος. Αυτό σημαίνει ότι ο άνθρακας καταλαμβάνει τις ίδιες θέσεις παρεμβολής στον ωστενίτη και στον μαρτενσίτη, με αποτέλεσμα το κυβικό εδροκεντρωμένο (FCC) πλέγμα του ωστενίτη να μετασχηματίζεται στο τετραγωνικό χωροκεντρωμένο (body centered tetragonal, BCT) πλέγμα του μαρτενσίτη, στο κέντρο του οποίου βρίσκεται ο άνθρακας [1-5] (Εικόνα 1-9).

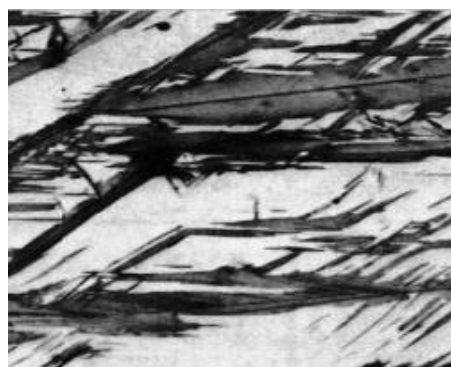
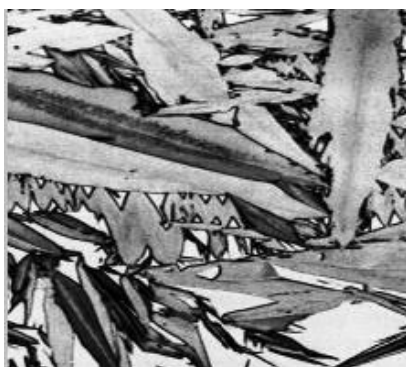


Εικόνα 1-9: Κρυσταλλικό πλέγμα μαρτενσίτη.

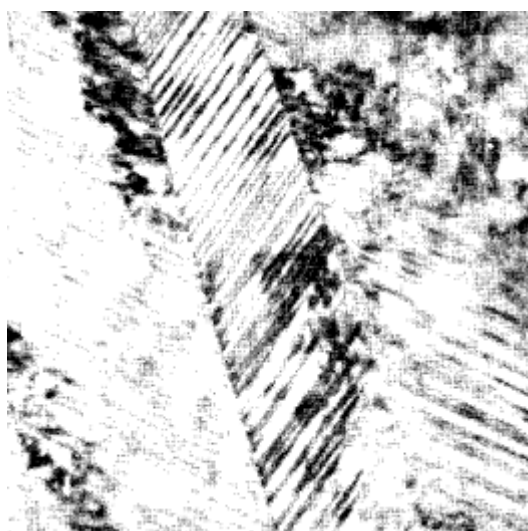
Η μορφολογία του μαρτενσίτη εξαρτάται σημαντικά από την περιεκτικότητα του χάλυβα σε άνθρακα. Σε χάλυβες με λιγότερο από 0,4% κ.β. ποσοστό άνθρακα, ο μαρτενσίτης αναπτύσσεται σε βελονοειδή μορφή (lath martensite) (Εικόνα 1-10). Όταν η περιεκτικότητα σε άνθρακα κυμαίνεται από 0,4% κ.β. έως 0,6% κ.β., ο μαρτενσίτης εμφανίζει μια μικτή δομή βελόνων και πλακιδίων. Αντίθετα, όταν η περιεκτικότητα σε άνθρακα υπερβαίνει τα 0,6% κ.β. τότε ο μαρτενσίτης έχει την μορφή λεπτών πλακιδίων (plate martensite) (Εικόνα 1-11). Ο μαρτενσίτης παρουσιάζει επίσης εσωτερική δομή που χαρακτηρίζεται από διδυμίες (Εικόνα 1-12) και έντονη παρουσία διαταραχών [1-5].



Εικόνα 1-10: Βελονοειδής μαρτενσίτης (*lath martensite*).



Εικόνα 1-11: Ανάπτυξη μαρτενσίτη πλακιδίων (*plate martensite*).

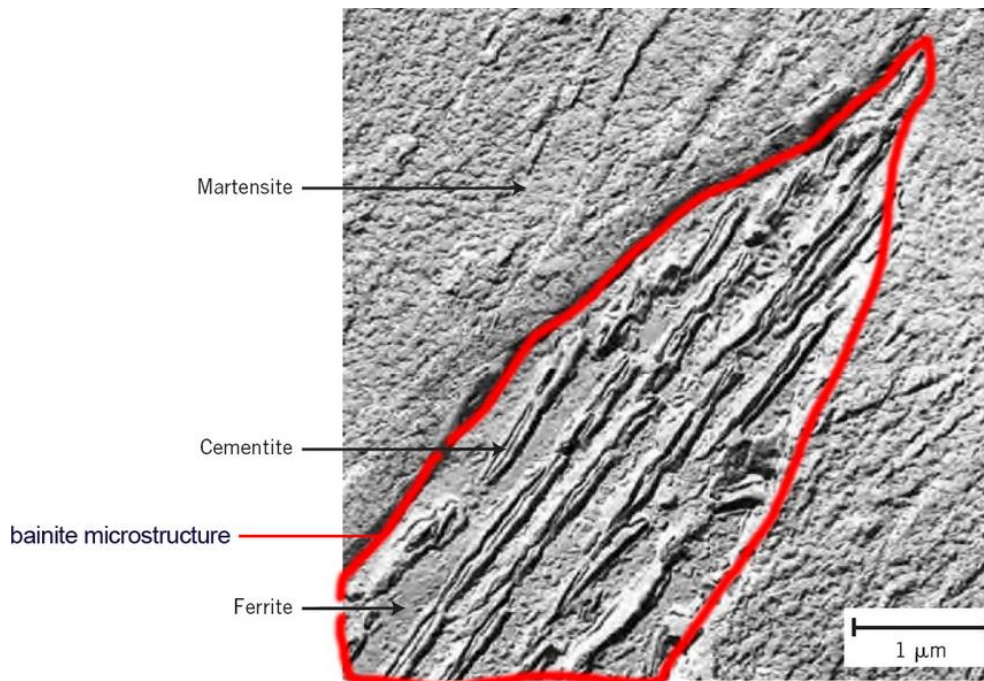


Εικόνα 1-12: Ανάπτυξη μαρτενσίτη με διδυμίες (*twinned martensite*).

Η βαφή του χάλυβα, δηλαδή η ταχύτατη απόψυξή του, προκαλεί συχνά παραμορφώσεις του κρυσταλλικού πλέγματος και μικρο-ρωγματώσεις, εξαιτίας της συσσώρευσης τοπικών τάσεων. Ο βαμμένος χάλυβας είναι ψαθυρός, λόγω της παρουσίας μαρτενσίτη και γι' αυτό η κατεργασία της βαφής συνήθως συνοδεύεται από επαναφορά (tempering) σε θερμοκρασίες 150–650 °C, ώστε να αυξηθεί η ολκιμότητα του χάλυβα. Ταυτόχρονα παρατηρείται και μικρή μείωση της σκληρότητάς του [1-5].

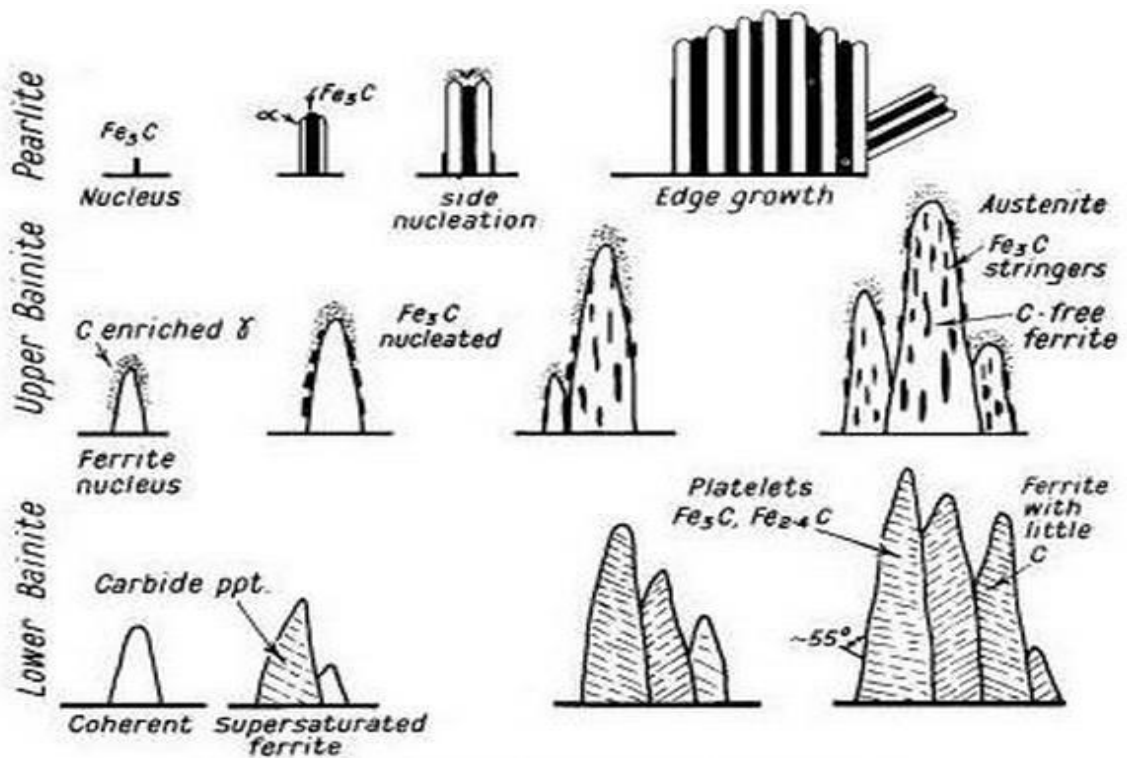
1.2.7 Μπαινίτης (Bainite)

Ο μπαινίτης αποτελεί μια μικρογραφική δομή του χάλυβα που προκύπτει όταν ο χάλυβας θερμανθεί σε θερμοκρασία ανώτερη από την θερμοκρασία ωστενιτοποίησης και κατόπιν ψυχθεί σε τελική θερμοκρασία κατώτερη από την θερμοκρασία σχηματισμού περλίτη (δηλ. χαμηλότερη από περίπου 550 °C) και υψηλότερη από την θερμοκρασία της έναρξης σχηματισμού μαρτενσίτη (περίπου 250 °C). Η δομή του αποτελείται από λεπτά πλακίδια φερρίτη καθώς και σωματίδια καρβιδίου (κυρίως σεμεντίτη) [1-5].



Εικόνα 1-13: Χαρακτηριστική μορφολογία μπαινίτη.

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 [1-5].



Εικόνα 1-14: Σχηματισμός περλίτη (pearlite), ανώτερου (upper) και κατώτερου (lower) μπαινίτη.

1.2.7.1 Ανώτερος μπαινίτης (upper bainite)

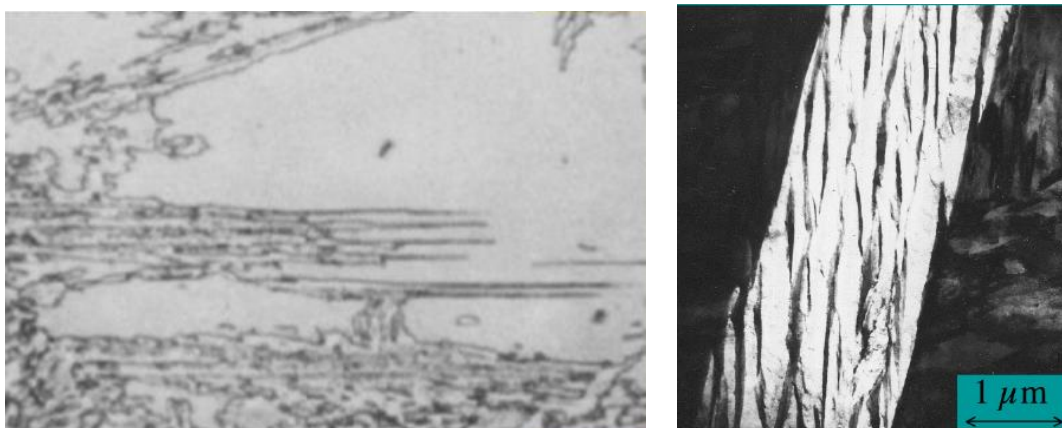
Ο σχηματισμός ανώτερου μπαινίτη ολοκληρώνεται σε δύο στάδια.

1. Στο πρώτο στάδιο πραγματοποιείται η πυρήνωση και ανάπτυξη λεπτών πλακιδίων μπαινιτικού φερρίτη, με παράλληλο εμπλουτισμό του ωστενίτη σε άνθρακα, αφού η στερεά διαλυτότητα του άνθρακα στον φερρίτη είναι πολύ μικρή.
2. Στο δεύτερο στάδιο ο εμπλουτισμός του ωστενίτη σε άνθρακα οδηγεί στην καθίζηση σεμεντίτη μεταξύ των πλακιδίων του φερρίτη.

Η μορφολογία του μπαινιτικού σεμεντίτη εξαρτάται από την περιεκτικότητα του χάλυβα σε άνθρακα:

- Σε χάλυβες με υψηλή περιεκτικότητα σε άνθρακα, ο σεμεντίτης σχηματίζει συνεχείς λωρίδες που διαχωρίζουν τα πλακίδια του φερρίτη.
- Όταν 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) [1-5, 14-20].

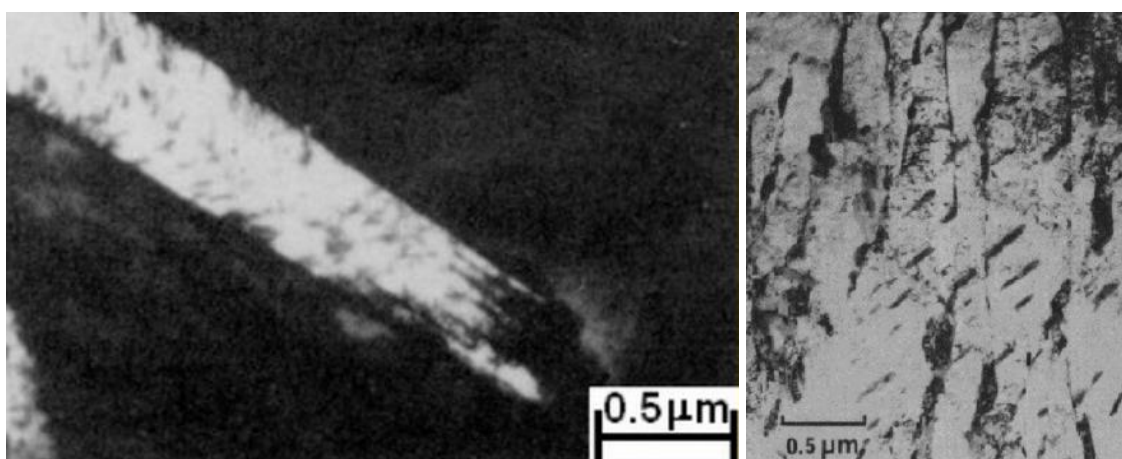


Εικόνα 1-15: Μπαινιτικές δεσμίδες ανώτερου μπαινίτη.

1.2.7.2 Κατώτερος μπαινίτης (lower bainite)

Ο κατώτερος μπαινίτης σχηματίζεται σε χαμηλότερες θερμοκρασίες (250-400 °C). Η σημαντικότερη διαφορά του με τον ανώτερο μπαινίτη είναι ότι κατά την ανάπτυξη του φερρίτη, εκτός από τον εμπλουτισμό του ωστενίτη σε άνθρακα, λαμβάνει χώρα και καθίζηση σεμεντίτη μέσα στον φερρίτη. Έτσι 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 [1-5, 14-20].

Λόγω της καθιζήσεως 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 κατώτερο μπαινίτη και το γεγονός αυτό εξηγεί την μεγαλύτερη ολκιμότητα του κατώτερο μπαινίτη σε σχέση μ' αυτήν του ανώτερο μπαινίτη. [1-5, 14-20].



Εικόνα 1-16: Κατώτερος μπαινίτης.

1.3 Τυποποίηση χαλύβων κατά SAE/AISI

1.3.1 Γενικά

Σύμφωνα με το διεθνές σύστημα ονοματολογίας των χαλύβων SAE/AISI (Society of Automotive Engineers/American Iron and Steel Institute), όλα τα εμπορικά μέταλλα και κράματα, χαρακτηρίζονται από ένα τετραψήφιο σύστημα αρίθμησης (Πίνακας 2-1). Τα δύο πρώτα ψηφία δηλώνουν την κατηγορία στην οποία ανήκει το κράμα, δηλώνοντας ταυτόχρονα και τα κύρια κραματικά του στοιχεία, ενώ τα δύο τελευταία την περιεκτικότητα του κράματος σε άνθρακα, πολλαπλασιαζόμενο με ένα συντελεστή ίσο με 0,01%.

Πίνακας 1-1: Ταξινόμηση χαλύβων σύμφωνα με το SAE/AISI σύστημα.

Χάλυβες	Ονομασία
a) Ανθρακούχοι χάλυβες	
Carbon steel SAE-AISI	1XXX
Plain Carbon	10XX
Free machining (resulphurized)	11XX
Resulphurized, rephosphorised	12XX
b) Κραματωμένοι χάλυβες	
Manganese	13XX
Molybdenum	4XXX
C-Mo(0.25% Mo)	40XX
Cr-Mo(0.70% Cr, 0.15% Mo)	41XX
Ni-Cr-Mo(1.8% Ni, 0.65% CR)	43XX
Ni-Mo(1.75% Ni)	46XX
Ni-Cr(0.45% Ni, 0.2% Mo)	47XX
Ni-Mo(3.5% Ni, 0.25% Mo)	48XX
Chromium	5XXX
0.5% Cr	50XX
1.0% Cr	51XX
1.5% Cr	52XX
Corrosion-heat resistant	514XX
Chromium-Vanadium	6XXX
1% Cr, 0.12% V	61XX
Silicon Manganese	
0.85% Mn, 2% Si	92XX
Triple-alloy Steels	
0.55% Ni, 0.50% Cr, 0.20% Mo,	86XX
0.55% Ni, 0.50% Cr, 0.25% Mo	87XX
3.25% Ni, 1.2% Cr, 0.12% Mo	93XX
0.45% Ni, 0.4% Cr, 0.12% Mo	94XX
0.45% Ni, 0.15% Cr, 0.2% Mo	97XX
1.00 % Ni, 0.8% Cr, 0.25% Mo	98XX
Boron (~0.05% Mn)	XXBXX
Stainless and heat resisting steels	
2XX - Chromium nickel -manganese type	

3XX- Chromium-nickel types
 4XX- Straight chromium types
 5XX- Low chromium types
 All stainless steels are produced in electric furnace.

1.3.2 Επίδραση κραματικών στοιχείων στους χάλυβες

Τα κραματικά στοιχεία (Πίνακας 1-2) σε συνδυασμό με τις θερμικές και τις μηχανικές κατεργασίες διαμορφώνουν την τελική μικροδομή και ιδιότητες του χάλυβα, βελτιώνοντας παράλληλα την αντοχή σε φθορά και διάβρωση.

Ορισμένες από τις δράσεις των στοιχείων προσθήκης είναι:

- Σταθεροποίηση του φερρίτη (α-φερρογόνα στοιχεία): Cr, Mo, W, V, Si
- Σταθεροποίηση του ωστενίτη (γ-φερρογόνα στοιχεία): Mn, Ni, Co
- Τάση σχηματισμού καρβιδίων (καρβιδιογόνα στοιχεία) : $Co < Fe < Mn < Cr < Mo < W < V$

Ωστόσο, πολλές φορές η επίδραση ενός κραματικού στοιχείου τροποποιείται από την παρουσία κάποιου άλλου.

Πίνακας 1-2: Επίδραση κραματικών στοιχείων στους χάλυβες.

Κραματικό στοιχείο	Επίδραση
Fe	Το βασικό στοιχείο των χάλυβων
C	Καθορίζει το είδος του χάλυβα
S	Μειώνει την αντοχή
P	Μειώνει την αντοχή
O	Μειώνει την αντοχή.
Mn	Ενισχύει την αντοχή.
Ni	Ενισχύει την αντοχή και την δυσθραυστότητα.
W	Σκληραίνει και αυξάνει την αντοχή του χάλυβα στη θερμότητα.
Cr	Ενισχύει την αντίσταση στους αιφνιδιασμούς.
V	Απομακρύνει τις ακαθαρσίες (purifier) και ενισχύει την αντίσταση στην κόπωση.
Si	Σκληραίνει το χάλυβα.
Ti	Απομακρύνει το άζωτο και το οξυγόνο.
Mo	Σκληραίνει και αυξάνει την αντοχή του χάλυβα στη θερμότητα.
Al	Αποξειδωτικό μέσο.

Η αλληλεπίδραση των κραματικών στοιχείων και η συνεργιστική τους δράση αποτελεί ένα σύνθετο θέμα, καθώς επηρεάζει τόσο την θερμοδυναμική όσο και την κινητική των μετασχηματισμών των φάσεων στους χάλυβες. Για τον λόγο αυτό, παρουσιάζεται η μεμονωμένη επίδραση κάθε κραματικού στοιχείου.

- ✓ Ο **άνθρακας** (C) είναι γ-φερρογόνο στοιχείο και αποτελεί το σημαντικότερο στοιχείο στους χάλυβες συμβάλλοντας σημαντικά στην ισχυροποίησή τους. Υψηλά ποσοστά άνθρακα προσδίδουν αντοχή σε υψηλές θερμοκρασίες, αυξάνουν τη σκληρότητα και την εμβαπτότητα, αλλά μειώνουν τη δυσθραυστότητα, ολκιμότητα και τη συγκολλησιμότητα. Ο άνθρακας είναι ένα ισχυρό μέσο σκλήρωσης στερεού διαλύματος (solid solution strengthening), ενώ έχει δυσμενή επίδραση στη μηχανουργική κατεργασιμότητα του χάλυβα [21-22].
- ✓ Το **μαγγάνιο** (Mn) είναι γ-φερρογόνο και καρβιδιογόνο στοιχείο που διευρύνει την περιοχή του ωστενίτη, ελαττώνοντας παράλληλα τις θερμοκρασίες πραγματοποίησης του ευτηκτοειδούς μετασχηματισμού (A1) και ωστενιτοποίησης (A3). Συναντάται σε όλους τους χάλυβες σε περιεκτικότητες πάνω από 0.2%, ωστόσο το ποσοστό του δεν ξεπερνά το 1.65%. Αποτελεί αποξειδωτικό μέσο του τηκόμενου μετάλλου, ευνοώντας παράλληλα την ακόλουθη θερμική μορφοποίηση του μετάλλου, λόγω της μείωσης της ευαισθησίας του χάλυβα σε θερμή ρηγμάτωση. Η προσθήκη Mn οδηγεί επίσης σε σημαντική αύξηση της εμβαπτότητας του χάλυβα και βελτίωση της αντοχής και τη σκληρότητάς του. Χρησιμοποιείται για τη σκλήρωση στερεού διαλύματος και έχει μια μικρή επίδραση στην ευθραυστότητα. Ωστόσο, όπως και ο άνθρακας, μειώνει την ολκιμότητα και την ικανότητα συγκόλλησης του χάλυβα, σε μικρότερο όμως βαθμό από ότι ο άνθρακας. Το Mn σχηματίζει στερεό διάλυμα με το φερρίτη και μειώνει το πλάτος των επάλληλων πλακιδίων του περλίτη. Όταν η περιεκτικότητα σε Mn υπερβαίνει το 0,8% κ.β., τότε αυξάνεται η δυνατότητα σκλήρυνσης μέσω μαρτενσιτικής βαφής και επαναφοράς. Επίσης, ανεξάρτητα από την περιεκτικότητα σε άνθρακα, παρουσιάζει τη μικρότερη τάση για μικροδιαφορισμό, σε σύγκριση με τα υπόλοιπα κραματικά στοιχεία. Τέλος, παρουσία θείου (S), οδηγεί στο σχηματισμό εγκλεισμάτων σουλφιδίων του μαγγανίου (MnS ή (Fe, Mn)S) επιμήκους μορφολογίας. Ο σχηματισμός των εγκλεισμάτων αυτών ευνοεί τη κατεργασιμότητα του χάλυβα, λόγω της παρεμπόδισης του σχηματισμού ψαθυρών FeS, τα οποία παρουσιάζουν χαμηλό σημείο τήξης και δρουν αρνητικά την απόδοση του χάλυβα στις υψηλές θερμοκρασίες [21-22].
- ✓ Το **πυρίτιο** (Si) είναι α-φερρογόνο στοιχείο και αποτελεί ένα κυρίαρχο αποξειδωτικό μέσο. Η περιεκτικότητά του στους χάλυβες εξαρτάται από τη μέθοδο αποξείδωσης που ακολουθείται. Για παράδειγμα, στους πλήρως καθησυχασμένους

χάλυβες (killed steels) η περιεκτικότητα του Si δεν ξεπερνά το 0.6%, ενώ στους ημικαθησυχασμένους (semi-killed steels) η περιεκτικότητα σε Si είναι μικρότερη. Το πυρίτιο αυξάνει την αντίσταση στο σχηματισμό ψαθυρών οξειδίων και έχει μικρή τάση για σχηματισμό καρβιδίων. Βελτιώνει ελαφρά την αντοχή του φερρίτη, χωρίς να μεταβάλλει την ολκιμότητά του. Επίσης, όταν η περιεκτικότητα σε Si είναι μεγάλη τότε μειώνονται οι μαγνητικές απώλειες και βελτιώνεται η αντίσταση σε οξείδωση. Ωστόσο, η πολύ υψηλή περιεκτικότητα σε πυρίτιο αυξάνει σημαντικά την κατεργασιμότητα του χάλυβα [21-22].

- ✓ Το χρώμιο (Cr) αποτελεί ένα ισχυρά καρβιδιογόνο στοιχείο. Τα καρβίδια του αυξάνουν την σκληρότητα, τις αντιτριβικές ιδιότητες και την αντίσταση στη διάβρωση του χάλυβα. Το χρώμιο αυξάνει επίσης την εμβαπτότητα καθώς και την αντοχή σε οξείδωση. Ως α-φερρογόνο στοιχείο σταθεροποιεί το φερρίτη και σχηματίζει με αυτόν στερεό διάλυμα. Σε συνδυασμό με το νικέλιο αποτελεί το σημαντικότερο κραματικό στοιχείο των ανοξειδωτών και των πυρίμαχων χάλυβων.
- ✓ Το **νικέλιο** (Ni) προσδίδει ολκιμότητα και αυξάνει την δυσθραυστότητα των χάλυβων, ενώ προκαλεί μείωση της θερμοκρασίας μεταβάσεως από την όλκιμη στην ψαθυρή θραύση. Ως γ-φερρογόνο σταθεροποιεί τον ωστενίτη. Μάλιστα, όταν η περιεκτικότητά του ξεπερνά το 7% σταθεροποιεί την ωστενιτική φάση σε θερμοκρασία δωματίου, αποτελώντας ένα σημαντικό στοιχείο των ανοξειδωτών χάλυβων (π.χ. ωστενιτικοί ανοξειδωτοί χάλυβες). Το νικέλιο δε σχηματίζει καρβίδια και σε συνδυασμό με το Cr αυξάνει την σκληρότητα, την αντοχή σε κρούση και σε κόπωση [21-22].
- ✓ Το **μολυβδαινίο** (Mo) είναι ένα ισχυρά καρβιδιογόνο στοιχείο. Τα καρβίδια του μολυβδαινίου σχηματίζονται κατά την επαναφορά μετά τη βαφή του χάλυβα και προκαλούν την δευτερογενή σκλήρυνσή του. Τα καρβίδια του επίσης κατακρημνίζονται στα όρια των κόκκων, παρεμποδίζοντας με αυτόν τον τρόπο την αύξηση του μεγέθους τους. Η προσθήκη Mo στους ανοξειδωτούς χάλυβες οδηγεί σε περαιτέρω αύξηση της αντοχής στην διάβρωση. Επίσης, αυξάνει την σκληρότητα στους χάλυβες και βελτιώνει την αντοχή σε ερπυσμό και την αντίσταση στην τοπική διάβρωση. Η παρουσία Mo στους ισχυρά κραματωμένους χάλυβες μειώνει την πιθανότητα ψαθυροποίησής τους μετά την επαναφορά τους. Επιπλέον, καθυστερεί το μετασχηματισμού του γ-Fe σε μαινίτη, ενώ μέσω

συνεχούς απόψυξης συμβάλει στη δημιουργία μπαινιτικών μετασχηματισμών [21-22].

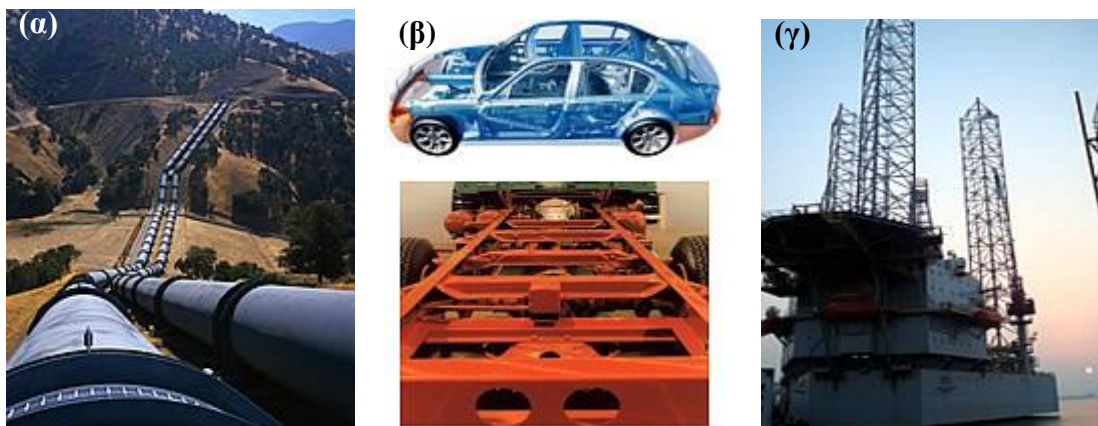
- ✓ Το **κοβάλτιο** (Co) είναι το μοναδικό στοιχείο που μειώνει την εμβαπτότητα των χαλύβων, δεν σχηματίζει καρβίδια και έχει, εν γένει, μικρή επίδραση στην σκληρότητα του χάλυβα. Κυρίως παρεμποδίζει την αποκατάσταση των αταξιών και την ανάπτυξη των κόκκων κατά την ανόπτηση ή την επαναφορά του χάλυβα, συμβάλλοντας στη διατήρηση της μηχανικής αντοχής σε υψηλές θερμοκρασίες [21-22].
- ✓ **Βολφράμιο, βανάδιο, τιτάνιο, νιόβιο** (W, V, Ti, Nb): Πρόκειται για καρβιδιογόνα στοιχεία, τα οποία συντελούν στην αύξηση της σκληρότητας και της αντοχής με τον σχηματισμό καρβιδίων, ενώ ταυτόχρονα περιορίζουν την ανάπτυξη των κόκκων σε υψηλές θερμοκρασίες. Τα V, Nb και Ti αποτελούν κύρια συστατικά των χαμηλά κραματωμένων χαλύβων υψηλής αντοχής (HSLA steels) [21-22].
- ✓ Το **αλουμίνιο** (Al) χρησιμοποιείται ως αποξειδωτικό μέσο στους χάλυβες. Σχηματίζει οξειδία και νιτρίδια στα όρια των κόκκων του χάλυβα συμβάλλοντας στον έλεγχο του μεγέθους των κόκκων του [21-22].
- ✓ Ο **φώσφορος** (P) σχηματίζει ενώσεις με το σίδηρο που μειώνουν την ολκιμότητα και δυσθραυστότητα και ιδιαίτερα την αντοχή σε κρούση, κυρίως σε χάλυβες βαφής και επαναφοράς. Μπορεί όμως να έχει και ευεργετικά αποτελέσματα, όπως στους χάλυβες μηχανουργικής κατεργασίας (free-machining steels), όπου κατά την τόννευση ή το φραιζάρισμα διευκολύνεται ο διαμερισμός του αποβλήτου με συνέπεια την βελτίωση της κατεργασιμότητας [21-22].
- ✓ Το **θειό** (S) προκαλεί σημαντική μείωση της ολκιμότητας, της δυσθραυστότητας, της αντοχής σε κρούση και της συγκολλησιμότητας. Επίσης υποβαθμίζει την κατεργασιμότητα, ενώ η παρουσία του αυξάνει την τάση ρωγμάτωσης κατά την βαφή των χαλύβων.
- ✓ Το **άζωτο** (N) είναι μαζί με τον άνθρακα τα κραματικά στοιχεία παρεμβολής στους χάλυβες. Το άζωτο αυξάνει την σκληρότητα και την αντοχή ενώ παράλληλα μειώνει την ολκιμότητα. Χρησιμοποιείται στους χάλυβες εναζωτώσεως για την αύξηση της επιφανειακής σκληρότητας. Στους πλήρως καθησυχασμένους χάλυβες σχηματίζει διασπορά νιτριδίων AlN, τα οποία παρεμποδίζουν την ανάπτυξη των κόκκων.

1.4 Ελαφρώς κραματωμένοι χάλυβες υψηλής αντοχής

1.4.1 Γενικά

Οι χάλυβες υψηλής αντοχής (HSLA) άρχισαν να αναπτύσσονται μετά το 1960, βρίσκοντας εφαρμογή σε χαλυβδοσωλήνες μεγάλης διαμέτρου, που χρησιμοποιούνταν στη μεταφορά πετρελαίου και αερίου. Οι χάλυβες αυτοί παρουσιάζουν τόσο υψηλότερες τιμές αντοχής και δυσθραυστότητας, συγκριτικά με τους κοινούς ανθρακούχους χάλυβες, όσο και πολύ καλή συγκολλησιμότητα, λόγω των χαμηλών τιμών του ισοδύναμου άνθρακα.

Μέχρι και σήμερα, οι μικροκραματωμένοι χάλυβες υπερ-υψηλής αντοχής εξακολουθούν να παράγονται για τον τομέα της μεταφοράς υγρών και αερίων, αλλά σημαντικές ποσότητες αυτών χρησιμοποιούνται και στην αυτοκινητοβιομηχανία και τις δομικές κατασκευές (Εικόνα 1-17).



Εικόνα 1-17: Εφαρμογές των μικροκραματωμένων χάλυβων υπερ-υψηλής αντοχής σε (α) σωλήνες μεταφοράς φυσικού αερίου, (β) στην αυτοκινητοβιομηχανία και (γ) δομικές κατασκευές.

Οι χάλυβες HSLA χαρακτηρίζονται ως φερριτοπερλιτικοί, μπαινιτικοί, μαρτενσιτικοί, αλλά φέρουν και πολυφασικές μικροδομές, ως αποτέλεσμα είτε ψυχρή είτε θερμής έλασης. Η τιμή του ορίου διαρροής στους σύγχρονους HSLA χάλυβες κυμαίνεται από 260 MPa έως 1000 MPa.

Τυπικά, το στις περιπτώσεις όπου το όριο διαρροής απαιτείται να είναι άνω των 550 MPa, ως κύριο κραματικό στοιχείο των χάλυβων αυτών είναι το Mo. Το χημικό αυτό στοιχείο είναι υπεύθυνο για την διαμόρφωση της μπαινιτικής φάσης στο τελικό προϊόν, καθώς επίσης και των σύνθετων δομών που αναπτύσσονται στους διφασικούς χάλυβες (dual phase) ή τους TRIP.

1.4.2 Χρωμομολιβδαινιούχοι χάλυβες (Cr-Mo steels)

1.4.2.1 Ταξινόμηση

Σύμφωνα με το SAE/AISI σύστημα ταξινόμησης των χάλυβων τα δύο πρώτα ψηφία που χαρακτηρίζουν τους χρωμομολιβδενιούχους χάλυβες είναι τα «41». Τα τελευταία δύο ψηφία δηλώνουν την περιεκτικότητα του χάλυβα σε άνθρακα σε 0.01%.

1.4.2.2 Ιδιότητες

Είναι θερμικά κατεργάσιμοι, υψηλής αντοχής ελαφρά κραματωμένοι χάλυβας (HSLA) που σχηματίζουν εύκολα μαρτενσιτική δομή, μετά από τη βαφή τους, χάρη στα προστιθέμενα κραματικά τους στοιχεία (χρώμιο και μολυβδαίνιο). Αυτό έχει ως αποτέλεσμα, η δυνατότητα σκλήρωσής τους είναι μεγαλύτερη από αυτή ανθρακούχων χάλυβων με αντίστοιχη περιεκτικότητα σε άνθρακα.

Κατά τις θερμικές κατεργασίες, δημιουργούνται διαφορετικές μικροδομές που επηρεάζουν τη μηχανική συμπεριφορά του μετάλλου και συγκεκριμένα ιδιότητες όπως την αντοχή, ολκιμότητα, σκληρότητα και δυσθραυστότητα.

1.4.2.3 Εφαρμογές

Οι χρωμομολυβδαινιούχοι χάλυβες χρησιμοποιούνται ευρέως στις βιομηχανίες κατασκευών, οχημάτων, υγρών και αερίων καυσίμων χάρη στην μεγάλη δυνατότητα σκλήρωσης, την αντίσταση στη διάβρωση και στην υψηλή του αντοχή. Επίσης, χρησιμοποιούνται για την κατασκευή περιβλημάτων καυσίμου και αγωγών σε πυρηνικούς αντιδραστήρες υγρών μετάλλων, χάρη στην αντοχή που επιδεικνύουν σε σύγκριση με τους οστενιτικούς ανοξειδωτους χάλυβες. Οι χρωμομολυβδενιούχοι χάλυβες έχουν επίσης χρησιμοποιηθεί στις σωληνώσεις των ατμοηλεκτρικών γεννητριών στους πυρηνικούς αντιδραστήρες υγρών μετάλλων. Μία από τις σημαντικότερες προκλήσεις στην έρευνα και την ανάπτυξη της τεχνολογίας της πυρηνικής σύντηξης είναι η ανάπτυξη υλικών χαμηλής ενεργοποίησης. Αυτή τη στιγμή φερριτικοί/μαρτενσιτικοί χάλυβες, κράματα βαναδίου και σύνθετα υλικά θεωρούνται πιθανές λύσεις. Από τα παραπάνω, οι φερριτικοί/μαρτενσιτικοί χρωμομολυβδενιούχοι χάλυβες αναγνωρίζονται ως τα πιο ανεπτυγμένα και κατάλληλα υλικά. Για να χρησιμοποιηθούν στην πυρηνική βιομηχανία, η ιδανική ισορροπία μεταξύ υψηλής δυσθραυστότητας, χαμηλής θερμοκρασίας μετάβασης από όλκιμη σε ψαθυρή θραύση, και υψηλή αντίσταση στη θραύση λόγω ερπυσμού πρέπει να επιτευχθεί.

Κραματικά στοιχεία

Ο άνθρακας υπάρχει σε κατάσταση στερεού διαλύματος μετά την ωστενιτοποίηση και κατακρημνίζεται ως καρβίδιο κατά τη διάρκεια της θερμικής κατεργασίας της επαναφοράς. Υψηλότερη περιεκτικότητα σε άνθρακα προκαλεί μεγαλύτερη κατακρήμνιση καρβιδίων. Τα εν λόγω καρβίδια είναι εύκολο να διευρυνθούν κατά τη διάρκεια της θερμικής κατεργασίας. Σε αυτή την περίπτωση, η σκλήρωση που προήλθε από την κατακρήμνιση χάνεται. Ο άνθρακας επίσης καταναλώνει στοιχεία που προκαλούν σκλήρωση σε στερεό διάλυμα όπως το μολυβδαίνιο και το βολφράμιο κατά τη δημιουργία καρβιδίων, οπότε η επιρροή τους επίσης χάνεται. Ο άνθρακας μειώνει την αντοχή και τη συγκολλησιμότητα, μειώνει την αντοχή στη διάβρωση και αυξάνει την θερμοκρασία ωστενιτοποίησης, στην οποία διαλύονται τα καρβίδια, το οποίο οδηγεί στην αύξηση του μεγέθους των κόκκων μειώνοντας την ελαστικότητα στον ερπυσμό. Από τα παραπάνω προκύπτει ότι η επιθυμητή περιεκτικότητα σε άνθρακα είναι περίπου 0.2% κ.β.

Το μολυβδαίνιο και το βολφράμιο σταθεροποιούν το φερρίτη και συνεισφέρουν στη σκλήρωση μέσω στερεού διαλύματος. Η προσθήκη Βολφραμίου καθυστερεί την επαναφορά διαταραχών και τον ρυθμό ανακρυστάλλωσης καθώς το βολφράμιο παρεμποδίζει τη διάχυση ατόμων σιδήρου. Το μολυβδαίνιο και το βολφράμιο, εν γένει σχηματίζοντας καρβίδια με στοιχειομετρική αναλογία $M_{23}C_6$ αυξάνουν την θερμική σταθερότητα του καρβιδίου και επίσης αυξάνουν την αντοχή σε θραύση λόγω ερπυσμού κατά την μακροπρόθεσμη έκθεση σε υψηλές θερμοκρασίες. Είναι επιθυμητό το ισοδύναμο μολυβδαίνιο (Mo_{equi}) που υπολογίζεται από την εξίσωση ($Mo+1/2W$) να διατηρείται κάτω από 1.5 για την μεγιστοποίηση της μακροπρόθεσμης αντοχής σε θραύση ερπυσμού και της δυσθραυστότητας. Μεγαλύτερη συγκέντρωση μολυβδαίνιου και βολφραμίου μείωσαν την αντοχή δημιουργώντας δ-φερρίτη και μεσομεταλλικές ενώσεις. Το νιόβιο και το βανάδιο επίσης σταθεροποιούν τον φερρίτη και συνεισφέρουν στη σκλήρωση μέσω κατακρήμνισης. Το βανάδιο κατακρημνίζεται ως $V(C,N)$ ή V_3C_4 και διαλύεται μερικώς μέσα στη μήτρα και σε ομάδες φάσεως καρβιδίων τύπου $M_{23}C_6$. Η ιδανική περιεκτικότητα σε βανάδιο είναι περίπου 0.2% κ.β. Το νιόβιο σχηματίζει εύκολα καρβίδια. Το καρβίδιο NbC δεν διαλύεται κατά την ωστενιτοποίηση στους 1050° C. Τα κατακρημνίσματα του βαναδίου και του νιοβίου βελτιώνουν την αντοχή σε θραύση λόγω ερπυσμού. Η προσθήκη χρωμίου βελτιώνει την αντοχή σε διάβρωση και οξείδωση, την αντοχή κατά τη λειτουργία σε υψηλές θερμοκρασίες αλλά μειώνει την δυσθραυστότητα. Το νικέλιο και το μαγγάνιο

σταθεροποιούν την ωστενιτική φάση και προστίθενται για να αποτρέψουν το σχηματισμό δ-φερρίτη κατά την ωστενιτοποίηση.

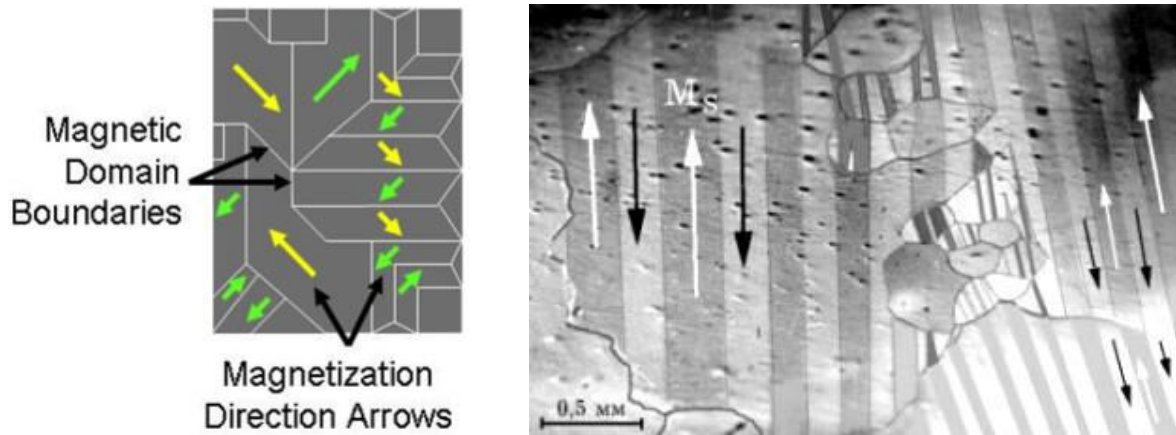
1.5 Μαγνητική συμπεριφορά χαλύβων

1.5.1 Διαδικασία μαγνήτισης

Η σημαντικότερη κατηγορία μαγνητικών υλικών, στην οποία ανήκουν οι χάλυβες, είναι τα σιδηρομαγνητικά υλικά. Δηλαδή είναι υλικά που έχουν μεγάλη παραμένουσα μαγνήτιση ακόμα και απουσία εξωτερικού μαγνητικού πεδίου. Για τον λόγο αυτόν, έχουν μεγάλη και θετική επιδεκτικότητα που εξαρτάται από την ένταση του μαγνητικού πεδίου. Έχουν μια ισχυρή αλληλεπίδραση σε ένα μαγνητικό πεδίο και είναι ικανά να διατηρήσουν τις μαγνητικές τους ιδιότητες ακόμα και όταν το εξωτερικό μαγνητικό πεδίο πάψει να υπάρχει. Η σχέση ανάμεσα στη μαγνήτιση M και το εφαρμοζόμενο πεδίο είναι μη γραμμική. Το φαινόμενο του σιδηρομαγνητισμού εμφανίζεται κάτω από μια κρίσιμη θερμοκρασία που ονομάζεται θερμοκρασία Curie, T_c . Για μεγαλύτερη θερμοκρασία από αυτή, ο σιδηρομαγνητισμός χάνεται και το υλικό γίνεται παραμαγνητικό.

Οι σιδηρομαγνήτες έχουν την ικανότητα να μαγνητίζονται, όταν βρεθούν σε μαγνητικό πεδίο και να διατηρούν τη μαγνήτιση τους και μετά την απομάκρυνση του εξωτερικά εφαρμοζόμενου μαγνητικού πεδίου. Η ικανότητα τους αυτή αποτελεί το κύριο χαρακτηριστικό που τους διαχωρίζει από τα παραμαγνητικά υλικά, τα οποία αν και εμφανίζουν μαγνητική ροπή παρουσία ενός εξωτερικά εφαρμοζόμενου μαγνητικού πεδίου παύουν να είναι μαγνητισμένα μετά την απομάκρυνση αυτού.

Ένα αμαγνήτιστο σιδηρομαγνητικό υλικό αποτελείται από έναν μεγάλο αριθμό μαγνητικών περιοχών (magnetic domains), που χαρακτηρίζονται, στο σύνολό τους, από έναν τυχαίο προσανατολισμό των μαγνητικών τους διπόλων. Αυτό έχει ως αποτέλεσμα η συνισταμένη των διανυσμάτων της μαγνήτισης να είναι μηδέν [9, 12] (Εικόνα 1-18).



Εικόνα 1-18: Αναπαράσταση των μαγνητικών περιοχών σε ένα πολυκρυσταλλικό σιδηρομαγνητικό υλικό, εν τη απουσία εξωτερικού μαγνητικού πεδίου ή εφαρμοζόμενης μηχανικής τάσης.

Ο σχηματισμός των μαγνητικών περιοχών είναι το αποτέλεσμα της ελαχιστοποίησης του αλγεβρικού αθροίσματος των ακόλουθων πέντε βασικών ενεργειών, που σχετίζονται με τον σιδηρομαγνητισμό:

- Εολική = Εανταλλαγής**
- + **Εμαγνητοστατική**
- + **Εμαγνητοκρυσταλλική**
- + **Εμαγνητοελαστική**
- + **Ετοιχωμάτων**

Η **ενέργεια ανταλλαγής** (Εανταλλαγής) προέρχεται από την κβαντική αλληλεπίδραση των διπόλων και της αλληλεπίδρασης των spin, που είναι υπεύθυνα για τον σιδηρομαγνητισμό [25]. Λαμβάνει την ελάχιστη τιμή της όταν τα spin σπιν των ασύζευκτων ηλεκτρονίων της εξωτερικής στοιβάδας είναι παράλληλα προσανατολισμένα.

Η **μαγνητοστατική ενέργεια** (Εμαγνητοστατική) λαμβάνει την ελάχιστη τιμή της όταν το διάνυσμα της μαγνήτισης της μαγνητικής περιοχής είναι παράλληλο με αυτό του εξωτερικού μαγνητικού πεδίου [9-10].

Η κρυσταλλική συμμετρία δημιουργεί μία **μαγνητοκρυσταλλική** (ανισότροπη) **ενέργεια** (Εμαγνητοκρυσταλλική). Η ενέργεια αυτή ελαχιστοποιείται όταν το διάνυσμα της μαγνήτισης της μαγνητικής περιοχής είναι παράλληλο με τον άξονα της εύκολης μαγνήτισης [9, 11].

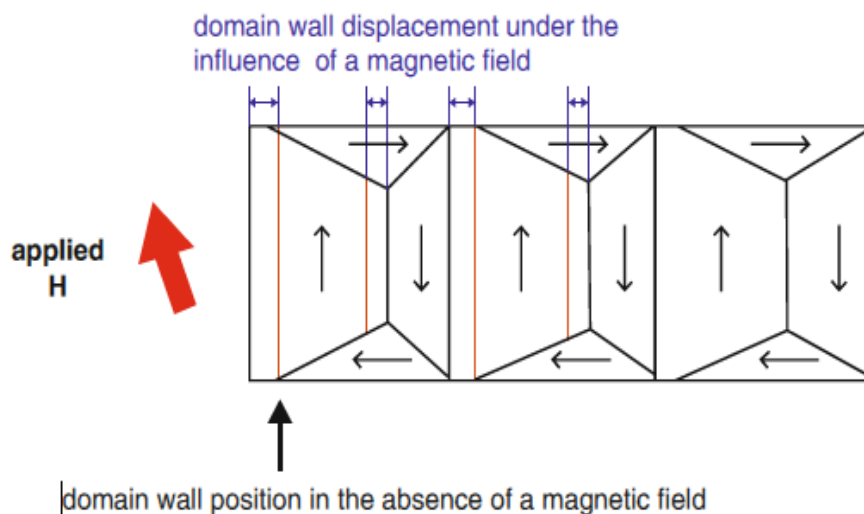
Η παραμόρφωση του κρυσταλλικού πλέγματος σχετίζεται με τη διεύθυνση της μαγνήτισης των μαγνητικών περιοχών μέσω της **μαγνητοελαστικής ενέργειας**

(Εμαγνητοελαστική) [10]. Όταν το κρυσταλλικό πλέγμα παραμορφώνεται, η μαγνητοελαστική ενέργεια λαμβάνει την ελάχιστη τιμή της, ώστε οι μαγνητικές περιοχές να διευρύνονται ή να συρρικνώνονται στη διεύθυνση της μαγνήτισης των μαγνητικών περιοχών [10].

Η *ενέργεια των μαγνητικών τοιχωμάτων* (Ετοιχωμάτων) σχετίζεται με τον μη παράλληλο προσανατολισμό των μαγνητικών διπόλων μεταξύ τους ή με εύκολο άξονα μαγνήτισης και ορίζεται ως η ενέργεια ανά μονάδα επιφάνειας των μαγνητικών τοιχωμάτων.

Ο σχηματισμός μίας μαγνητικής περιοχής είναι το αποτέλεσμα της ελαχιστοποίησης του αθροίσματος όλων των πέντε βασικών ενεργειών, χωρίς όμως να είναι απαραίτητο η κάθε μία από τις ενέργειες του αθροίσματος να λάβει την ελάχιστη τιμή της. Αυξομειώσεις των παραπάνω ενεργειών οδηγούν σε παραμορφώσεις του κρυσταλλικού πλέγματος [26].

Ένα εξωτερικό μαγνητικό πεδίο τείνει να προσανατολίσει τα μαγνητικά δίπολα με τη διεύθυνσή του. Οι μαγνητικές περιοχές, στις οποίες τα μαγνητικά δίπολα είναι ευνοϊκότερα προσανατολισμένα στη διεύθυνση του εξωτερικού πεδίου, αυξάνουν τον όγκο τους εις βάρος των γειτονικών τους [10] (Εικόνα 1-19). Η αύξηση αυτή πραγματοποιείται μέσω της μετακίνησης των μαγνητικών τους τοιχωμάτων [12].

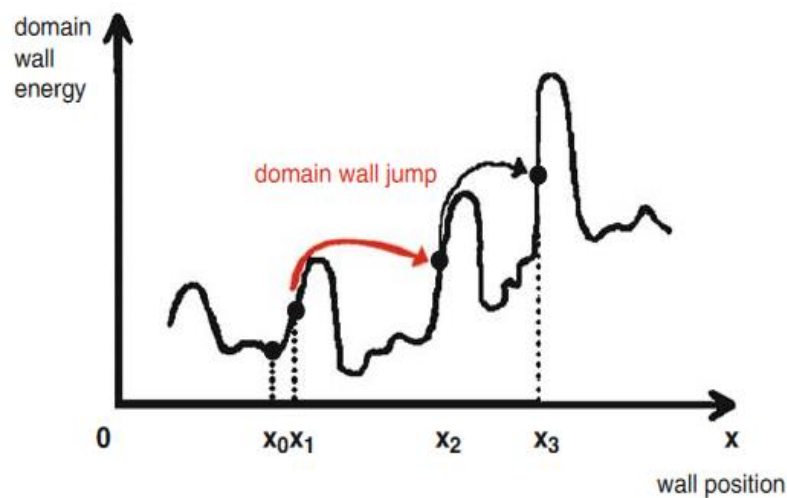


Εικόνα 1-19: Μετακίνηση μαγνητικών τοιχωμάτων. Οι κόκκινες γραμμές αντιπροσωπεύουν τη θέση των μαγνητικών τοιχωμάτων, εν τη απουσία μαγνητικού πεδίου.

Όταν πάψει να εφαρμόζεται το εξωτερικό μαγνητικό πεδίο, οι περιοχές δεν επανέρχονται στην αρχική τους κατάσταση [10]. Κατά την κίνησή τους τα μαγνητικά τοιχώματα συναντούν εμπόδια, όπως μια τοπική συγκέντρωση τάσεων ή δομικών ατελειών, τα οποία για να τα υπερνικήσουν χρειάζεται να τους προσφερθεί ενέργεια μέσω της επιβολής πεδίου [9-10]. Η υπερνίκηση των εμποδίων αυτών έχει ως αποτέλεσμα, τα μαγνητικά τοιχώματα

να μην μπορούν να επανέλθουν στην αρχική τους θέση χωρίς την επενέργεια του μαγνητικού πεδίου. Ο μαγνητικός θόρυβος Barkhausen (MBN) είναι το σύνολο των μη αναστρέψιμων αλμάτων των μαγνητικών τοιχωμάτων, σε χωρικά εντοπισμένα σημεία αγκύρωσης (pinning sites), όπως είναι τα όρια των κόκκων, οι διαταραχές κ.α. (Εικόνα 1-20). Οι οποιοσδήποτε ατέλειες του κρυσταλλικού πλέγματος προκαλούν καθυστερήσεις στην κίνηση των τοιχωμάτων, οι οποίες οδηγούν σε άνισες και ασυνεχείς μεταβολές της μαγνήτιση [10, 27].

Πιστεύεται ότι ο MBN οφείλεται κυρίως στην κίνηση των μαγνητικών τοιχωμάτων με προσανατολισμό 180° [9-10, 28], δηλαδή τοιχωμάτων που χωρίζουν δύο γειτονικές μαγνητικές περιοχές με αντίρροπα διανύσματα μαγνήτισης [9, 11]. Εν αντιθέσει, τα μαγνητικά τοιχώματα 90° , τα οποία διαχωρίζουν μαγνητικές περιοχές με κάθετα διανύσματα μαγνήτισης, χαρακτηρίζονται από δυσκολία στην κίνησή τους κατά τη διάρκεια της μαγνήτισης. Η χαμηλότερη ταχύτητά τους [22] συγκριτικά με εκείνη των μαγνητικών τοιχωμάτων 180° , αποδίδεται στο πεδίο παραμορφώσεων που δημιουργείται στο κρυσταλλικό πλέγμα, το οποίο ενισχύεται στη διεύθυνση της μαγνήτισης.

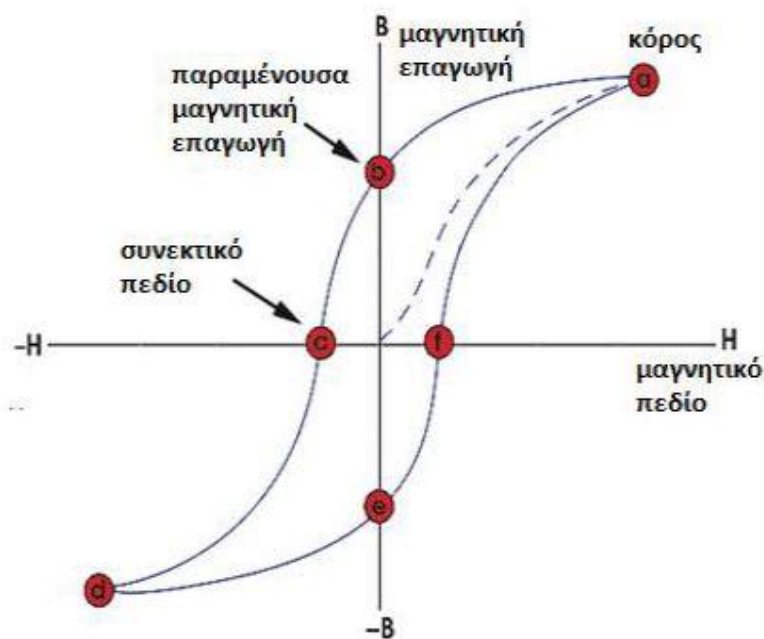


Εικόνα 1-20: Μη αντιστρέψιμα και ασυνεγή άλματα Barkhausen σε τοπικά εντοπισμένα σημεία αγκύρωσης, με αποτέλεσμα τα μαγνητικά τοιχώματα να αναβαθμίζονται ενεργειακά.

Οι μακροσκοπικές μαγνητικές ιδιότητες μπορούν εύκολα να αναπαρασταθούν με την χάραξη του διαγράμματος του της μαγνητικής επαγωγής B συναρτήσει του εξωτερικά εφαρμοζόμενου μαγνητικού πεδίου H που αποτελεί την καμπύλη του βρόχου υστέρησης. Εναλλακτικά είναι δυνατή η χάραξη του αντίστοιχου διαγράμματος μαγνήτισης, από το οποίο όμως λαμβάνονται οι ίδιες πληροφορίες.

Ένας τυπικός βρόχος υστέρησης παρέχει όλες τις απαραίτητες πληροφορίες οι οποίες μπορούν να καθορίσουν αν κάποιο σιδηρομαγνητικό υλικό είναι κατάλληλο για μια δεδομένη εφαρμογή ή όχι.

Σε ένα φερρομαγνητικό υλικό το οποίο δεν έχει ποτέ πριν μαγνητιστεί, ή που έχει απομαγνητιστεί πλήρως, η εφαρμογή ενός εξωτερικά εφαρμοζόμενου μαγνητικού πεδίου H , προκαλείται η αύξηση της μαγνητικής επαγωγής B προς την διεύθυνση του πεδίου (διακεκομμένη γραμμή στην Εικόνα 1-21). Κατά την αύξηση του μαγνητικού πεδίου H σύνορα των περιοχών μετατοπίζονται και η μαγνήτιση μεγαλώνει. Φτάνοντας στο σημείο a , περαιτέρω αύξηση του μαγνητικού πεδίου επηρεάζει ανεπαίσθητα την επαγωγή B . Η τιμή της επαγωγής στο σημείο a είναι B_s (επαγωγή κόρου και κατά συνέπεια μαγνήτιση κόρου M_s) απεικονίζει την κατάσταση στην οποία όλες οι μαγνητικές ροπές έχουν ευθυγραμμιστεί παράλληλα με το εξωτερικά επιβαλλόμενο μαγνητικό πεδίο H , οπότε περαιτέρω αύξηση του πεδίου δεν επηρεάζει καθόλου την μαγνήτιση M και κατά συνέπεια την μαγνητική επαγωγή B . Η μαγνήτιση κορεσμού M_s εξαρτάται από το μέγεθος της ατομικής μαγνητικής διπολικής ροπής του υλικού και από τον αριθμό των ατόμων ανά μονάδα όγκου.



Εικόνα 1-21: Διάγραμμα τυπικού βρόχου υστέρησης σιδηρομαγνητικών υλικών.

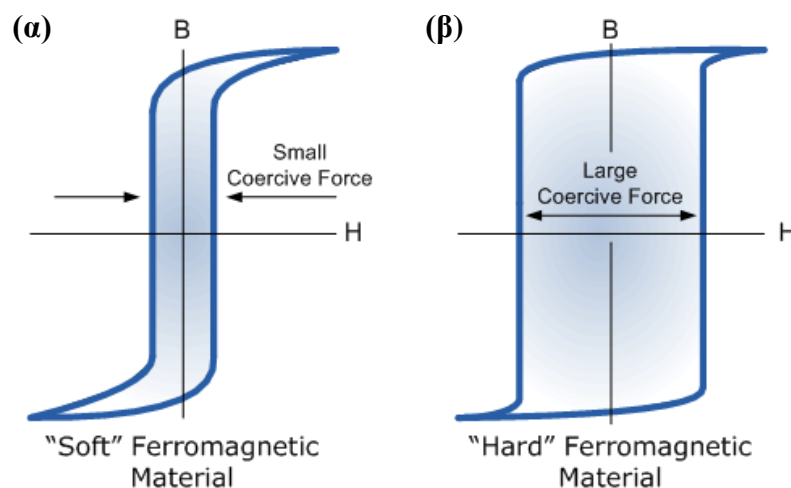
Στη συνέχεια, καθώς το H αρχίζει σταδιακά να ελαττώνεται η καμπύλη μετακινείται από το σημείο a στο b . Σε αυτό το σημείο, αν και το εξωτερικό πεδίο έχει μηδενιστεί, η επαγωγή δεν είναι μηδέν αλλά έχει τιμή B_r . Στο σημείο b το υλικό έχει μετατραπεί σε μόνιμο μαγνήτη

γιατί υπάρχει μαγνήτιση χωρίς εξωτερικό πεδίο H και η μαγνήτιση ονομάζεται παραμένουσα μαγνήτιση M_r και κατ' επέκταση παραμένουσα μαγνητική επαγωγή B_r .

Εφαρμόζοντας στο υλικό πεδίο που αυξάνεται με αντίστροφη πολικότητα, η μαγνητική επαγωγή ελαττώνεται, και στο σημείο c μηδενίζεται ($B=0 \rightarrow$ κατάσταση πλήρους απομαγνήτισης). Στο σημείο αυτό το μαγνητικό πεδίο έχει τιμή $-H_c$ και ονομάζεται συνεκτικό πεδίο.

Αυξάνοντας αρνητικά το πεδίο, το υλικό θα φτάσει σε μαγνήτιση κόρου προς την αντίθετη φορά (σημείο d). Ελαττώνοντας το εξωτερικό πεδίο η καμπύλη περνάει από το σημείο e (παραμένουσα μαγνητική επαγωγή $-B_r$). Καθώς συνεχίζουμε να αυξάνουμε το H , η καμπύλη του βρόχου περνάει από το σημείο f (συνεκτικό πεδίο H_c).

Ειδικότερα, από την παρατήρηση του βρόχου υστέρησης εξάγουμε συμπεράσματα που σχετίζονται με τη μαγνητική σκληρότητα του εξεταζόμενου υλικού (Εικόνα 1-22).



Εικόνα 1-22: Βρόχος υστέρησης μαγνητικά (α) μαλακού και (β) σκληρού υλικού.

Ένα μαλακό μαγνητικό υλικό μαγνητίζεται και απομαγνητίζεται εύκολα και ο βρόχος υστέρησης του είναι στενότερος σε σύγκριση με ένα σκληρό μαγνητικό υλικό με μικρές τιμές της έντασης του συνεκτικού πεδίου H_c για τις οποίες μηδενίζεται η μαγνητική επαγωγή του υλικού. Για το λόγο αυτό τα μαλακά μαγνητικά υλικά χρησιμοποιούνται σαν πυρήνες μετασχηματιστών, κινητήρων και γεννητριών. Αντιθέτως, τα σκληρά μαγνητικά υλικά μαγνητίζονται και απομαγνητίζονται δύσκολα, παρουσιάζουν διευρυμένους βρόχους υστέρησης και μεγάλες τιμές έντασης του συνεκτικού πεδίου, με αποτέλεσμα να χρησιμοποιούνται σαν μόνιμοι μαγνήτες [29-30].

1.5.2 Επίδραση μηχανικών τάσεων στη μαγνητική συμπεριφορά

Οι μαγνητικές παράμετροι έχουν αποδειχθεί ιδιαίτερος ευαίσθητη εστις αλλαγές της εντατικής κατάστασης ενός σιδηρομαγνητικού χάλυβα [31-32]. Για το λόγο αυτό, μπορούν να χρησιμοποιηθούν ως εργαλείο μη καταστροφικών ελέγχων στην αξιολόγηση του ποσοστού των ελαστικών τάσεων και παραμορφώσεων [31], καθώς και της πλαστικής παραμόρφωσης [32] που χαρακτηρίζουν το εξεταζόμενο σιδηρομαγνητικό χάλυβα.

Σε ένα σιδηρομαγνητικό υλικό, στο οποίο επιβάλλεται είτε δυναμική, είτε στατική επιφόρτιση, προκαλούνται αλλαγές στο συνολικό διάνυσμα της μαγνήτισής του, ακόμα και αν δεν εφαρμόζεται μαγνητικό πεδίο [9]. Το μαγνητικό πεδίο που απαιτείται για την κίνηση των μαγνητικών τοιχωμάτων και την υπερπήδηση των σημείων αγκύρωσης αυξάνεται καθώς ενισχύεται η παρουσία ελαστικών τάσεων στο υλικό [9]. Με τη σειρά τους και τα σημεία αγκύρωσης επηρεάζονται από την επιβολή ελαστικού τασικού πεδίου [33].

Συγκεκριμένα, μια εφαρμοζόμενη τάση, ακριβώς όπως ένα εφαρμοζόμενο μαγνητικό πεδίο, διαταράσσει την ισορροπία μεταξύ των πέντε ενεργειών του συνιστούν την ολική ενέργεια του φερρομαγνητικού υλικού. Χρειάζεται λοιπόν να αναπροσαρμοστούν οι τιμές τους, ώστε να ελαχιστοποιηθεί το τελικό άθροισμά τους [26]. Υπό την απουσία επίδρασης τασικού πεδίου, η μαγνητοστατική ενέργεια είναι μηδέν, ενώ οι κυρίαρχοι όροι στο άθροισμα είναι η μαγνητοκρυσταλλική και η μαγνητοελαστική ενέργεια [10-11]. Υπό την επίδραση τασικού πεδίου, η μαγνητοκρυσταλλική και η μαγνητοελαστική ενέργεια δρουν ανταγωνιστικά, με στόχο να ορίσουν την κατεύθυνση του διανύσματος της μαγνήτισης κάθε μαγνητικής περιοχής. Ωστόσο, για να μεταβληθεί η τιμή της μαγνητοκρυσταλλικής ενέργειας και να αλλάξει η κατεύθυνση του διανύσματος της μαγνήτισης της εκάστοτε μαγνητικής περιοχής, απαιτείται η εφαρμογή τάσεων πάνω από 1.700 MPa [34]. Συνεπώς, η διεύθυνση του μαγνητικού διπόλου τείνει να παραμένει παράλληλη στον εύκολο άξονα μαγνήτισης. ο μόνος τρόπος για να επαναπροσανατολιστεί η διεύθυνση του μαγνητικού διπόλου στη διεύθυνση στις εφαρμοζόμενης τάσης είναι μέσω της μετακίνησης των μαγνητικών τοιχωμάτων. Υπό την επίδραση μονοαξονικών ελαστικών εφελκυστικών τάσεων αναβαθμίζονται ενεργειακά οι μαγνητικές περιοχές με διάνυσμα μαγνήτισης παράλληλο στην διεύθυνση της τάσης, ενώ υπό την επίδραση μονοαξονικών ελαστικών θλιπτικών τάσεων οι περιοχές με μαγνητικές ροπές κάθετες ως προς τον άξονα της εφαρμοζόμενης τάσης γίνονται πιο ευνοϊκές ενεργειακά [28]. Με αυτόν τον τρόπο, η μαγνητοελαστική ενέργεια μειώνεται [11, 34].

Συνοψίζοντας, παρατηρείται μια αύξηση των μαγνητικών τοιχωμάτων 180° στην κατεύθυνση της τάσης, εάν η τάση αυτή είναι εφελκυστική και μια μείωσή τους, εάν εφαρμόζεται θλιπτική τάση [35-41]. Καθώς ο MBN συνδέεται με την αγκύρωση των μαγνητικών τοιχωμάτων, ένα υψηλότερο σήμα λαμβάνεται κατά μήκος της κατεύθυνσης της τάσης σε εφελκυσμό και χαμηλότερο σε θλίψη [35].

Οι μαγνητικές ιδιότητες ενός υλικού εξαρτώνται από την κατεύθυνση στην οποία μετρώνται [9]. Μόνο η μαγνητοκρυσταλλική ανισοτροπία, η οποία είναι άμεσα συνδεδεμένη με τα κρυσταλλική συμμετρία είναι μια ενδογενής ιδιότητα του υλικού, ενώ όλες οι άλλες μαγνητικές ανισοτροπίες είναι εξωγενείς [11]. Αρκετά συχνά, ο σχεδιασμός των εμπορικών σιδηρομαγνητικών υλικών εξαρτάται από την μαγνητική ανισοτροπία τους [31]. Ο MBN είναι μια κατάλληλη τεχνική για την ανίχνευση μαγνητικής ανισοτροπίας σε ένα σιδηρομαγνητικό υλικό, χωρίς όμως να είναι δυνατός ο προσδιορισμός της προέλευσής της. Το σήμα του MBN μετράται σε συγκεκριμένες γωνίες σε σχέση με τον άξονα του εξεταζόμενου δοκιμίου. Με τη βοήθεια μιας μαθηματικής μοντελοποίησης σχεδιάζεται σε ένα πολικό διάγραμμα, στο οποίο η μέγιστη τιμή ορίζει τη διεύθυνση του μακροσκοπικού εύκολου άξονα μαγνήτισης [26, 36].

Στην περίπτωση απουσίας μαγνητικής ανισοτροπίας, το πολικό διάγραμμα είναι ένας τέλειος κύκλος. Εάν παρατηρείται μαγνητική ανισοτροπία, όπως για παράδειγμα κατά την εφαρμογή ενός μονοαξονικού εφελκυστικού φορτίου, ο κύκλος επιμηκύνεται κατά τη διεύθυνση της μαγνητικής ανισοτροπίας, η οποία στην περίπτωση αυτή είναι η διεύθυνση της επιφόρτισης [26]. Αυτό έχει ως αποτέλεσμα, στην περίπτωση αυτή, στο πολικό διάγραμμα να εμφανίζεται μια έλλειψη. Ένα αξιοσημείωτο γεγονός είναι ότι, ο μαγνητικά εύκολος άξονας μαγνήτισης εξακολουθεί να υφίσταται και στην πλαστική περιοχή της παραμόρφωσης [33]. Επιπλέον, πολύπλοκες κατανομές τάσης παρατηρούνται σε σύνθετες μηχανικής κατεργασίες, όπως είναι ψυχρή έλαση [26, 42-46].

Εντός της πλαστικής περιοχής παραμορφώσεων του κρυσταλλικού πλέγματος, παρατηρείται ολίσθηση των κρυσταλλογραφικών επιπέδων, όταν η κρίσιμη διατμητική τάση τους υπερβεί ένα ορισμένο επίπεδο. Μεταξύ των επιπέδων που έχουν ολισθήσει και αυτών που δεν έχουν, μεταβάλλονται οι ενδοπλεγματικές αποστάσεις, δημιουργώντας πεδία τάσεων, ενώ παράλληλα μεταβάλλεται και ο όγκο των μαγνητικών περιοχών. Είναι κατανοητό ότι, τα παραμορφωτικά πεδία τάσεων συμβάλλουν στην αναδιανομή των τάσεων εντός του κόκκου, μεταβάλλουν ταυτόχρονα και τον μαγνητικό ιστό ανάπτυξης του εύκολου

άξονα μαγνήτισης του υλικού. Ως εκ τούτου, η απόκριση του μαγνητικού θορύβου εξαρτάται σημαντικά από το ποσοστό της πλαστικής παραμόρφωσης [33].

Σε δείγματα χάλυβα, τα οποία έχουν παραμορφωθεί εντός της πλαστικής περιοχής και στη συνέχεια έχει πάψει να επενεργεί το φορτίο, οι γωνιακές μετρήσεις του σήματος MBN έχουν επιβεβαιώσει την παρουσία ενός εύκολου άξονα μαγνήτισης [42]. Σε πλαστικώς παραμορφωμένα δείγματα χάλυβα, αυξημένες τιμές του MBN παρατηρούνται εγκάρσια και κατά μήκος της διεύθυνσης της έλασης, ενδεικτικό της παρουσίας παραμενουσών τάσεων [26]. Σε T- συγκολλημένα δείγματα SAE 1020 χάλυβα έχουν ανιχνευθεί επιτυχώς οι τιμές των παραμενουσών τάσεων [47]. Έχουν παρατηρηθεί σημαντικές αυξήσεις στο σήμα του MBN στις περιοχές γύρω από τη συγκόλληση, πριν αυτό υποβληθεί σε αποτατικές ανοπτήσεις, ώστε να ελαττωθούν οι παραμένουσες τάσεις και να μειωθεί η μαγνητοελαστική ενέργεια [48].

Οι παραμένουσες τάσεις είναι ελαστικές από τη φύση τους, ωστόσο πολλές φορές δρουν συνεργιστικά με μικροδομικές αλλαγές στο δείγμα [24]. Οι κόκκοι ενός πολυκρυσταλλικού δείγματος παραμορφώνονται διαφορετικά, ανάλογα με τον κρυσταλλογραφικό προσανατολισμό τους σε σχέση με την κατεύθυνση της εφαρμοζόμενης τάσης. Η συνολική επιρροή της παραμόρφωσης των κόκκων είναι ορατή στο σήμα του MBN [11, 33, 49].

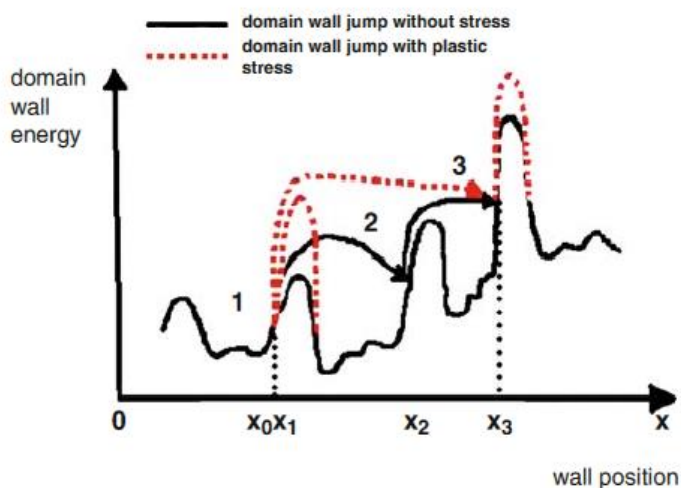
1.5.3 Επίδραση διαταραχών στην μαγνητική απόκριση του θορύβου Barkhausen

Έχει διατυπωθεί ότι οι διαταραχές δημιουργούνται ακόμη και πριν επιτευχθεί το μακροσκοπικό όριο διαρροής [50-51]. Καθώς το ποσοστό της παραμόρφωσης αυξάνεται και το υλικό παραμορφώνεται πλαστικά, παρατηρείται μια μαζική δημιουργία διαταραχών και ολίσθησή τους [33, 50]. Ωστόσο, δεν παραμορφώνονται όλοι οι κόκκοι με τον ίδιο ρυθμό, εξαιτίας του διαφορετικού προσανατολισμού τους σε σχέση με την κατεύθυνση της εφαρμοζόμενης τάσης [52-54].

Η εφαρμογή μιας πλαστικής καταπόνησης έχει ως αποτέλεσμα την άνιση ανάπτυξη των μαγνητικών περιοχών, μεταβάλλοντας τα ενεργειακά επίπεδά τους. Παρατηρείται αύξηση της βάρθρωσης της ενέργειας των μαγνητικών περιοχών στα σημεία εκείνα με αυξημένη τοπική συσσώρευση των διαταραχών [33]. Έχει επιβεβαιωθεί ότι οι εμπλεγμένες διαταραχές δρουν ως ισχυρά σημεία αγκύρωσης στην κίνηση των μαγνητικών τοιχωμάτων [55].

Εντός της πλαστικής περιοχής παραμόρφωσης ορισμένες μαγνητικές περιοχές αναβαθμίζονται ενεργειακά ενώ άλλες διατηρούν αμετάβλητα τα ενεργειακά επίπεδά τους

(Εικόνα 1-23). Ως εκ τούτου, τα άλματα Barkhausen αναμένεται να λάβουν χώρα από μια περιοχή υψηλής ενέργειας σε έναν ακόμα υψηλότερο ενεργειακό χώρο, παρακάμπτοντας περιοχές χαμηλότερης ενέργειας. Μελέτες έχουν δείξει ότι αυτές οι μεταβάσεις ανιχνεύονται στο σήμα του MBN, και κυρίως στην κατανομή του ύψους των μαγνητικών παλμών [26, 33, 56-58].



Εικόνα 1-23: Κατανομή της ενέργειας του μαγνητικού τοιχώματος στα σημεία συσσώρευσης διαταραχών με και χωρίς την εφαρμογή τάσεων εντός της πλαστικής περιοχής παραμόρφωσης. Οι διακεκομμένες γραμμές αντιστοιχούν στις αλλαγές λόγω της εφαρμογής τάσης.

1.5.4 Επίδραση μικροδομικών χαρακτηριστικών στην μαγνητική απόκριση του θορύβου Barkhausen

Πλήθος ερευνητών [35, 59-64] έχουν επιβεβαιώσει ότι δείγματα με μικρό μέσο μέγεθος κόκκου χαρακτηρίζονται από υψηλότερες τιμές σήματος MBN, επειδή τα όρια των κόκκων τους λειτουργούν ως σημεία αγκύρωσης στην κίνηση των μαγνητικών τοιχωμάτων. Σε πολλές δημοσιεύσεις [65-74] εξετάστηκαν οι μεταβολές του σήματος MBN ως προς την περιεκτικότητα σε άνθρακα, της μορφολογίας και της διασποράς των καρβιδίων, την ποσοστιαία συμμετοχή των φάσεων και των μικροδομικών συστατικών. Ο μαγνητικός θόρυβος είναι αυξημένος σε δείγματα χάλυβα τα οποία χαρακτηρίζονται από περλιτικούς κόκκους πλακοειδούς μορφολογίας, ενώ όταν ο σεμεντίτης εμφανίζεται σφαιροποιημένος η μαγνητική απόκριση έχει χαμηλότερη ένταση. Ωστόσο, χάλυβες με σφαιροποιημένο σεμεντίτη παρουσιάζουν υψηλότερες τιμές θορύβου, υπό συνθήκες μονοαξονικής θλιπτικής φόρτισης. Ο σκληρός μαγνητικά μαρτενσίτης παρουσιάζει τις χαμηλότερες τιμές θορύβου.

ΚΕΦΑΛΑΙΟ 2: ΠΕΙΡΑΜΑΤΙΚΗ ΔΙΑΔΙΚΑΣΙΑ

2.1 Εισαγωγή

Σκοπός της παρούσας διπλωματικής εργασίας είναι η μελέτη της μεταβολής των μαγνητικών ιδιοτήτων σε δείγματα μικροκραματωμένου χάλυβα υψηλής αντοχής, τα οποία είχαν υποστεί βαφή. Για τις μαγνητικές μετρήσεις χρησιμοποιήθηκαν δύο μη καταστροφικές τεχνικές: ο μαγνητικός θόρυβος Barkhausen και η μαγνητική διαπερατότητα.

2.2 Δείγματα που παρελήφθησαν

Το υλικό αναφοράς ήταν μικροκραματωμένος χάλυβας υψηλής αντοχής, τύπου AISI 4130. Ελήφθησαν συνολικά πενήντα φύλλα χάλυβα διαστάσεων $80 \text{ mm}^L \times 200 \text{ mm}^W \times 25 \text{ mm}^T$ (Εικόνα 2-1). Η χημική σύσταση του αρχικού υλικού παρουσιάζεται στον Πίνακα 2.1.



Εικόνα 2-1: Δείγμα μικροκραματωμένου ανθρακούχου χάλυβα, τύπου AISI 4130.

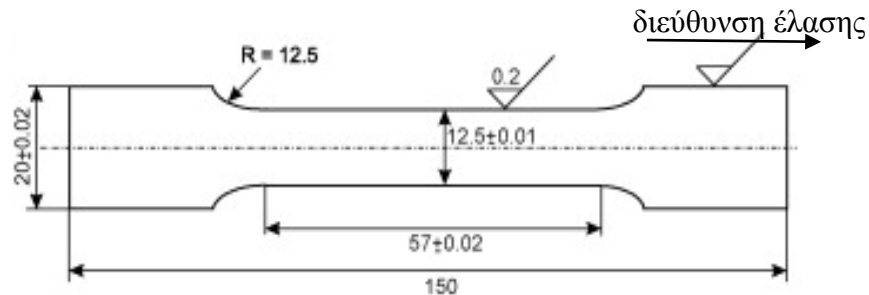
Πίνακας 2-1: Χημική σύσταση του δείγματος αναφοράς.

	Χημική σύσταση (wt%)										
	C	Si	Mn	Al	Cu	P	S	Ni	Cr	Mo	Fe
AISI 4130	0.31	0.28	0.57	-	-	0.020	0.020	-	0.93	0.19	Balanced

2.3 Μεθοδολογία

2.3.1 Σκλήρυνση του χάλυβα

Από τα αρχικά δείγματα ηλεκτρικού χάλυβα κόπηκαν με τη μέθοδο της υδροκοπής δείγματα εφελκυσμού, σύμφωνα με το πρότυπο E8 [75]. Οι διαστάσεις των δειγμάτων σε mm παρουσιάζονται στην Εικόνα 2-2.



Εικόνα 2-2: Διαστάσεις (σε mm) δειγμάτων εφελκυσμού.

Σύμφωνα με τον προμηθευτή απαιτείται η σκλήρυνσή του χάλυβα AISI 4130, για τη βέλτιστη απόδοση του, δηλαδή της αύξησης της αντίστασής του σε πλαστική παραμόρφωση. Η μεταλλουργική διαδικασία της σκλήρυνσης αυξάνει σημαντικά τη σκληρότητα του χάλυβα και ως εκ τούτου και το όριο διαρροής του. Η βελτιστοποίηση λοιπόν της απόδοσής του χάλυβα υποδεικνύεται από τη συνδυαζόμενη μεγιστοποίηση της αντοχής του και τις ικανοποιητικές τιμές της ολκιμότητας.

Η σκλήρυνση του AISI 4130 πραγματοποιήθηκε μέσω της ισοθερμοκρασιακής ανόπτησής του στους 891 °C για 5 ώρες (Εικόνα 2-3) και της βαφής του, στη συνέχεια, στο λάδι (Εικόνα 2-4).



Εικόνα 2-3: Επαγωγικός φούρνος στον οποίο πραγματοποιήθηκε η ισοθερμοκρασιακή ανόπτηση του χάλυβα στους 891 °C για 5 ώρες.



Εικόνα 2-4: Βαφή των δειγμάτων του χάλυβα στο λάδι.

2.3.2 Προσδιορισμός μηχανικών ιδιοτήτων

Για να επιβεβαιωθεί η βελτιστοποίηση της μηχανικής τους απόδοσης του χάλυβα μετά την σκλήρυνσή του πραγματοποιήθηκαν, στην επιφάνεια του συνόλου των δειγμάτων (αρχικό δείγμα και δείγμα που είχε υποστεί βαφή), μετρήσεις μικροσκληρότητας με τη μέθοδο Vickers. Επίσης όλα τα δείγματα υποβλήθηκαν σε δοκιμές μονοαξονικού εφελκυσμού. Οι τιμές των μηχανικών ιδιοτήτων που μελετήθηκαν ήταν, στην πρώτη περίπτωση, η σκληρότητα Vickers (HVN), ενώ στη δεύτερη, οι τιμές του ορίου διαρροής (Yield Point), της μέγιστης εφελκυστικής τάσης θραύσης (Ultimate Tensile Strength) και της ολκιμότητας (Elongation).

Για την πραγματοποίηση των μετρήσεων της μικροσκληρότητας χρειάζονταν η επιφάνεια των δειγμάτων να έχει λειανθεί και στιλβωθεί (η περιγραφή της διαδικασίας αυτής περιγράφεται στη συνέχεια του κεφαλαίου αυτού). Η δοκιμή πραγματοποιήθηκε στο μικροσκληρόμετρο της EAB και επιλέχθηκε φορτίο 300 g και χρόνος επιβολής πλήρους φορτίου 15 sec. Κάθε αποτύπωμα του διεισδυτή απέχει 1000 μικρά ($0,01\text{mm} = 10\mu\text{m}$) κατά μήκος του δοκιμίου. Πραγματοποιήθηκαν 10 μετρήσεις ανά δοκίμιο για ελαχιστοποίηση πιθανότητας σφάλματος. Από τη μέτρηση του μέσου όρου των διαγωνίων του αποτυπώματος με αναλογικό τρόπο η τιμή της σκληρότητας του δείγματος προέκυπτε από τους πίνακες μετατροπής της ένδειξης της διαγωνίου σε σκληρότητα.

Οι μονοαξονικές δοκιμές εφελκυσμού πραγματοποιήθηκαν, σε θερμοκρασία δωματίου, στη μηχανή εφελκυσμού τύπου INSTRON (Εικόνα 2-5) με ρυθμό παραμόρφωσης $4 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$. Η διεύθυνση της καταπόνησης ήταν παράλληλη στη διεύθυνση της έλασης.



Εικόνα 2-5: Μηχανή εφελκυσμού τύπου INSTRON.

Σε κάθε κατηγορία δειγμάτων (αρχικό δείγμα και δείγμα που είχε υποστεί βαφή) πραγματοποιήθηκαν 12 δοκιμές μηχανικής καταπόνησης. Από τις αντίστοιχες καμπύλες τάσης-παραμόρφωσης (σ (MPa) – ϵ (%)) προσδιορίστηκαν, κάθε φορά, οι τιμές των μηχανικών ιδιοτήτων (όριο διαρροής, μέγιστη εφελκυστική τάση θραύσης, ολκιμότητα). Ο μέσος όρος των τιμών σε κάθε κατηγορία αντιπροσώπευε την τιμή των μηχανικών ιδιοτήτων για το αρχικό δείγμα και το θερμικά κατεργασμένο, αντίστοιχα.

2.3.3 Μεταλλογραφικός χαρακτηρισμός

Με τη χρήση του ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης πραγματοποιήθηκε ο μεταλλογραφικός χαρακτηρισμός της επιφάνειας και της κάθετης διατομής του αρχικού δείγματος και του δείγματος που είχε υποστεί βαφή.

Το ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης (Scanning Electron Microscope) του εργαστηρίου Μεταλλογνωσίας που χρησιμοποιήθηκε ήταν τύπου Jeol GSM 6380-LV (Εικόνα 2-6). Μέσω εικόνας δευτερογενών ηλεκτρονίων παρατηρήθηκε η μορφολογία και η κατανομή των κόκκων στην επιφάνεια και την κάθετη διατομή του κάθε εξεταζόμενου δείγματος, ενώ μέσω εικόνας οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων ταυτοποιήθηκαν οι φάσεις και τα μικρογραφικά συστατικά τους. Οι λειτουργικές παράμετροι για την λήψη της εκάστοτε εικόνας ήταν:

- Τάση επιτάχυνσης των ηλεκτρονίων (acceleration voltage) 20kV
- Spot size: 50 (για εικόνα δευτερογενών ηλεκτρονίων) και 60 (για εικόνα οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων)
- Working distance: 15mm



Εικόνα 2-6: Ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης (SEM) τύπου Jeol GSM 6380-LV.

Το ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης ήταν εξοπλισμένο με κατάλληλα προσαρμοσμένο σύστημα χημικής μικροανάλυσης τύπου Noray TS 5500. Με τη βοήθεια αυτού πραγματοποιήθηκαν σημειακές χημικές μικροανλύσεις, με στόχο τη μελέτη της διακύμανσης των κύριων κραματικών στοιχείων (Cr, Mo) κυρίως στα διαφασικά όρια.

Τα δείγματα για να εξεταστούν στο ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης χρειάστηκε να προετοιμαστούν κατάλληλα. Τα κύρια στάδια προετοιμασίας ήταν η κοπή, ο εγκιβωτισμός, η μηχανική λείανση, η στίλβωση και, τέλος, η χημική προσβολή.

Κοπή δοκιμίων: Από κάθε κατηγορία δειγμάτων κόπηκαν μικρότερα παραλληλεπίπεδα δείγματα με στόχο τον προσδιορισμό και την ταυτοποίηση των χαρακτηριστικών της μικροδομής τους.

Εγκιβωτισμός: Για τον εγκιβωτισμό των υπό εξέταση δειγμάτων χρησιμοποιήθηκε εποξική ρητίνη τύπου EpoFix Resin, ενώ ο σκληρυντής ήταν τύπου EpoFix Hardener. Σύμφωνα με τις οδηγίες της Struers η αναλογία σκληρυντή - ρητίνης ήταν περίπου 2ml σκληρυντή ανά 15ml ρητίνης. Για τη σωστή μέτρηση του όγκου χρησιμοποιήθηκαν οι κατάλληλοι δοσομετρικοί σωλήνες που υπήρχαν μέσα στη συσκευασία και για την ανάμειξή του, το μίγμα αναδεύτηκε για 2min προσεκτικά για την αποφυγή σχηματισμού φυσαλίδων. Παράλληλα, τα δείγματα τοποθετήθηκαν στο κέντρο πρότυπων κυλινδρικών καλουπιών της Struers και στη συνέχεια συμπληρώθηκε το μίγμα σκληρυντή – ρητίνης (Εικόνα 2-7).

Λείανση: Η λείανση των δειγμάτων έγινε χειροκίνητα πάνω στον περιστρεφόμενο δίσκο λειαντικής συσκευής, ενώ ταυτόχρονα κατά τη λείανση χρησιμοποιείται νερό, τόσο για την ψύξη του δοκιμίου, όσο και για την απομάκρυνση των υπολειμμάτων της λείανσης. Χρησιμοποιήθηκαν χαρτιά καρβιδίου του πυριτίου, ονομαστικής πυκνότητας κόκκων 800, 1000, 1200, 2000 grit (κόκκοι SiC/in²). Ιδιαίτερη προσοχή δόθηκε στην πίεση του δοκιμίου

πάνω στο περιστρεφόμενο λειαντικό χαρτί, καθώς χρειάζονταν να είναι ομοιόμορφη και όσο αυτό ήταν δυνατό, ισοκατανεμημένη σε όλη την επιφάνειά του. Πριν τη χρήση του επόμενου χαρτιού, το δοκίμιο ξεπλενόταν για να καθαριστεί από τυχόν ακαθαρσίες. Σε κάθε στάδιο λείανσης, όπου αλλάζει το λειαντικό χαρτί, η λείανση πραγματοποιούνταν σε κατεύθυνση κάθετη προς την κατεύθυνση της προηγούμενης.

Στίλβωση: Τη λείανση ακολούθησε η στίλβωση των δειγμάτων με σκοπό την εξάλειψη των ιχνών (γραμμές) από τη μηχανική λείανση προκειμένου η επιφάνεια των δοκιμίων να γίνει λεία και στιλπνή (Εικόνα 2-8). Για το σκοπό αυτό, πραγματοποιήθηκε αντικατάσταση των χαρτιών καρβιδίου του πυριτίου από κατάλληλο τσόχινο ύφασμα αντίστοιχο κάθε φορά της αδαμαντόπαστας που χρησιμοποιούνταν. Η στίλβωση πραγματοποιήθηκε σε δύο στάδια με αδαμαντόπαστα μεγέθους σωματιδίων 3μm και στη συνέχεια 1μm. Σε όλη τη διάρκεια της στίλβωσης συμπληρώνονταν στην επιφάνεια του τσόχινου υφάσματος λιπαντικό για την ψύξη των δοκιμίων. Με το πέρας κάθε βήματος το δείγμα ξεπλένονταν σε τρεχούμενο νερό, καθαρίζονταν με βαμβάκι, στη συνέχεια με αιθανόλη και τέλος ξηραινόταν σε ρεύμα θερμού αέρα.



Εικόνα 2-7: Εγκιβωτισμένα δείγματα από την επιφάνεια (αριστερά) και την κάθετη διατομή (δεξιά) του αρχικού δείγματος.



Εικόνα 2-8: Εγκιβωτισμένα δείγματα από την επιφάνεια (αριστερά) και την κάθετη διατομή (δεξιά) του αρχικού δείγματος, μετά την ολοκλήρωση της διαδικασίας της στίλβωσης.

Χημική προσβολή: Για να είναι ορατά τα όρια των κόκκων του υπό εξέταση πολυκρυσταλλικού υλικού, ώστε να είναι δυνατή η αποκάλυψη της μικροδομής του, η παρατήρηση της μορφολογίας των κόκκων στην επιφάνειά του και η εκτίμηση του μέσου μεγέθους των κόκκων που το αποτελούν, είναι απαραίτητη η επιλεκτική προσβολή των ορίων των κόκκων (etching). Ουσιαστικά, η επιφάνεια του δείγματος διαβρέχεται από ένα ισχυρά όξινο διάλυμα για ένα σύντομο χρονικό διάστημα. Συγκεκριμένα η χημική προσβολή της επιφάνειας του δείγματος γίνεται με Nital 2% για 20sec σε θερμοκρασία δωματίου. Στη συνέχεια ακολουθεί έκπλυση του δείγματος με αιθανόλη.

Με τη χημική προσβολή, τα όρια των κόκκων προσβάλλονται πολύ πιο γρήγορα σε σχέση με το εσωτερικό τους. Αυτό συμβαίνει γιατί η ενέργεια εκεί είναι αυξημένη, με αποτέλεσμα τα όρια των κόκκων να συμμετέχουν πολύ πιο εύκολα στις αντιδράσεις. Με αυτόν τον τρόπο, τα όρια ανακλούν λιγότερο φως και κατά συνέπεια εμφανίζονται στο μικροσκόπιο ως σκοτεινές γραμμές.

2.3.4 Μικροδομικός χαρακτηρισμός

Εκτός από το ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης, τα δείγματα μελετήθηκαν και στο ηλεκτρονικό μικροσκόπιο διερχόμενης δέσμης ηλεκτρονίων (, του εργαστηρίου Μεταλλογνωσίας (Εικόνα 2-9).



Εικόνα 2-9: Ηλεκτρονικό μικροσκόπιο διερχόμενης δέσμης ηλεκτρονίων (TEM) τύπου leol 2100 HR.

Για την παρατήρηση ενός δείγματος στο ηλεκτρονικό μικροσκόπιο διερχόμενης δέσμης απαιτείται να έχει πάχος μικρότερο των 200 nm στην περιοχή που προσπίπτει η δέσμη των

ηλεκτρονίων. Η προετοιμασία γίνεται με τέτοιο τρόπο ώστε το τελικό δείγμα να αποτελεί ένα κυκλικό δίσκο διαμέτρου 3mm, στο κέντρο του οποίου το πάχος δεν ξεπερνά τα 50 - 100 nm. Στην περιοχή αυτή λαμβάνει χώρα και η παρατήρηση.

Η διαδικασία της προετοιμασίας περιελάμβανε τέσσερα στάδια. Στο πρώτο στάδιο, το δείγμα κόβεται κατάλληλα από κάθε κατηγορία δοκιμίων, ώστε να σχηματιστεί ένας κυκλικός δίσκος διαμέτρου 3 mm. Η συγκεκριμένη διάμετρος ισούται με τη διάμετρο του υποδοχέα του μικροσκοπίου. Στο δεύτερο στάδιο, ο κάθε δίσκος των 3 mm λειαινεται μηχανικά με αδαμαντόπαστα μέχρι το πάχος του κάθε δείγματος να φτάσει τα 80 μm. Εν συνεχεία, στο τρίτο στάδιο, κάθε δείγμα λειένεται σε υγρή αδαμαντόπαστα μικρότερης κοκκομετρίας, μέχρι το πάχος του δείγματος να μην ξεπερνά τα 10-15 μm. Στο τέταρτο και τελευταίο στάδιο, το κάθε δείγμα εισάγεται σε θάλαμο κενού και βομβαρδίζεται εντοπισμένα και υπό γωνία, με ιόντα αργού, ώστε να λεπτύνει μέχρι τα 50 nm περίπου.

2.4 Μελέτη μαγνητικής συμπεριφοράς

2.4.1 Μαγνητικός θόρυβος Barkhausen

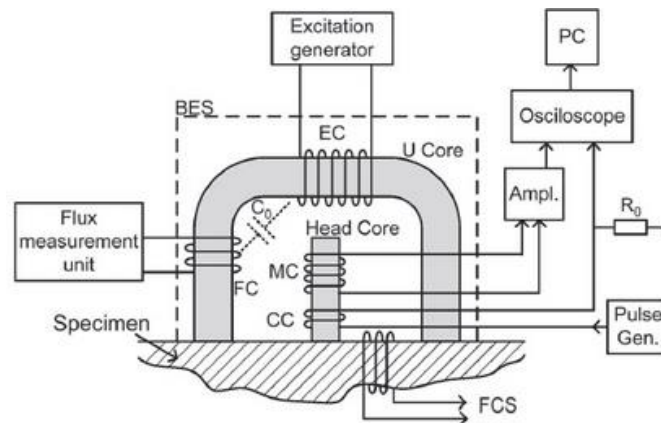
Με τη χρήση της συσκευής MEB-2cG (Εικόνα 2-10), λήφθηκε η απόκριση του μαγνητικού θορύβου Barkhausen (MBN) στην επιφάνεια κάθε κατηγορίας δειγμάτων.



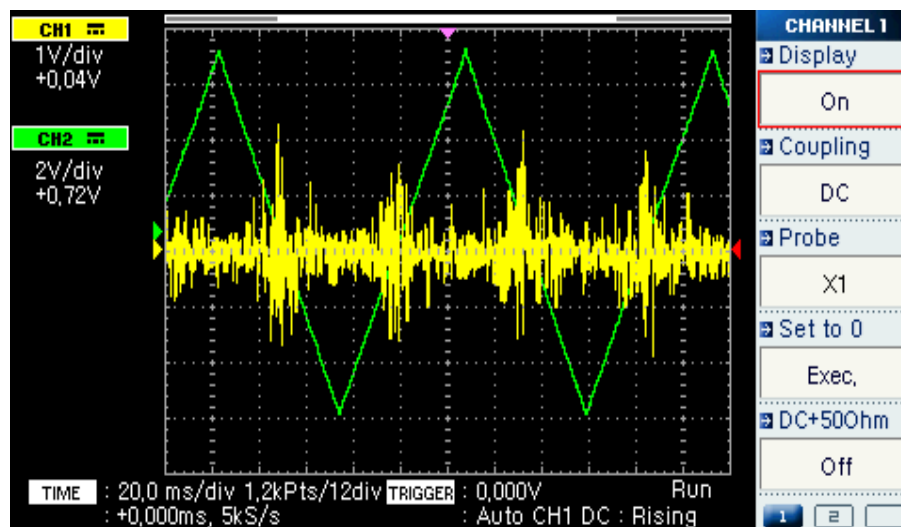
Εικόνα 2-10: Πειραματική διάταξη για τη μέτρηση του μαγνητικού θορύβου Barkhausen.

Ο αισθητήρας Barkhausen αποτελείται από έναν ηλεκτρομαγνήτη σε σχήμα Π, όπου στην μεγάλη του πλευρά είναι τυλιγμένο ένα πηνίο διέγερσης (Εικόνα 2-11). Στο πηνίο αυτό εφαρμόζεται ένα τριγωνικό σήμα με συχνότητα 10 Hz και πλάτος παλμού από κορυφή σε κορυφή 14 Volt (Εικόνα 2-12), με αποτέλεσμα να διεγείρεται με πεδίο το υπό εξέταση φερρομαγνητικό υλικό [76-121].

Ο μαγνητικός θόρυβος (Εικόνα 2-12) λαμβάνεται από το πηνίο λήψης (sensing coil) το οποίο είναι τυλιγμένο γύρω από ένα ραβδόμορφο φερρίτη και βρίσκεται ανάμεσα στα στελέχη του ηλεκτρομαγνήτη. Ο ραβδόμορφος φερρίτης έχει τη δυνατότητα να μετακινείται κατ' ύψος και να προσαρμόζεται στην επιφάνεια του υπό εξέταση δείγματος [76-121].



Εικόνα 2-11: Σχηματική απεικόνιση της διάταξης του αισθητήρα του μαγνητικού θορύβου Barkhausen.

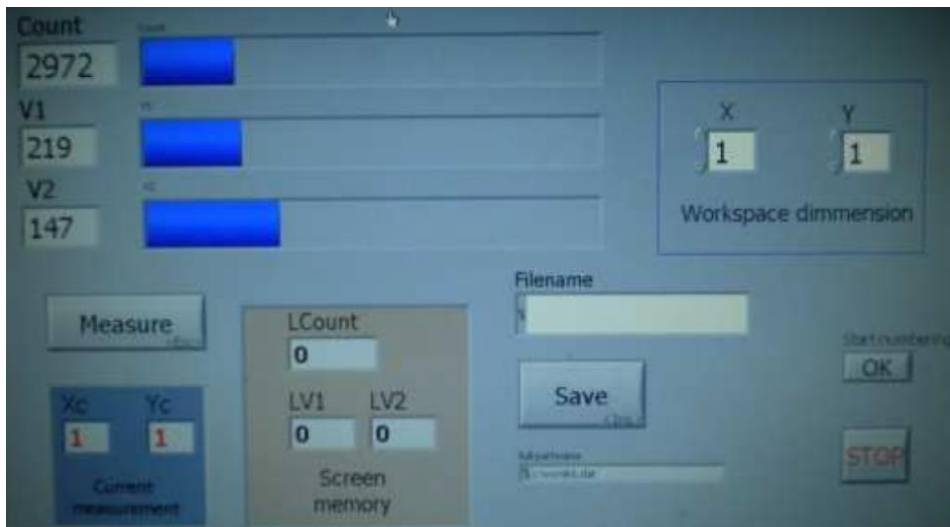


Εικόνα 2-12: Απεικόνιση σε ψηφιακό παλμογράφο μιας σημειακής ενδεικτικής μέτρησης του μαγνητικού θορύβου Barkhausen (κίτρινη κυματομορφή) στη επιφάνεια του δείγματος.

Τα σήμα στο πηνίο λήψης, ενισχύεται και λαμβάνεται από μια κάρτα συλλογής δεδομένων. Μέσω της επεξεργασίας των δεδομένων από κατάλληλο λογισμικό σε περιβάλλον LabView λαμβάνονται τρεις χαρακτηριστικές παράμετροι του θορύβου (Εικόνα 2-13):

1. Ο αριθμός των παλμών του μαγνητικού θορύβου Barkhausen (counts) πάνω από ένα προκαθορισμένο κατώφλι δυναμικού (threshold),

2. Η ενεργός τιμή του μαγνητικού θορύβου Barkhausen ($MBN_{RMS} = V1$),
3. Η ένδειξη της ποιότητας επαφής του αισθητήρα με την επιφάνεια του δείγματος ($V2$)



Εικόνα 2-13: Περιβάλλον LabView στο οποίο λαμβάνονται οι τρεις χαρακτηριστικές παράμετροι του μαγνητικού θορύβου.

2.4.2 Μαγνητική διαπερατότητα

Για την πραγματοποίηση των μαγνητικών μετρήσεως της μαγνητικής διαπερατότητας, χρησιμοποιήθηκε ο εργαστηριακός υστερησιογράφος του εργαστηρίου Φυσικής Μεταλλογνωσίας (Εικόνα 2-14).

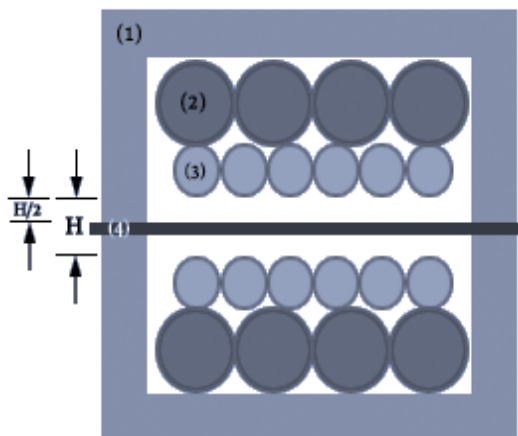


Εικόνα 2-14: Υστερησιογράφος του εργαστηρίου Φυσικής Μεταλλογνωσίας.

Η διάταξη αυτή πρέπει να είναι σε θέση να μετρά βρόχους μαγνητικής υστέρησης σε πεδίο συχνότητας από dc έως και 10 Hz, με τιμές πεδίου από 10 A/m έως και 10 kA/m. Η διάταξη δεν έχει βαθμονομηθεί με τη βοήθεια υλικών αναφοράς, για τα οποία οι ιδιότητές τους είναι γνωστές και πιστοποιημένες. Για το λόγω αυτό, οι άξονες στις γραφικές

παραστάσεις δεν περιγράφονται από τις μονάδες μέτρησης των αντίστοιχων μετρούμενων μεγεθών.

Η αρχή λειτουργίας της διάταξης στηρίζεται στην αρχή του κλειστού μαγνητικού κυκλώματος, όπου το πηνίο λήψης είναι τυλιγμένο γύρω από το προς μέτρηση υλικό ενώ η διέγερση επιβάλλεται από πηνίο που περιβάλλει είτε το ίδιο το προς μέτρηση δείγμα (Εικόνα 2-15). Έτσι το πεδίο επιβάλλεται απευθείας πάνω στο δείγμα, με τον ηλεκτρομαγνήτη (yoke) να αποτελεί απλά το υλικό σύζευξης του μαγνητικού κυκλώματος [122-125].



Εικόνα 2-15: Σχηματική αναπαράσταση της διάταξης των πηνίων του μαγνητικού υστερησιογράφου του εργαστηρίου Μεταλλογνώσις. (1) οι ηλεκτρομαγνήτες, (2) το πηνίο διέγερσης, (3) το πηνίο λήψης, (4) το σιδηρομαγνητικό υλικό

Με τον τρόπο αυτό, ο έλεγχος της τιμής του επιβαλλόμενου μαγνητικού πεδίου στο προς εξέταση υλικό είναι πιο ακριβής, διότι το εισαγόμενο λάθος αφορά μόνο στην ελαφρά διαφοροποίηση του συντελεστή απομαγνήτισης. Ακόμη, η ημιτονοειδής κυματομορφή του πεδίου διέγερσης ως προς το χρόνο ελέγχεται με ακρίβεια και δεν παραμορφώνεται από τα χαρακτηριστικά του ηλεκτρομαγνήτη.

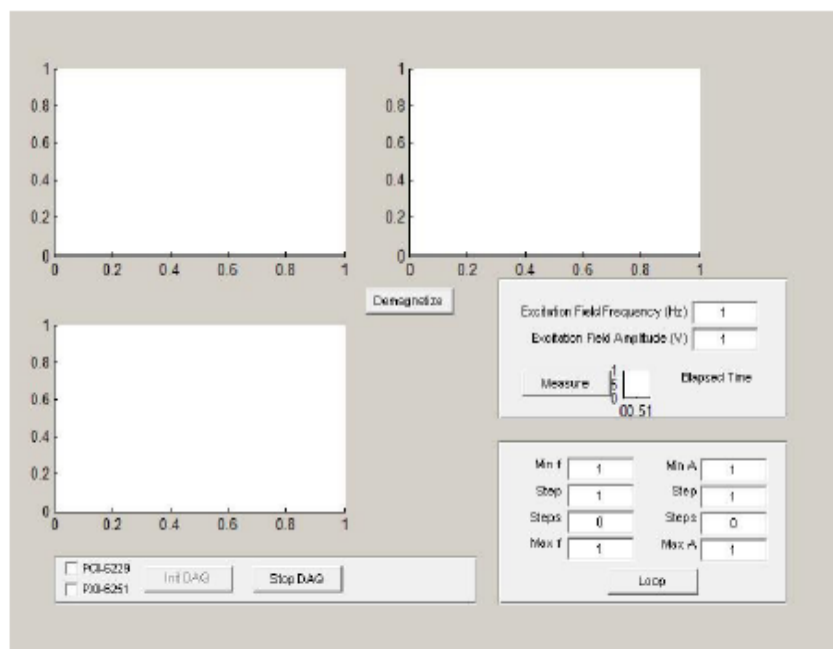
Το μαγνητικό κύκλωμα της διάταξης αποτελείται από:

- το υπό δοκιμή υλικό και ένα ηλεκτρομαγνητικό πυρήνα σε σχήμα Π που κλείνει το μαγνητικό κύκλωμα και
- τα πηνία διέγερσης και λήψης τα οποία είναι τοποθετημένα στον άξονα του υπό δοκιμή υλικού

Το ηλεκτρονικό μέρος της διάταξης περιλαμβάνει τα παρακάτω συστήματα που ελέγχονται από ηλεκτρονικό υπολογιστή:

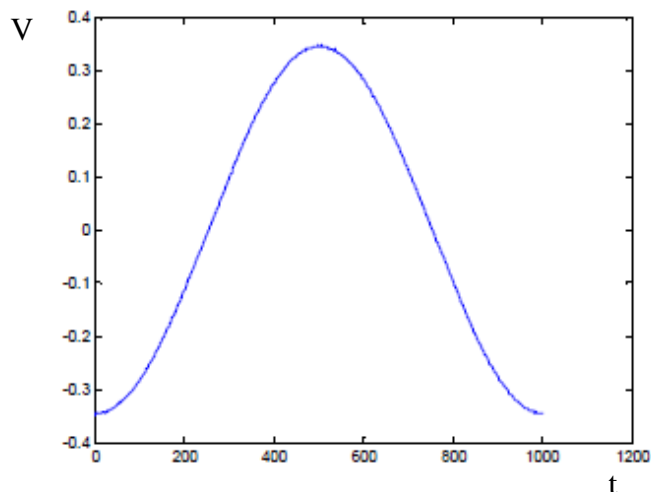
- Σύστημα PXI της NI με κάρτα συλλογής δεδομένων (DAQ) μέσω της οποίας δημιουργείται το αρχικό σήμα διέγερσης (ημιτονοειδές), ενώ ταυτόχρονα λαμβάνονται τα σήματα από τα πηνία λήψης και την ενισχυμένη διέγερση. Το σύστημα PXI διαθέτει και κάρτα μέτρησης αντίστασης-χωρητικότητας-επαγωγής (LCR meter).
- Διπολικό τροφοδοτικό ισχύος- ενισχυτή σήματος και διέγερσης ρεύματος με χαρακτηριστικά $\pm 70V$, $\pm 6A$ της Kerco

Η διέγερση και η λήψη επιτυγχάνεται μέσω της κάρτας συλλογής δεδομένων η οποία με τη σειρά της ελέγχεται από λογισμικό που έχει αναπτυχθεί στο εργαστήριο αποκλειστικά σε περιβάλλον Matlab για τον συγκεκριμένο είδος μετρήσεων. Η πλατφόρμα αλληλεπίδρασης με το σύστημα μετρήσεων βρόχου υστέρησης μέσω του λογισμικού απεικονίζεται στην εικόνα 2-16.



Εικόνα 2-16: Πλατφόρμα αλληλεπίδρασης (graphical user interface) του υστερησιογράφου του εργαστηρίου Μεταλλογνωσίας.

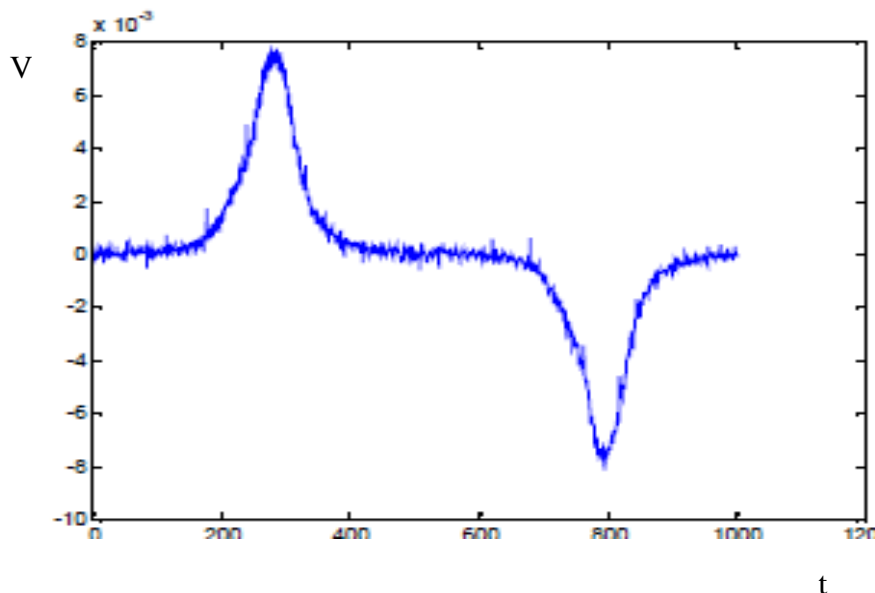
Το σήμα διέγερσης (Εικόνα 2-17) δημιουργείται από τη χρήση κατάλληλης συνάρτησης του Matlab. Μέσω της πλατφόρμας αλληλεπίδρασης δίνεται η δυνατότητα επιλογής στο χρήστη να επιλέξει τις επιθυμητές τιμές του πλάτους και της συχνότητας του σήματος διέγερσης, ενώ ταυτόχρονα καθορίζονται και τα χαρακτηριστικά (αριθμός σημείων, χρόνος ενεργοποίησης της σκανδάλης κλπ) παραγωγής του σήματος από την κάρτα.



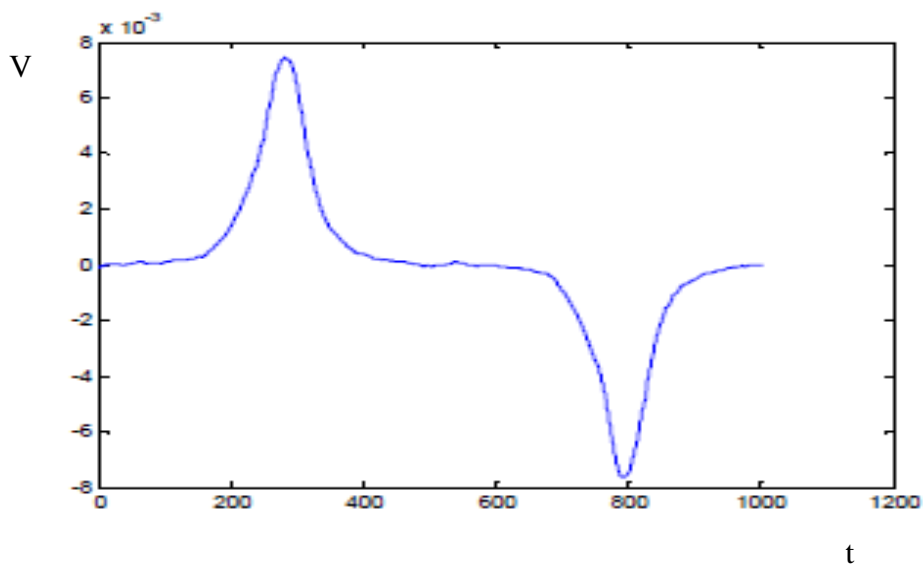
Εικόνα 2-17: Κυματομορφή του σήματος διέγερσης που παράγεται από το λογισμικό και επιβάλλεται στο πηνίο διέγερσης της διάταξης του υστερησιογράφου.

Από την κάρτα το σήμα οδηγείται σε ενισχυτή ρεύματος που τροφοδοτεί με τη σειρά του το πηνίο διέγερσης, ενώ μεταξύ τους παρεμβάλλεται ένα δεύτερο πηνίο που δρα ως βαθυπερατό φίλτρο. Το σήμα από το πηνίο λήψης (της τάξης των mV) λαμβάνεται από την κάρτα απευθείας ή μετά από προενίσχυση μικρού κέρδους (Εικόνα 2-18).

Από την κάρτα λαμβάνονται, επίσης και τα σήματα του ρεύματος διέγερσης. Με τη χρήση του Matlab πραγματοποιούνται το ψηφιακό υπερπερατό φιλτράρισμα των σημάτων (Εικόνα 2-19) και ο προσδιορισμός του βρόχου υστέρησης (Εικόνα 2-20).

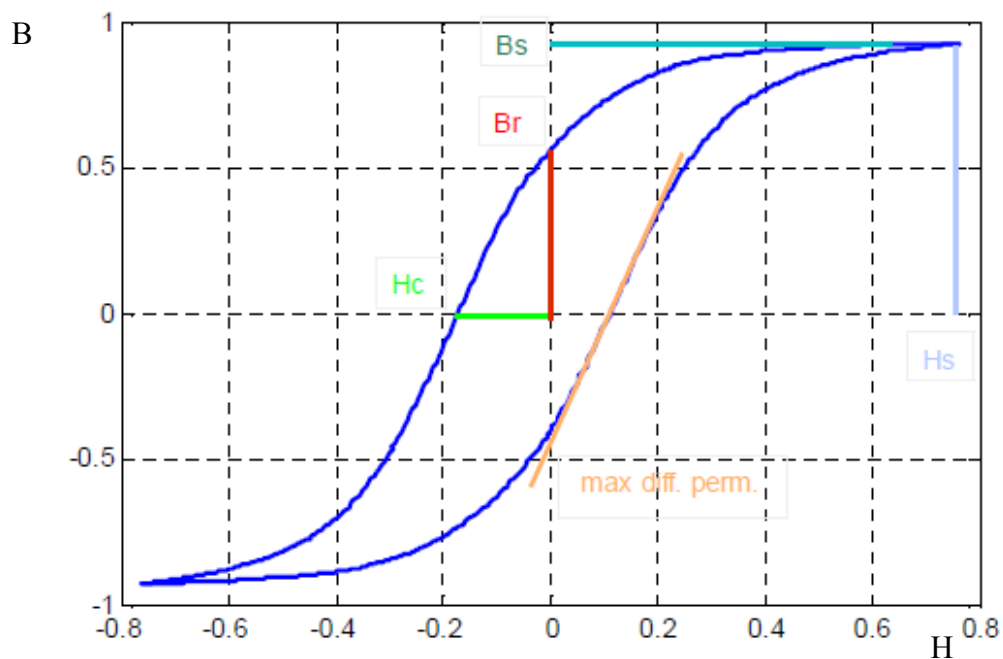


Εικόνα 2-18: Κυματομορφή του σήματος λήψης λαμβανόμενη, μέσω κάρτας, από το πηνίο λήψης της διάταξης του υστερησιογράφου.



Εικόνα 2-19: Κυματομορφή του ψηφιακά φιλτραρισμένου σήματος λήψης.

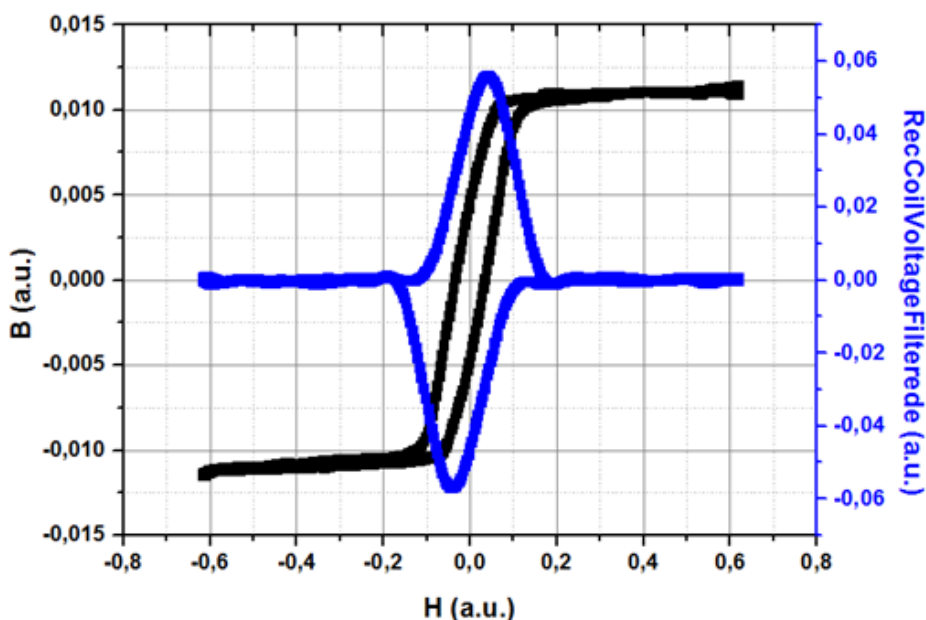
Το λογισμικό διαθέτει υπορουτίνα με την οποία γίνεται η απομαγνήτιση του εκάστοτε δείγματος διεγείροντας το με ημιτονοειδές σήμα συνεχώς μειούμενου πλάτους. Τέλος το πρόγραμμα δίνει τη δυνατότητα αυτοματοποιημένων μετρήσεων με μεταβολή της συχνότητας ή του πλάτους του σήματος, με τη δυνατότητα πραγματοποίησης της απαραίτητης απομαγνήτισης σε κάθε βήμα ξεχωριστά.



Εικόνα 2-20: Κυματομορφή του βρόχου υστέρησης στην οποία απεικονίζονται και τα χαρακτηριστικά μεγέθη που προσδιορίζουν τις μαγνητικές ιδιότητες του προς μέτρηση υλικού.

Η παρακολούθηση του πειράματος γίνεται μέσω των τριών γραφημάτων (Εικόνα 2-17, 2-19, 2-20) που σχηματίζονται σε κάθε προκαθορισμένη περίοδο και αποτυπώνουν μακροσκοπικά τα τρία σήματα: της διέγερσης, της λήψης και τον βρόχο υστέρησης. Από τον τελικό βρόχο υστέρησης (Εικόνα 2-20) προσδιορίζονται και οι παράμετροι των οποίων η μεταβολή διαφοροποιείται και πληροφορεί για την κατάσταση του υπό μελέτη υλικού [122-125].

Ο βρόχος της τάσης εξόδου ως προς το εφαρμοζόμενο μαγνητικό πεδίο είναι ανάλογος με τη μεταβολή της τιμής της μαγνητικής διαπερατότητας του υλικού ως προς το επιβαλλόμενο πεδίο. Ο βρόχος αυτός λαμβάνονταν μετά την επεξεργασία των δειγμάτων και παρουσιάζεται στην εικόνα 2-21. Η μέγιστη τιμή της μαγνητικής διαπερατότητας λαμβάνονταν υπόψη ως η μαγνητική παράμετρος της μέτρησης.

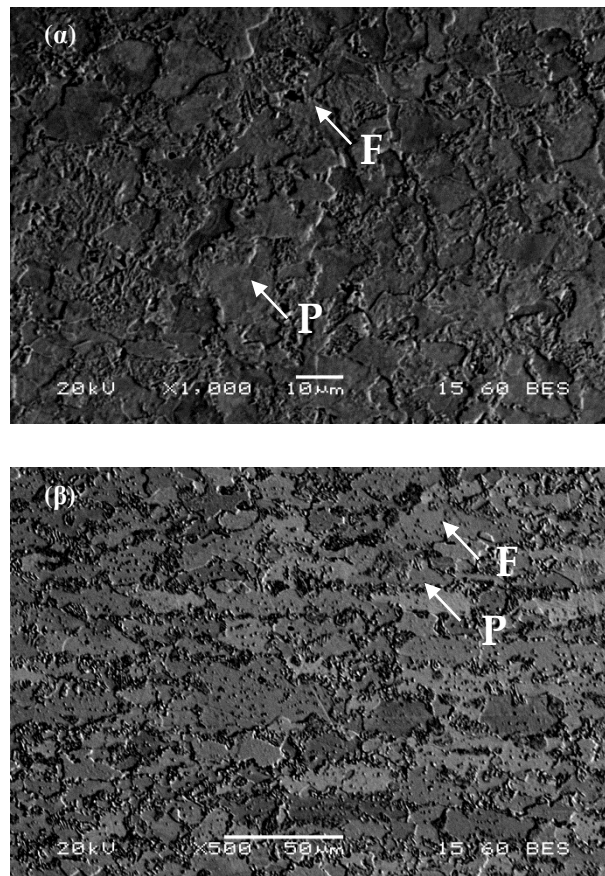


Εικόνα 2-21: Βρόχος υστέρησης (μαύρο χρώμα) και βρόχος μαγνητικής διαπερατότητας (μπλε χρώμα).

Οι τιμές των μαγνητικών παραμέτρων συσχετίστηκαν με εκείνες των μηχανικών παραμέτρων και τα συμπεράσματα του μικρογραφικού χαρακτηρισμού.

ΚΕΦΑΛΑΙΟ 3: ΑΝΑΛΥΣΗ ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΩΝ

Μέσω εικόνας πισοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (Εικόνα 3-1) παρατηρήθηκε η επιφάνεια (Εικόνα 3-1(α)) και η κάθετη διατομή (Εικόνα 3-1(β)) αρχικού δείγματος AISI 4130. Ταυτοποιήθηκε, με τη χρήση αντίθεσης πεδίου, η συμμετοχή φάσεων εντός θερμοδυναμικής ισορροπίας (προευτηκτοειδή φερρίτης, F) και μικρογραφικών συστατικών (ευτηκτοειδή περλίτη, P). Μαγνητικά, ο φερρίτης (είτε προευτηκτοειδής, είτε ευτηκτοειδής) αποτελεί μια μαλακή μαγνητική φάση, ενώ ο σεμεντίτης χαρακτηρίζεται ως σκληρή φάση. Η παρουσία των πλακοειδούς μορφολογίας καρβιδίων δηλώνει την αυξημένη συμμετοχή ισχυρών σημείων αγκύρωσης κατά τη διάρκεια της μαγνήτισης.



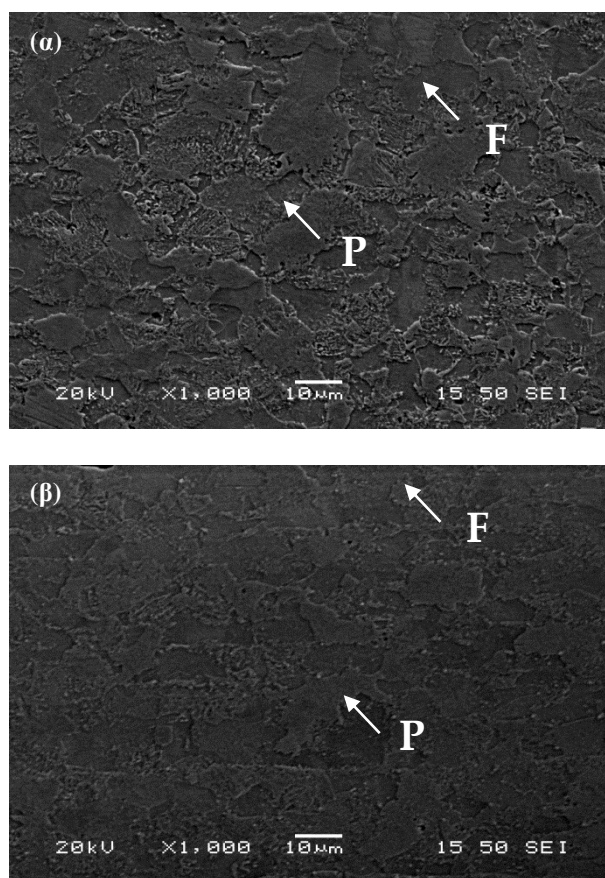
Εικόνα 3-1: Εικόνα πισοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES mode) από την (α) επιφάνεια και (β) από την κάθετη διατομή του αρχικού υλικού. Με F σημειώνονται οι κόκκοι του φερρίτη και με P οι κόκκοι του περλίτη.

Μέσω της χρήσης του λογισμικού Image analyzer πραγματοποιήθηκε η έμμεση εκτίμηση του κλάσματος όγκου συμμετοχής των δύο μητρικών φάσεων. Τα αποτελέσματα έδειξαν ότι ο προευτηκτοειδής φερρίτης αποτελεί την κυρίαρχη μητρική φάση (ποσοστό συμμετοχής στην επιφάνεια του δείγματος ~67%), ενώ ο ευτηκτοειδής περλίτη συμμετέχει

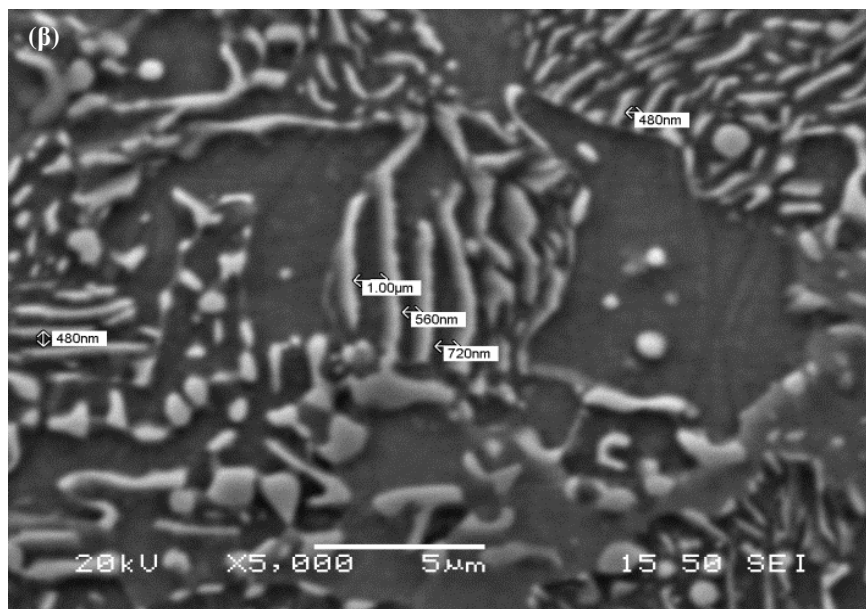
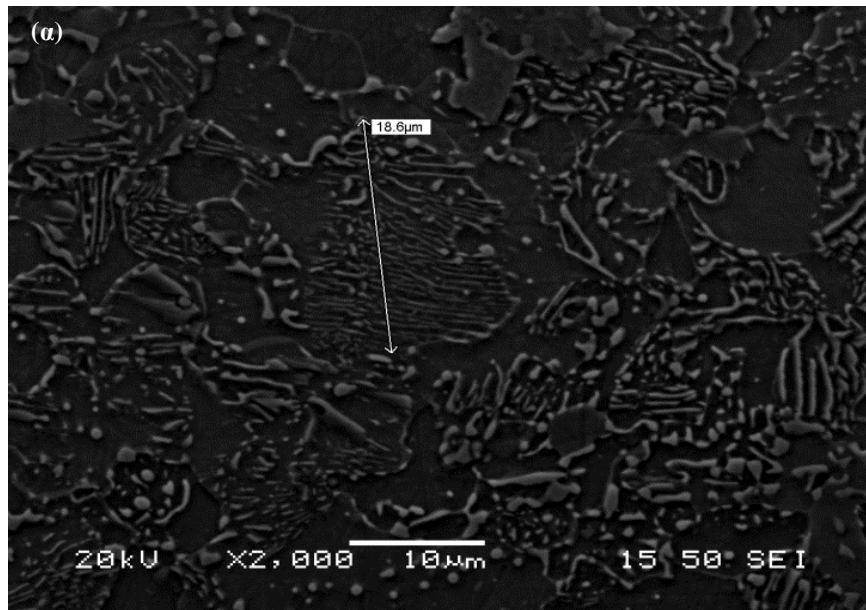
με ποσοστό μόλις 33%. Τα ανωτέρω ποσοστά συμμετοχής είναι ενδεικτικά και προσεγγιστικά.

Μέσω εικόνας δευτερογενών ηλεκτρονίων (Εικόνα 3-2) προσδιορίστηκε, χρησιμοποιώντας το τεχνικό τοπογραφικό ανάγλυφο, η μορφολογία και η κατανομή των κόκκων στην επιφάνεια του αρχικού δείγματος AISI 4130 χάλυβα. Όπως προκύπτει, το το αρχικό υλικό αποτελείται από ισαξονικούς πολυγωνικούς φερριτικούς κόκκους και περλιτικούς κόκκους πλακοειδούς μορφολογίας.

Παρατηρείται επίσης ανομοιογένεια στην κατανομή του μέσου μεγέθους των κόκκων του φερρίτη, το οποίο προσδιορίστηκε ίσο με $58 \mu\text{m} \pm 6\mu\text{m}$. Το μέσο μέγεθος των περλιτικών κόκκων είναι περίπου $18,6 \mu\text{m}$ (Εικόνα 3-3(α)). Ο περλίτης χαρακτηρίζεται από επάλληλα πλακίδια ευτηκτοειδούς φερρίτη και σεμεντίτη (πλακοειδής μορφολογία), με τη μέση απόσταση δύο διαδοχικών πλακιδίων σεμεντίτη να προσδιορίζεται στα 720 nm (Εικόνα 3-3(β)).



Εικόνα 3-2: Εικόνα δευτερογενών ηλεκτρονίων (SEI mode) από την (α) επιφάνεια και (β) από την κάθετη διατομή του αρχικού υλικού. Με F σημειώνονται οι κόκκοι του φερρίτη και με P οι κόκκοι του περλίτη.



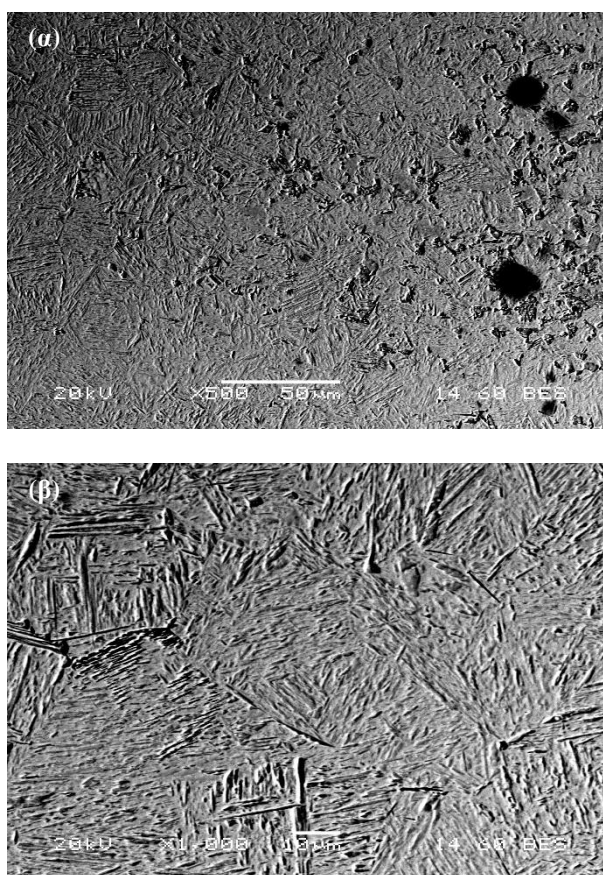
Εικόνα 3-3: Ενδεικτική μέτρηση (α) του μεγέθους ενός περλιτικού κόκκου και (β) της ενδοπλακιδιακής απόστασης.

Επίσης, στο ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης παρατηρήθηκε η επιφάνεια (Εικόνες 3-4(α), 3-5(α)) και η κάθετη διατομή (Εικόνες 3-4(β), 3-5(β)) του δείγματος AISI 4130 χάλυβα που είχε υποστεί βαφή στο λάδι. Τα μαύρα στίγματα στην εικόνα 3-4(α) είναι αποτέλεσμα της υπέρβασης του χρόνου κατά το στάδιο της χημικής προσβολής.

Μέσω εικόνας πισοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (Εικόνα 3-4) ταυτοποιήθηκε η πλήρης μαρτενσίτη δομή, μια φάση εκτός θερμοδυναμικής ισορροπίας. Κατά το στάδιο της ισοθερμοκρασιακής ανόπτησης, οι κόκκοι του περλίτη μετασχηματίστηκαν πλήρως σε ωστενιτικούς, καθώς η θερμοκρασία θέρμανσης του χάλυβα υπερέβη τη θερμοκρασία ωστενιτοποίησης (A_1). Η ταχύτατη απόψυξη, λόγω της βαφής των δειγμάτων στο λάδι, σε

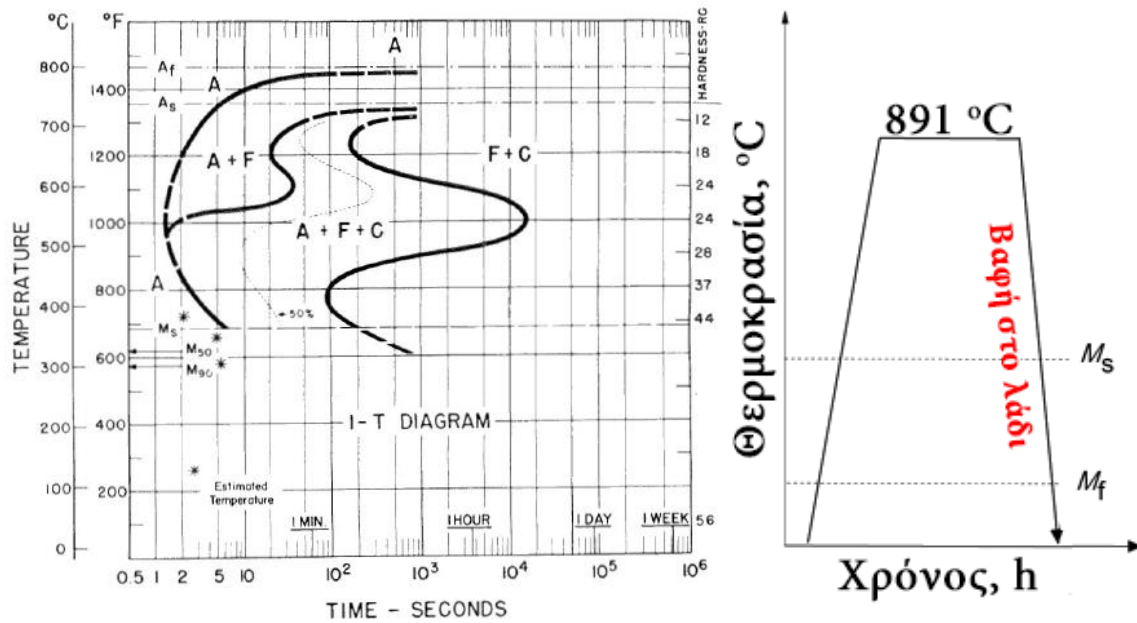
συνδυασμό με την περιεκτικότητα σε άνθρακα, πραγματοποιήθηκε ολικός μετασχηματισμός των ωστενιτικών κόκκων σε μαρτενσιτικούς κατά την απόψυξη του μετάλλου ως τη θερμοκρασία δωματίου (Εικόνα 3-5).

Σύμφωνα με την εικόνα 3-4 εντοπίζονται, λόγω της ανοιχτόχρωμης αντίθεσης πεδίου, τόσο περι- όσο και ενδο-κρυσταλλικά των βελονών μαρτενσίτη, ομάδες καρβιδίων τύπου $M_{23}C_6$, M_3C , MC . Τα καρβίδια αυτά ήταν προϊόντα ακολουθίας μετασχηματισμών φάσεων και απαρτίζονταν από στοιχεία υψηλού μέσου ατομικού αριθμού, όπως είναι το Cr και το Mo.



Εικόνα 3-4: Εικόνα πισοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES mode) από την (α) επιφάνεια και (β) από την κάθετη διατομή του δείγματος που είχε υποστεί βαφή.

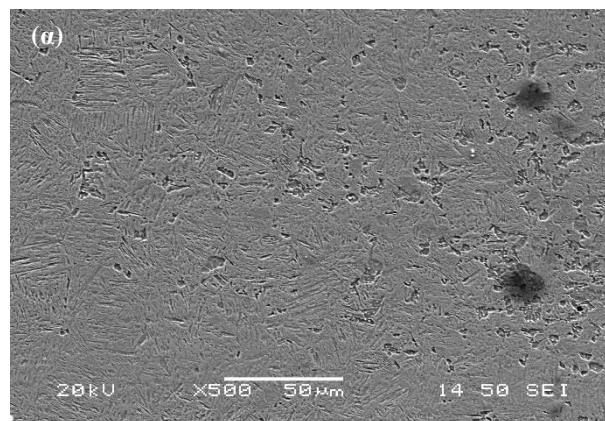
Η ανάλυση της εικόνας λογισμικό image analyzer έδειξε ότι ο μαρτενσίτης αποτελούσε την κυρίαρχη φάση με ποσοστό συμμετοχής στην επιφάνεια του δείγματος περίπου ίσο με 98%, ενώ τα καρβίδια με μόλις 2%. Να σημειωθεί ότι τα ανωτέρω ποσοστά είναι ενδεικτικά και προσεγγιστικά.

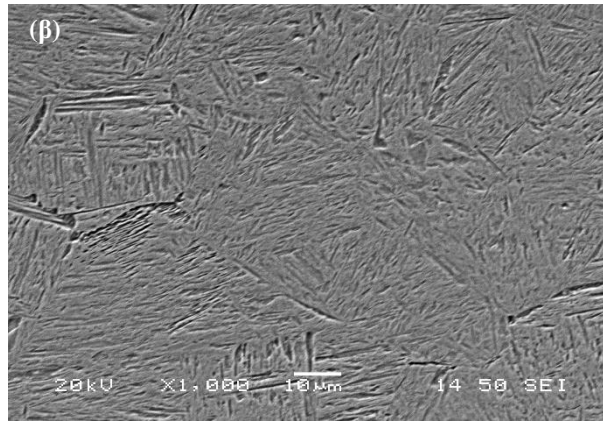


Εικόνα 3-5: Βαφή του AISI 4130 χάλυβα στο λάδι.

Μέσω εικόνας δευτερογενών ηλεκτρονίων (Εικόνα 3-6), ο μαρτενσίτης παρουσιάζει βελονοειδή μορφολογία με τον προσανατολισμό ανάπτυξης των μαρτενσιτικών βελόνων να έχει ιδιαίτερος υψηλό βαθμό ανισοτροπίας. Η μορφολογία των βελόνων παρουσιάζεται ετερογενής. Αντίστοιχα, και η μορφολογία των καρβιδίων τους ποικίλει, καθώς αυτά εμφανίζουν είτε σφαιρική, είτε κυβική μορφολογία, ενώ μπορεί να λάβουν και τη μορφή λεπτής μεμβράνης.

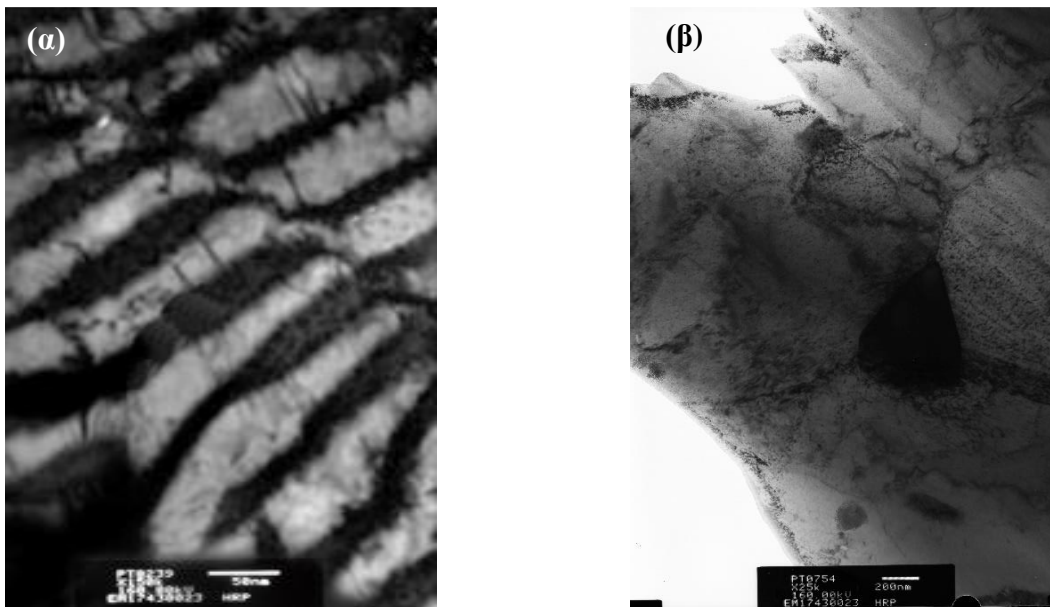
Μαγνητικά, ο μαρτενσίτης αποτελεί μια σκληρή φάση, που παρεμποδίζει την κίνηση των μαγνητικών τοιχωμάτων κατά τη διάρκεια της μαγνήτισης.





Εικόνα 3-6: Εικόνα δευτερογενών ηλεκτρονίων (SEI mode) από την (α) επιφάνεια και (β) από την κάθετη διατομή του του δείγματος που είχε υποστεί βαφή.

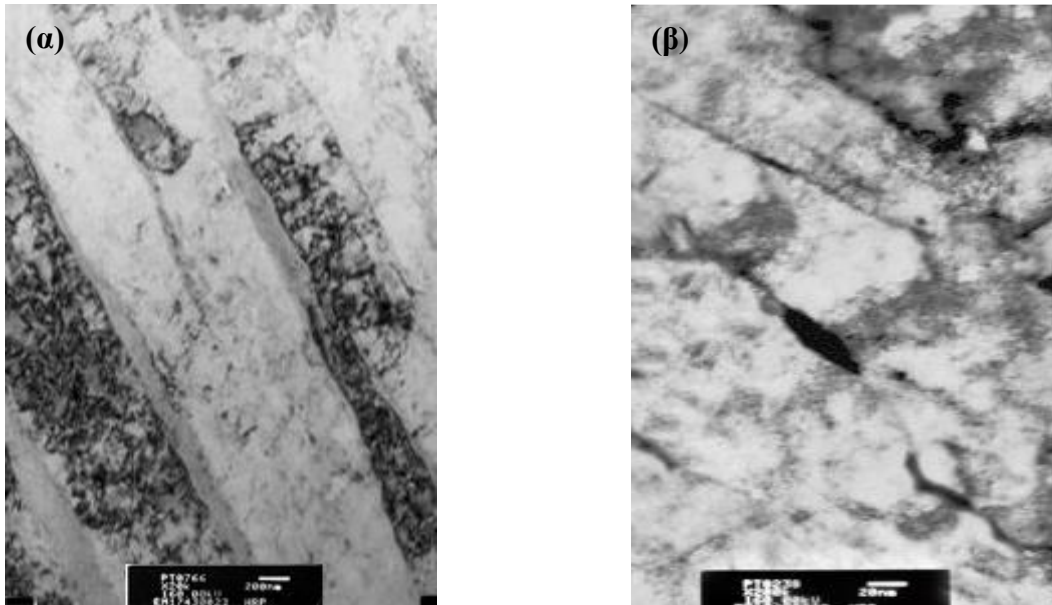
Σύμφωνα με τις εικόνες φωτεινού πεδίου, από το ηλεκτρονικό μικροσκόπιο διερχόμενης δέσμης, το αρχικό υλικό χαρακτηρίζεται από περλιτικούς κόκκους, υπό μορφή επαλληλίας πλακιδίων σεμεντίτη και ευτηκτοειδούς φερρίτη (εικόνα 3-7(α)), καθώς επίσης και από φερριτικούς κόκκους (εικόνα 3-7(β)). Το αρχικό υλικό χαρακτηρίζεται από υψηλή πυκνότητα διαταραχών.



Εικόνα 3-7: Εικόνες φωτεινού, από το αρχικό υλικό, στις οποίες απεικονίζονται (α) ο περλίτης και (β) προευτηκτοειδής φερρίτης.

Η παρατήρηση του δείγματος που είχε βαφεί στο λάδι στο ηλεκτρονικό μικροσκόπιο διερχόμενης δέσμης, επιβεβαίωσε τη συμμετοχή μαρτενσίτη (εικόνα 3-8(α)) και την

ανάπτυξη αμελητέου κλάσματος όγκου συμμετοχής ομάδων καρβιδίων (εικόνα 3-8(β)). Η πυκνότητα των διαταραχών είναι ιδιαίτερος αυξημένη στο δείγμα αυτό.



Εικόνα 3-8: Εικόνες φωτεινού πεδίου από το δείγμα AISI 4130 χάλυβα που είχε υποστεί βαφή, στις οποίες απεικονίζονται (α) ο μαρτενσίτης και (β) οι ομάδες καρβιδίων.

Σε ό,τι αφορά τις τιμές της μικροσκληρότητας του αρχικού δείγματος και του δείγματος που είχε υποστεί βαφή διαμορφώνονται όπως φαίνεται στον Πίνακα 3-1. Το δείγμα που είχε υποστεί βαφή εμφανίζει υψηλότερη τιμή σκληρότητας συγκριτικά με το αρχικό, λόγω της παρουσίας του μαρτενσίτη.

Πίνακας 3-1: Τιμές μικροσκληρότητας

	HVN
Αρχικό δείγμα	124 ±14
Δείγμα που είχε υποστεί βαφή στο λάδι	738 ±37

Μέσω των παραπάνω τιμών της μακροσκληρότητας προσδιορίστηκε η μηχανική απόκριση (Πίνακας 3-2) κάνοντας χρήση των ακολούθων προσεγγιστικών και εμπειρικών μαθηματικών σχέσεων:

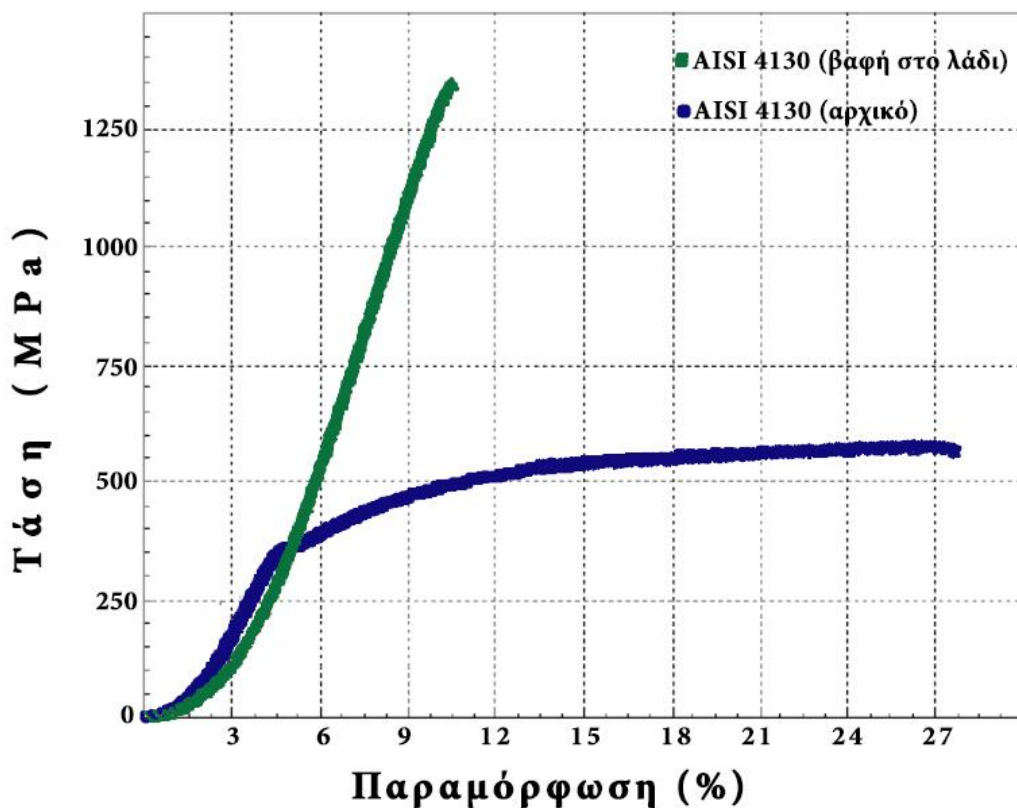
$$R_{y,min} \cong 2,9 \cdot HVN \quad (3-1)$$

$$R_{y,max} \cong 3,2 \cdot HVN \quad (3-2)$$

Πίνακας 3-2: Προσδιορισμός του ορίου διαρροής

	Ry,min	Ry,max
Αρχικό δείγμα	359,6	396,8
Δείγμα που είχε υποστεί βαφή στο λάδι	2140,2	2361,6

Από τις δοκιμές μονοαξονικού εφελκυσμού παρατηρήθηκε ότι η βαφή του AISI 4130 χάλυβα στο λάδι, αυξάνει σημαντικά την αντοχή του, αλλά συνοδεύεται και από τη δραματική μειωμένη της ολκιμότητας και της δυσθραυστότητάς του. Οι τιμές του ορίου διαρροής παρουσιάζουν αποκλίσεις από τις προσδιορισθείσες στον Πίνακα 3-2, ιδιαιτέρως στην περίπτωση του δείγματος που είχε αποψυχθεί ταχύτατα στο λάδι.



Εικόνα 3-9: Καμπύλη τάσης – παραμόρφωσης για το αρχικό δείγμα και το δείγμα που είχε υποστεί βαφή στο λάδι.

Στην εικόνα 3-10 είναι παρουσιάζονται τα δείγματα μετά τη θραύση τους. Είναι εμφανές ότι σε σύγκριση με το αρχικό υλικό (Εικόνα 3-10(β)), το δείγμα που έχει αποψυχθεί απότομα στο λάδι εμφανίζει μεγαλύτερη επιμήκυνση κατά τον εφελκυσμό, άρα και υψηλότερο ποσοστό ολκιμότητας, όπως επιβεβαιώνεται και στο διάγραμμα τάσης-παραμόρφωσης (Εικόνα 3-9).



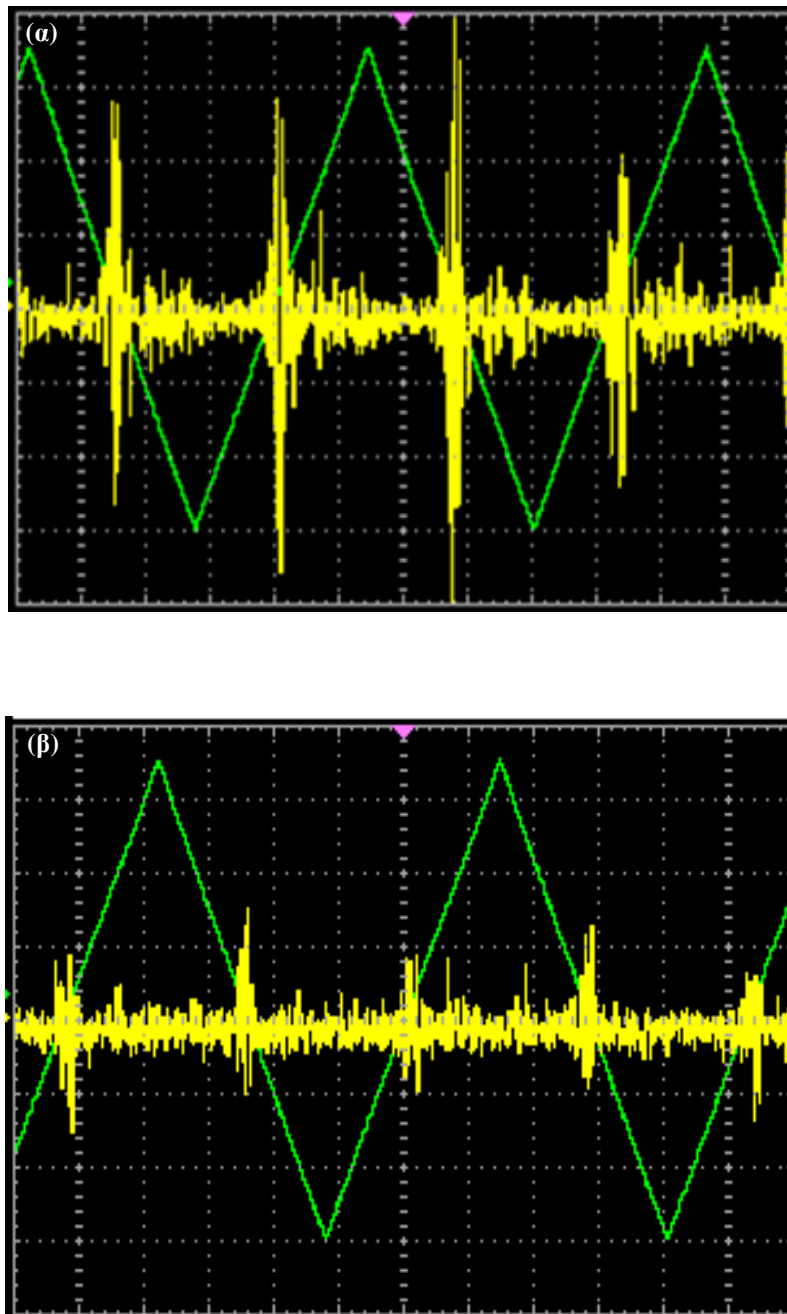
Εικόνα 3-10: Αρχικό δείγμα (α) πριν και (β) μετά τη δοκιμή εφελκυσμού, καθώς και (γ) το δείγμα που είχε υποστεί βαφή στο λάδι.

Μετρώντας τη μαγνητική απόκριση του μαγνητικού θορύβου Barkhausen τόσο στο αρχικό υλικό (Εικόνα 3-11(α)), όσο και στο δείγμα που είχε υποστεί βαφή στο λάδι (Εικόνα 3-11(β)) μετά από την ισοθερμοκρασιακή ανόπτυσή του πάνω από τη θερμοκρασία ωστενιτοποίησης προκύπτει ότι η μαγνητική απόκριση μεγιστοποιήθηκε μετά τη θερμική κατεργασία.

Ο χαρακτήρας του μαγνητικού θορύβου ήταν συνέπεια των ακανόνιστων αλμάτων Barkhausen που συντελούνταν κατά τη διάρκεια της εφαρμογής του πεδίου μαγνήτισης. Καθώς τα μαγνητικά τοιχώματα κινούνταν στο εσωτερικό του σιδηρομαγνητικού υλικού, η ενέργειά τους αυξάνονταν, λόγω της παρουσίας ατελειών, ορίων κόκκων και φάσεων διαφορετικών των μητρικών.

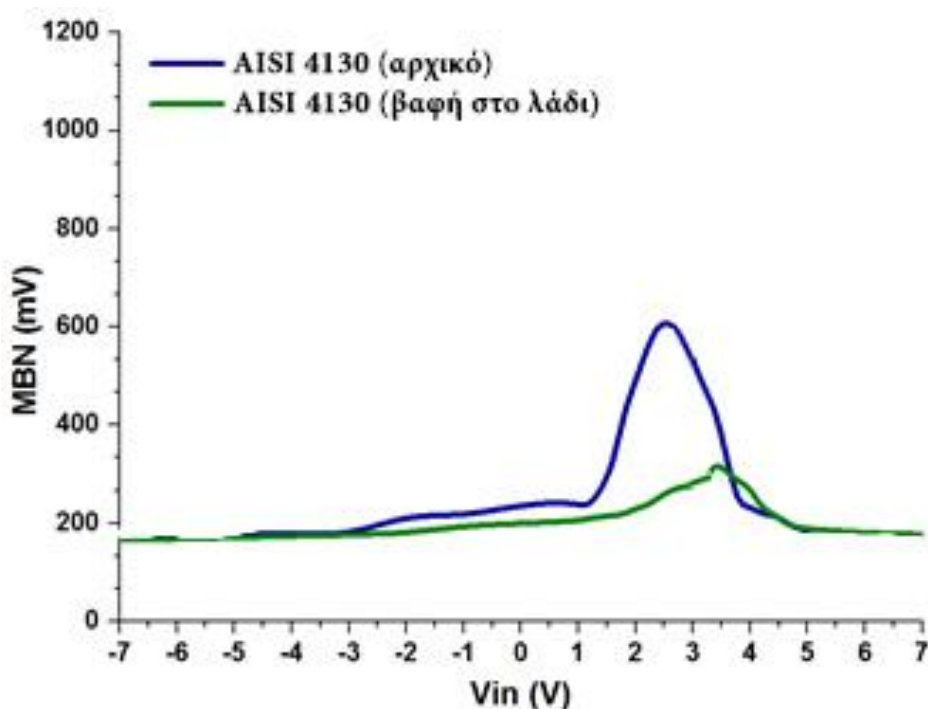
Η παρουσία φερριτο-περλιτικών διεπιφανειών στο αρχικό υλικού του AISI 4130 χάλυβα δημιούργησε πολλαπλά σημεία αγκύρωσης κατά την κίνηση των μαγνητικών τοιχωμάτων. Ομοίως και στην περίπτωση του δεύτερου δείγματος, η παρουσία των μαρτενσιτικών βελόνων δρα ως ισχυρότατο σημείο αγκύρωσης, καθώς η φάση εκτός θερμοδυναμικής ισορροπίας χαρακτηρίζεται και ως σκληρή μαγνητικά. Στην περίπτωση αυτή, η βελονοειδής μορφολογία του μαρτενσίτη και η αυξημένη πυκνότητα των διαταραχών ενισχύει την πυκνότητα των εμποδίων κατά την κίνηση των μαγνητικών τοιχωμάτων. Η αύξηση αυτή συντέλούσε και στην αύξηση της δυναμικής ενέργειας των σημείων αγκύρωσης, με αποτέλεσμα τα μαγνητικά τοιχώματα να μην δύνανται να τα υπερνικήσουν. Συνεπώς, το μαγνητικό τοίχωμα δε μπορούσε να ξεφύγει από τα εμπόδια που συναντούσε, μέχρις ότου

η επιφάνειά του να καμφθεί και τα άκρα του να συνενωθούν (coalesce). Η παρακώληση της κίνησής τους ερμηνεύθηκε ως μια πτώση των τιμών του μαγνητικού θορύβου. Στην πρώτη περίπτωση η κίνηση των μαγνητικών τοιχωμάτων ήταν ευκολότερη και για το λόγο αυτό οι τιμές σήματος εξόδου του αισθητήρα Barkhausen είναι υψηλότερες.



Εικόνα 3-11: Έξοδος του μαγνητικού αισθητήρα Barkhausen από (α) το αρχικό δείγμα και (β) το δείγμα που είχε υποστεί βαφή στο λάδι.

Μελετώντας το φάκελο του μαγνητικού θορύβου Barkhausen (Εικόνα 3-12) επιβεβαιώνονται οι παραπάνω διαπιστώσεις. Η τεταγμένη της θέσης του μεγίστου της κορυφής του φακέλου είναι μέγιστη στο αρχικό φερριτοπερλιτικό υλικό, ενώ ελαχιστοποιείται στο δείγμα που είχε υποστεί βαφή στο λάδι.



Εικόνα 3-12: Έξοδος του μαγνητικού αισθητήρα Barkhausen από (α) το αρχικό δείγμα και (β) το δείγμα που είχε υποστεί βαφή στο λάδι.

Η χαμηλής εντάσεως και διευρυμένη κορυφή, η οποία μεγιστοποιούνται στις υψηλές τιμές τάσεως εισόδου, εξαιτίας της παρουσίας της σκληρά μαγνητικής φάσεως του μαρτενσίτη. Στη διαδικασία της μαγνήτισης του μαρτενσίτη συμβάλουν σημαντικά οι περιστροφές των μαγνητικών διπόλων, καθώς η κίνηση των μαγνητικών τοιχωμάτων δυσχεραίνεται επιπρόσθετα από την παρουσία του άνθρακα, σε μορφή στερεού διαλύματος, ο οποίος εισάγει παραμορφώσεις στο κρυσταλλικό πλέγμα του φερρίτη. Υπό την παρουσία θλιπτικών τάσεων, η διαδικασία της μαγνήτισης δυσκολεύει με αποτέλεσμα το προφίλ του θορύβου να εμφανίζεται πεπλατυσμένο και σε ακόμα υψηλότερα πεδία. Η χαμηλή κινητικότητα επιβεβαιώνεται από την αύξηση των τιμών της παραμέτρου MBN_{FWHM} .

Η παρουσία περλιτικών κόκκων στο αρχικό υλικό οδηγεί στην αναδιοργάνωση της μαγνητικής δομής των μαγνητικών περιοχών, κατά τη διάρκεια της μαγνήτισης, κυρίως λόγω μετατοπίσεων των μαγνητικών τοιχωμάτων 180° , δημιουργώντας μια μαγνητική δομή από επάλληλα μαγνητικά τοιχώματα 180° . δυσχεραίνοντας την κίνηση των μαγνητικών

τοιχωμάτων. Ωστόσο, απαιτούνται μικρότερες τιμές πεδίου (συνεπώς και τάσης εισόδου) στο δείγμα για να μαγνητιστεί.

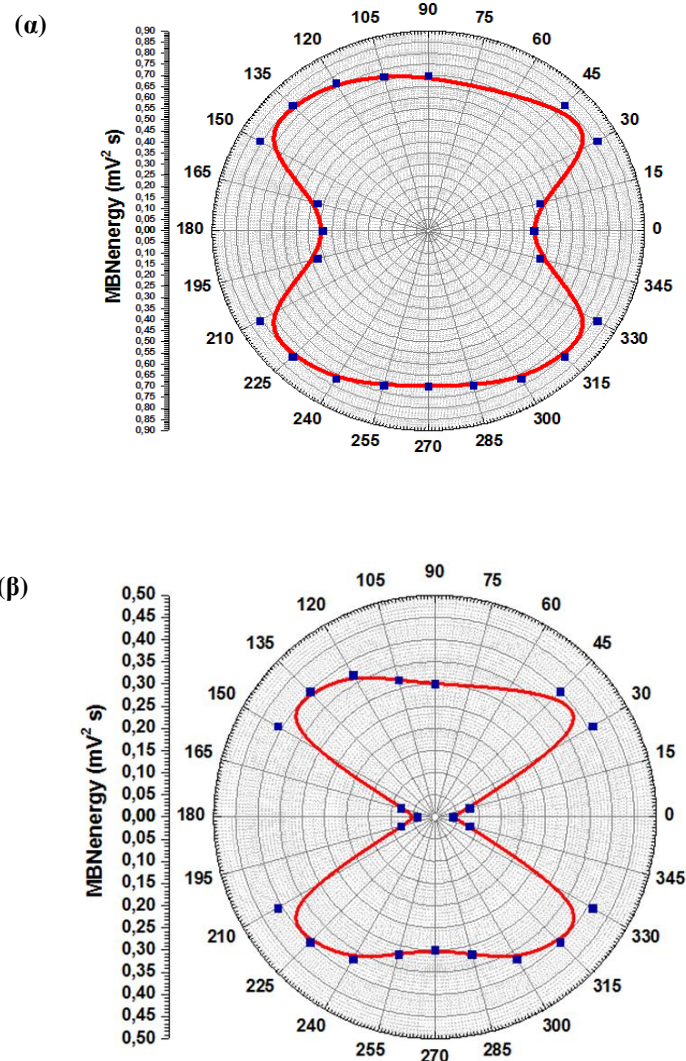
Η ανισοτροπική μαγνητική συμπεριφορά των δειγμάτων επιβεβαιώνεται από τα πολικά διαγράμματα της μεταβολής της ενέργειας του μαγνητικού θορύβου ως προς τη διεύθυνση της γωνίας μαγνήτισης (Εικόνα 3-13). Στην εικόνα 3-13 παρουσιάζονται σημειακά οι αποκρίσεις του μαγνητικού θορύβου σε κάθε προεπιλεγμένη γωνία μαγνήτισης, καθώς και η καμπύλη προσαρμογής (fitting curve). Όπως είναι εμφανές η καμπύλη αυτή δεν αναπαριστά ένα τέλειο κύκλο, γεγονός που θα υποδείκνυε την ισότροπη συμπεριφορά του υλικού.

Η μαγνητική ανισοτροπία οφείλεται στο ονομαζόμενο μαγνητοελαστικό φαινόμενο (magnetoelastic effect). Συγκεκριμένα, ο χάλυβας, χαρακτηρίζεται ως θερικά μαγνητοσυστολικός ($\lambda_{si} > 0$) για χαμηλές τιμές εφαρμοζόμενου πεδίου. Ο εύκολος άξονας μαγνήτισης παρατηρείται, εν γένει, στην οικογένεια των $\langle 100 \rangle$ κρυσταλλογραφικών διευθύνσεων. Η παρουσία τάσεων, είτε λόγω στατικής/δυναμικής καταπόνησης (π.χ. εφελκυσμός/κόπωση αντίστοιχα), είτε λόγω κάποιας θερμικής κατεργασίας (π.χ. ανόπτηση), αναγκάζει τη διάταξη των μαγνητικών περιοχών να ανακαταταχθεί, με τέτοιο τρόπο, ώστε να ελαχιστοποιηθεί η συνολική ενέργεια του μεταλλικού συστήματος, κυρίως η μαγνητοελαστική ενέργεια και η ενέργεια ανισοτροπίας.

Η νέα αυτή διάταξη των μαγνητικών περιοχών προκύπτει είτε

- με τον επαναπροσανατολισμό των διανυσμάτων της μαγνήτισης των μαγνητικών διπόλων, που περιγράφουν τις μαγνητικές περιοχές, όταν η διεύθυνσή τους διαφέρει από τη διεύθυνση της τάσης, είτε
- με την αύξηση των 180° μαγνητικών τοιχωμάτων. Γνωρίζουμε ότι, ο εύκολος άξονας μαγνήτισης αντιπροσωπεύει τη διεύθυνση όπου ο αριθμός των 180° μαγνητικών τοιχωμάτων είναι μέγιστος.

Θεωρώντας τον αρχικό εύκολο άξονα μαγνήτισης (initial easy magnetization axis) να αποκλίνει από τη διεύθυνση των τάσεων, συμπεραίνουμε ότι στην κατάσταση όπου εμφανίζονται τάσεις στο υλικό, ο αρχικός εύκολος άξονας μαγνήτισης θα περιστραφεί, προσεγγίζοντας τη διεύθυνση αυτών.

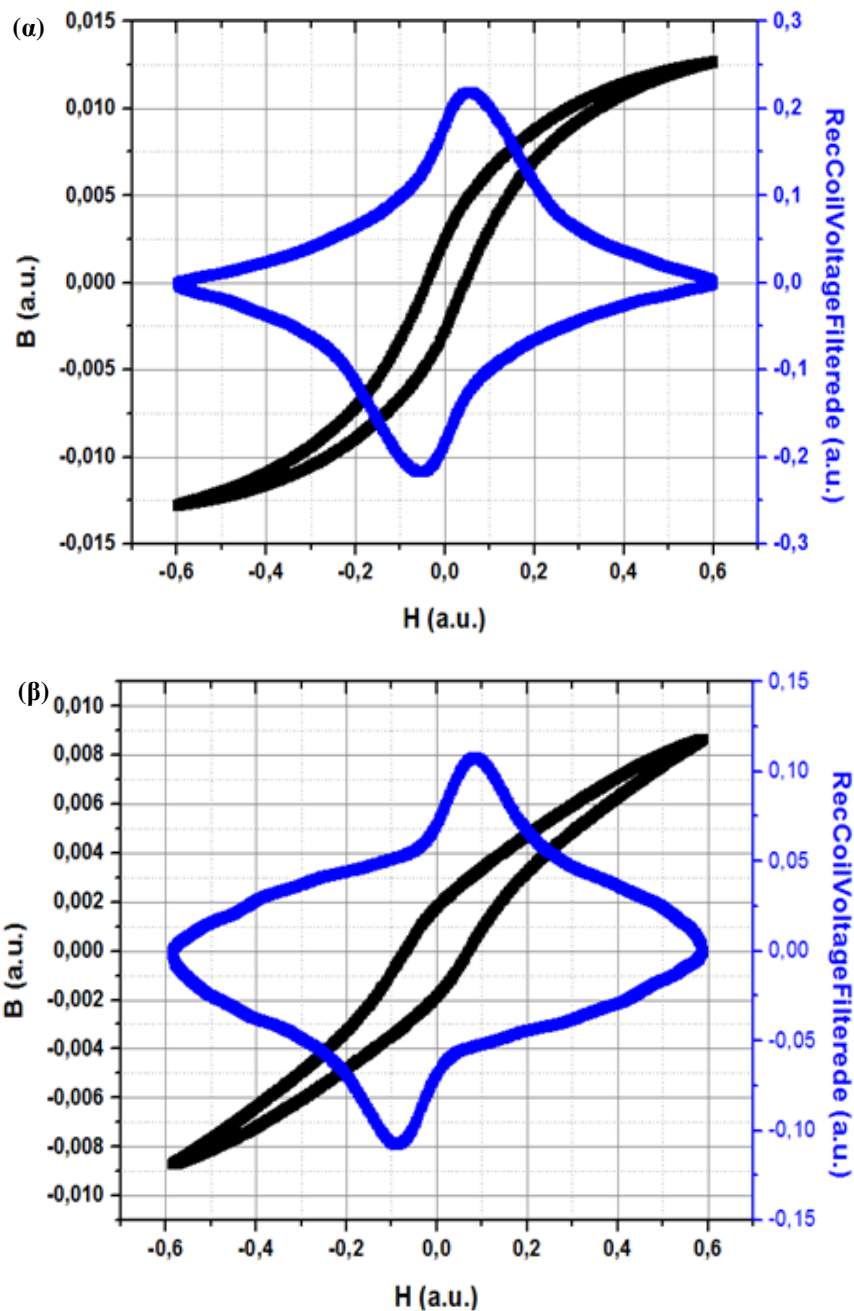


Εικόνα 3-13: Πολικά διαγράμματα που απεικονίζουν τις γωνιακές μετρήσεις του μαγνητικού θορύβου Barkhausen ως συνάρτηση της γωνίας μαγνήτισης (α) στο αρχικό δείγμα και (β) στο δείγμα που είχε υποστεί βαφή στο λάδι.

Παρατηρώντας τα γραφήματα των βρόχων υστέρησης (μαύροι βρόχοι στην Εικόνα 3-14) είναι εμφανές ότι στην περίπτωση που το δείγμα έχει υποστεί βαφή στο λάδι (Εικόνα 3-14(β)) ο βρόχος παρουσιάζεται πεπλατυσμένος (μεγαλύτερες τιμές συνεκτικού πεδίου) και στα σημεία καμπής παρουσιάζεται γωνιώδης (απότομες περιστροφές των μαγνητικών διπόλων). Επειδή, στην περίπτωση αυτή, δεν πληρείται το απαιτούμενο χρονικό διάστημα ώστε να ολοκληρωθεί η διάχυση των ατόμων του άνθρακα, η μορφολογία αυτή του βρόχου οφείλεται στην αύξηση των εσωτερικών τάσεων, της πυκνότητας των διαταραχών, στη μεταβολή των μηχανικών ιδιοτήτων (αύξηση της μηχανικής σκληρότητας) και στο σχηματισμό φάσεων εκτός θερμοδυναμικής ισορροπίας (μαρτενσίτης). Αντίθετα, το αρχικό υλικό (Εικόνα 3-14(α)) παρουσιάζει μικρότερες τιμές του συνεκτικού πεδίου, όπως αναμένονταν και από τη μικρότερη τετμημένη της θέσης της κορυφής του φακέλου του

μαγνητικού θορύβου (Εικόνα 3-12). Στη διαδικασία της μαγνήτισης κυριαρχεί η κίνηση των μαγνητικών τοιχωμάτων, ενώ συμμετέχουν λιγότερο οι περιστροφές των μαγνητικών διπόλων. Αυτό αποτυπώνεται στην ομαλότητα του βρόχου ως την κατάσταση κορεσμού.

Μελετώντας τους βρόχους της διαφορικής μαγνητικής διαπερατότητας (μπλε βρόχοι στην Εικόνα 3-14) είναι εμφανές ότι η τιμή του ολικού μέγιστου του βρόχου ακολουθεί παρόμοια μεταβολή με αυτή του ύψους της κορυφής του φακέλου του μαγνητικού θορύβου.



Εικόνα 3-14: Βρόχοι υστέρησης (μαύρη καμπύλη) και βρόχοι μαγνητικής διαπερατότητας (μπλε βρόχοι) για (α) το αρχικό δείγμα και (β) το δείγμα που είχε υποστεί βαφή στο λάδι.

Ο βρόχος του αρχικού υλικού (Εικόνα 3-14(α)) παρουσιάζει ομαλές μεταβάσεις από την κατάσταση απομαγνήτισης στην κατάσταση κορεσμού. Οι μετακινήσεις των μαγνητικών τοιχωμάτων και οι περιστροφές των μαγνητικών διπόλων είναι ομαλές έως τη μεγιστοποίηση της μαγνητικής διαπερατότητας στο σημείο του συνεκτικού πεδίου. Αντίθετα, στην περίπτωση του δείγματος που έχει υποστεί βαφή στο λάδι, μετά από την ισοθερμοκρασιακή ανόπτησή του πάνω από τη θερμοκρασία ωστενιτοποίησης, προκύπτει ότι ο βρόχος εμφανίζει απότομες μεταβολές τείνοντας προς τη μέγιστη τιμή της μαγνητικής διαπερατότητας. Η παρουσία του μαρτενσίτη σε συνδυασμό με τη βελονοειδή μορφολογία του υποδηλώνει τις απότομες και ακαριαίες περιστροφές των μαγνητικών διπόλων, καθώς και τη δυσκολία που συναντούν τα μαγνητικά τοιχώματα κατά την κίνησή τους στη διάρκεια της μαγνήτισης.

ΚΕΦΑΛΑΙΟ 4: ΣΥΜΠΕΡΑΣΜΑΤΑ

Το δείγμα χάλυβα 4130 που έχει υποστεί βαφή στο λάδι, μετά από την ισοθερμοκρασιακή ανόπτησή του πάνω από τη θερμοκρασία ωστενιτοποίησης αν και παρουσιάζει ικανοποιητική απόδοση ως προς τη μέγιστη εφελκυστική τάση θραύσης και την ολκιμότητά του, δεν εμφανίζει και βελτίωση της μαγνητικής ου συμπεριφοράς.

Συγκριτικά με το αρχικό φερριτοπερλιτικό υλικό παρατηρείται μια αναδιαμόρφωση των μαγνητικών ιδιοτήτων του μετά τη βαφή που περιγράφεται τόσο από τους βρόχους υστέρησης και διαφορικής μαγνητικής διαπερατότητας, όσο και από το φάκελο του μαγνητικού θορύβου.

Αναλυτικότερα το δείγμα του χάλυβα AISI 4130 που είχε υποστεί βαφή λόγω της μαρτενσιτικής δομής του παρουσιάζει αύξηση των τιμών του συνεκτικού πεδίου, της τεταγμένης της θέσης του μεγίστου της κορυφής του μαγνητικού θορύβου, του εύρους του φακέλου του θορύβου. Οι μαγνητικές αυτές παράμετροι δηλώνουν τη δυσκολία που συναντούν τόσο τα μαγνητικά τοιχώματα για να κινηθούν, όσο και μαγνητικά δίπολα για να περιστραφούν κατά τη διαδικασία της μαγνήτισης του δείγματος. Ομοίως, η μείωση των τιμών της μαγνητικής επαγωγής κορεσμού και της μαγνητικής διαπερατότητας υποδηλώνουν τη σκληρή μαγνητική φάση που χαρακτηρίζει το δείγμα αυτό.

Η έντονη μαγνητική ανισοτροπία στην περίπτωση αυτή δηλώνει την παρουσία ενός δικτύου ευκόλων αξόνων μαγνήτισης, με στόχο να μειώσουν τη μαγνητοκρυσταλλική ενέργεια του δείγματος.

Οι τιμές των παραμέτρων που περιγράφουν τη μηχανική συμπεριφορά του δείγματος είναι αντιστρόφως ανάλογες με τις μεταβολές του θορύβου Barkhausen και της μαγνητικής διαπερατότητας. Συγκεκριμένα, η αύξηση των τιμών της μικροσκληρότητας, του ορίου διαρροής, της μέγιστης εφελκυστικής τάσης θραύσης και της ολκιμότητας του δείγματος που είχε υποστεί βαφή στο λάδι συνδυάζονται από την πτώση των τιμών της έντασης του μαγνητικού θορύβου και της μαγνητικής διαπερατότητας. Το συμπέρασμα αυτό μπορεί να χρησιμοποιηθεί ως η βάση για την περαιτέρω έρευνα στη συσχέτιση των μηχανικών ιδιοτήτων με τη μεταβολή των μαγνητικών παραμέτρων.

ΚΕΦΑΛΑΙΟ 5: ΑΝΑΦΟΡΕΣ

- [1] Ι. Χρυσουλάκης, Δ.Ι. Παντελής: Επιστήμη και Τεχνολογία των Μεταλλικών Υλικών, Εκδόσεις Παπασωτηρίου, Αθήνα 2007.
- [2] Γ. Δ. Παπαδημητρίου: Γενική Μεταλλογνωσία, Εκδόσεις Ε.Μ.Π., Αθήνα 1989.
- [3] Γ.Ν. Χαϊδεμενόπουλος: Φυσική μεταλλουργία, Εκδόσεις Τζιόλα, Αθήνα 2007.
- [4] D. William, Jr. Callister: Επιστήμη και τεχνολογία των υλικών, Εκδόσεις Τζιόλα, Αθήνα 2008.
- [5] Κονοφάγος, Κ., Μεταλλογνωσία, Τόμος III, Τα Βιομηχανικά κράματα, 1η έκδοση, Αθήνα 1967.
- [6] Irani, J.J., Maheshwari, M.D., Narayan, K.R., (1974), Quality control in the manufacture of steel for the tube industry, Tisco, vol. 21(1), pp. 1-4.
- [7] Ε. Χριστοφόρου: Διδακτικές Σημειώσεις στο Μάθημα «Ηλεκτρονικά Υλικά», Εκδόσεις Ε.Μ.Π., 2001
- [8] R.M. Bozorth: Ferromagnetism, IEEE Press, New York, 1951.
- [9] S. Chikazumi, Physics of Magnetism, Wiley, New York, 1964
- [10] R. Becker, W. Döring, Ferromagnetismus, Springer Verlag, Berlin, 1939.
- [11] B.D. Cullity, Introduction to Magnetic Materials, 2nd edn., Addison-Wesley, New York, 1972
- [12] D.C. Jiles, Introduction to Magnetism and Magnetic Materials, Chapman and Hall, New York, 1991.
- [13] A. Sinha, Physical Metallurgy Handbook, Mcgraw-Hill Handbooks, New York, 2003.
- [14] H.K.D.H. Bhadeshia, D.V. Edmonds, The bainite transformation in a silicon steel, Metall Trans A, 1979, pp. 895–907.
- [15] C. Garcia-Mateo, F.G. Caballero, H.K.D.H. Bhadesia. Acceleration of low-temperature bainite, ISIJ Int., 2003, pp. 1821–1825.
- [16] G.R. Purdy, M. Hillert, On the nature of the bainite transformation in steels, Acta Metall., 1984, pp. 823-828.
- [17] H.K.D.H. Bhadeshia, Bainite in steels, The Institute of Materials, London, 2001
- [18] H.K.D.H. Bhadeshia, Some phase transformations in steels, Mater Sci Technol., 1999, pp.22–29.

- [19] D. Quidort, Y. Brchet Y, The role of carbon on the kinetics of the bainite transformation in steels, *Script Mater.*, 2002, pp.151–156.
- [20] D. Quidort, D. Bouaziz. The bainite transformation stage in the processing of TRIP-aided sheet steels. *Can Metall Quart*, 2004, pp. 25–34.
- [21] J.R. Davis, *Alloying: Understanding the Basics*, ASM International, USA, 2001.
- [22] Α. Λεκάτου, Βιομηχανικά κράματα: Ανοξειδωτοι χάλυβες, εργαλειοχάλυβες, κράματα νικελίου, κράματα τιτανίου, Παπασωτηρίου, Αθήνα, 2005
- [23] H. Barkhausen, *Physik. Z.*, 1919, pp. 401-403.
- [24] M. Blaow, J.T. Evans, B.A. Shaw, Magnetic Barkhausen noise: The influence of microstructure and deformation in bending, *Acta Materialia*, 2005, pp. 279-287.
- [25] W. Heisenberg, Zur Theorie des Ferromagnetismus, *Physik Z.*, 1928, pp. 619-636.
- [26] C-G. Stefanita, Ph.D. Thesis, Department of Physics, Queen’s University, Kingston, Ontario, Canada, 1999.
- [27] J.C. McClure, Jr. K. Schröderv, Determination of crack growth with the Barkhausen effect, *Physica Status Solidi (a)*, 1973, pp. K57–K60.
- [28] M. Namkung, D. Utrata, Nondestructive residual stress measurements in railroad wheels using the low-field magnetoacoustic test method, *Review of Progress in Quantitative Nondestructive Evaluation*, 1987, pp. 1429-1438.
- [29] Η. D. Young, Πανεπιστημιακή φυσική – Ηλεκτρομαγνητισμός, Οπτική, Σύγχρονη Φυσική, εκδόσεις Παπαζήση.
- [30] A. Aharoni, *Introduction to the Theory of Ferromagnetism*, Oxford Science University, 1996.
- [31] J-K. Yi, Ph.D. Thesis, Department of Nuclear Engineering, Korea Advanced Institute of Science and Technology, Taejon, Korea, 1993.
- [32] H. Kwun, G.I. Burkhardt, *Electromagnetic Techniques for Residual Stress Measurement*, 9th edn. *Metals Handbook*, ASM International, Materials Park, 1989.
- [33] C.G. Stefanita, D.L. Atherton, L. Clapham, Plastic versus elastic deformation effects on magnetic Barkhausen noise in steel, *Acta Materialia*, 2000, pp. 3545-3551.
- [34] C. Kittel, J.K. Galt, *Ferromagnetic Domain Theory*, *Solid State Physics - Advances in Research and Applications*, 1956, pp. 437-564.
- [35] T.W. Krause, L. Clapham, A. Pattanyus, D.L. Atherton, Investigation of the stress-dependent magnetic easy axis in steel using magnetic Barkhausen noise, *Journal of Applied Physics*, 1996, pp. 4242-4252.

- [36] T.W. Krause, L. Clapham, D.L. Atherton, Characterization of the magnetic easy axis in pipeline steel using magnetic Barkhausen noise, *Journal of Applied Physics*, 1994, pp. 7983-7988.
- [37] C. Jagadish, L. Clapham, D.L. Atherton, The influence of stress on surface Barkhausen noise generation in pipeline steels, *IEEE Transactions on Magnetics*, 1989, pp. 3452- 3454.
- [38] C. Jagadish, L. Clapham, D.L. Atherton, Effect of bias field and stress on Barkhausen noise in pipeline steels, *NDT International*, 1989, pp. 297–301.
- [39] C. Jagadish, L. Clapham, D.L. Atherton, Orientation effects of anisotropy, stress, excitation, bias and residual fields on Barkhausen noise generation in pipeline steel, *Journal of Physics D: Applied Physics*, 1990, pp. 443-448.
- [40] C. Jagadish, L. Clapham, D.L. Atherton, Influence of uniaxial elastic stress on power spectrum and pulse height distribution of surface Barkhausen noise in pipeline steel, *IEEE Transactions on Magnetics*, 1990, pp. 1160 -1163.
- [41] T.W. Krause, K. Mandal, D.L. Atherton, Modeling of magnetic Barkhausen noise in single and dual easy axis systems in steel, *Journal of Magnetism & Magnetic Materials*, 1999, pp. 193-205.
- [42] C.G. Stefanita, L. Clapham, J.K. Yi, D.L. Atherton, Analysis of cold rolled steels of different reduction ratio using the magnetic Barkhausen noise technique, *Journal of Materials Science*, 2001, pp. 2795-2799.
- [43] W. Six, J.I. Snoek, W.G. Burgers, *De Ingenier*, 1934,
- [44] G.E. Dieter, *Mechanical Metallurgy*, McGraw Hill, New York, 1961.
- [45] S. Chikazumi, K. Suzuki, H. Iwata, Studies on the magnetic anisotropy induced by cold rolling of ferromagnetic crystal, II. iron-aluminum alloys, *Journal of the Physical Society of Japan*, 1960, pp. 250-260.
- [46] N. Tamagawa, Y. Nakagawa, S. Chikazumi, Magnetic anisotropy induced by cold-rolling of nickel-cobalt alloys, *Journal of the Physical Society of Japan*, 1960, pp. 1265-1271.
- [47] K. Tiito, in *Nondestructive Evaluation: Application to Materials Processing*, ed. by O. Buck, S.M. Wolf, ASM, Materials Park, Ohio, 1984.
- [48] R.L. Pasley, *Material Evaluation*, 1970, pp.157-160
- [49] L.E. Murr, Some observations of grain boundary ledges and ledges as dislocation sources in metals and alloys, *Metallurgical Transactions A*, 1975, pp. 505-513.

- [50] R.M. Douthwaite, T. Evans, Microstrain in polycrystalline aggregates, *Acta Metallurgica*, 1973, pp. 525-530.
- [51] V. Moorthy, S. Vaidyanathan, T. Jayakumar, B. Raj, B.P. Kashyap (1999), Effect of tensile deformation on micromagnetic parameters in 0.2% carbon steel and 2.25Cr–1Mo steel, *Acta Materialia*, 1999, pp. 1869 –1878.
- [52] J.P. Hirth, The influence of grain boundaries on mechanical properties, *Metallurgical Transactions*, 1972, pp.3047-3067.
- [53] M.A. Meyers, K.K. Chawla, *Mechanical Metallurgy: Principles and Applications*, Prentice Hall, New Jersey, 1984.
- [54] M.A. Meyers and E. Ashworth, A Model for the Effect of Grain Size on the Yield Stress of Metals, *Philosophy Magazine*, 46, 1982, pp. 737-759.
- [55] A.J. Birkett, W.D. Corner, B.K. Tanner, S.M. Thompson, Influence of plastic deformation on Barkhausen power spectra in steels, *Journal of Physics D*, 1989, pp. 1240 -1242.
- [56] H. Mughrabi, *Acta Metall. Mater.* 31, 1983.
- [57] V.E. Iordache, E. Hug, N. Buiro, Magnetic behavior versus tensile deformation mechanisms in a non-oriented Fe–(3 wt.%)Si steel, *Materials Science and Engineering: A*, 2003, pp. 62–74.
- [58] K. Kashiwaya, Magnetoelastic effect of 3.25% Si-Fe single crystal under low magnetic field, *Japanese Journal of Applied Physics, Part 1: Regular Papers and Short Notes and Review Papers*, 1992, pp. 237-250.
- [59] G. Bertotti, F. Fiorillo, A. Montorsi, The role of grain size in the magnetization process of soft magnetic materials, *Journal of Applied Physics*, 1990, pp. 5574-5576.
- [60] D.H.L. Ng, K.S. Cho, M.L. Wong, S.L.I. Chan, X-Y. Ma, C.C.H. Lo, Study of microstructure, mechanical properties, and magnetization process in low carbon steel bars by Barkhausen emission, *Materials Science and Engineering A*, 2003, pp. 186-198.
- [61] H. Sakamoto, M. Odaka, M. Homma, Theoretical analysis of Barkhausen noise in carbon steels, *IEEE Transactions on Magnetics*, 1987, pp. 2236-2238.
- [62] R. Ranjan, D.C. Jiles, O. Buck, R.B. Thompson, Grain size measurement using magnetic and acoustic Barkhausen noise, *Journal of Applied Physics*, 1987, pp. 3199-3201.

- [63] C. Gatelier-Rothea, J. Chicois, R. Fougères, P. Fleischmann, Characterization of pure iron and (130 p.p.m.) carbon-iron binary alloy by Barkhausen noise measurements: Study of the influence of stress and microstructure, *Acta Materialia*, 1998, pp. 4873-4882.
- [64] S. Tiito, M. Ojala, S. Säynäjäkangas (1976), Document Non-destructive magnetic measurement of steel grain size, *Non-Destructive Testing*, 1976, pp. 117-120.
- [65] J. Kameda, R. Ranjan, Nondestructive evaluation of steels using acoustic and magnetic Barkhausen signals-I. Effect of carbide precipitation and hardness, *Acta Metallurgica*, 1987, pp. 1515-1526
- [66] M.G. Hetherington, J.P. Jakubovics, J. Szpunar, B.K. Tanner (1987), High-Voltage Lorentz microscopy studies of domain structures and magnetization processes in pearlitic steels, *Philosophical Magazine B: Physics of Condensed Matter; Electronic, Optical and Magnetic Properties*, 1987, pp. 561-577.
- [67] L.J. Dijkstra, Document Effect of inclusions on coercive force of iron, *Physical Review*, 1950, pp. 979-985.
- [68] D.G. Hwang, H.C. Kim, The influence of plastic deformation on Barkhausen effects and magnetic properties in mild steel, *Journal of Physics D: Applied Physics*, 1988, pp. 1807-1813.
- [69] D.J. Buttle, C.B. Scruby, J.P. Jakubovics, J.P. Briggs, Magnetoacoustic and Barkhausen emission: their dependence on dislocations in iron, *Philosophical Magazine A: Physics of Condensed Matter, Structure, Defects and Mechanical Properties*, 1986, pp. 717-734.
- [70] S.M. Thompson, B.K. Tanner, The magnetic properties of pearlitic steels as a function of carbon content, *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 1993, pp. 283-298.
- [71] C.C.H. Lo, C.B. Scruby, Study of magnetization processes and the generation of magnetoacoustic and Barkhausen emissions in ferritic/pearlitic steel, *Journal of Applied Physics*, 1999, pp. 5193-5195.
- [72] V. Moorthy, B.A. Shaw, P. Hopkins, Magnetic Barkhausen emission technique for detecting the overstressing during bending fatigue in case-carburised En36 steel, *NDT&E International*, 2005, pp. 159-166.
- [73] M. Lindgren, T. Lepistö, Effect of pre-straining on Barkhausen noise vs. stress relation, *NDT & E International*, 2001, pp. 337-344.

- [74] J.A. Pérez-Benítez, J.H. Espina-Hernández, P. Martínez-Ortiz, A.F. Chávez-González, J.M. De La Rosa, Analysis of the influence of some magnetizing parameters on magnetic Barkhausen noise using a microscopic model, *Journal of Magnetism & Magnetic Materials*, 2013, pp. 51-60.
- [75] ASTM E8-01, Standard Test Methods For Tension Testing of Metallic Materials, Annual Book of ASTM Standards, ASTM, Philadelphía, (2003).
- [76] N. Kasai, H. Koshino, K. Sekine, H. Kihira, M. Takahashi, Study on the effect of elastic stress and microstructure of low carbon steels on Barkhausen noise, *Journal of Nondestructive Evaluation*, 2013, pp. 277-285.
- [77] O. Stupakov, Local Non-contact Evaluation of the ac Magnetic Hysteresis Parameters of Electrical Steels by the Barkhausen Noise Technique, *Journal of Nondestructive Evaluation*, 2013, pp 405-412.
- [78] C.H. Henager Jr., J.S. McCloy, R. Ramuhalli, D.J. Edwards, S. Hu, Y. Li, Investigation of magnetic signatures and microstructures for heat-treated ferritic/martensitic HT-9 alloy, *Acta Materialia*, 2013, pp. 3285-3296.
- [79] F.A. Franco, M.F.R. González, M.F. De Campos, L.R. Padovese, Relation between magnetic Barkhausen noise and hardness for jominy quench tests in SAE 4140 and 6150 steels, *Journal of Nondestructive Evaluation*, 2013, pp. 93-103.
- [80] P. Haušild, K. Kolařík, M. Karlík (2013), Characterization of strain-induced martensitic transformation in A301 stainless steel by Barkhausen noise measurement, *Materials & Design*, 2013, pp. 548-554.
- [81] H. Wang, C. Li, T. Zhu, B. Cai, G. Huo, N. Mohamed, Effect of ball scribing on magnetic Barkhausen noise of grain-oriented electrical steel, *Journal of Materials Science and Technology*, 2013, pp. 673-677.
- [82] L. Batista, U. Rabe, S. Hirsekorn, Magnetic micro- and nanostructures of unalloyed steels: Domain wall interactions with cementite precipitates observed by MFM, *NDT & E International*, 2013, pp. 58-68.
- [83] J. Pal'a, J. Bydžovský, Barkhausen noise as a function of grain size in non-oriented FeSi steel, *Measurement: Journal of the International Measurement Confederation*, 2013, pp. 866-870.
- [84] A. Dhar, L. Clapham, D.L. Atherton, Influence of uniaxial plastic deformation on magnetic Barkhausen noise in steel, *NDT & E International*, 2004, pp. 507-514.

- [85] A. Dhar, L. Clapham, D.L. Atherton, Influence of Lüders bands on magnetic Barkhausen noise and magnetic flux leakage signals, *Journal of Materials Science*, 2002, pp. 2441-2446.
- [86] M. Caldas-Morgan, L.R. Padovese, Fast detection of the magnetic easy axis on steel sheet using the continuous rotational Barkhausen method, *NDT and E International*, 2012, pp. 148-155.
- [87] A. Bükki-Deme, I.A. Szabó, C. Cserhádi, Effect of anisotropic microstructure on magnetic Barkhausen noise in cold rolled low carbon steel, *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 2010, pp. 1748-1751.
- [88] O. Stupakov, T. Uchimoto, T. Takagi, Magnetic anisotropy of plastically deformed low-carbon steel, *Journal of Physics D: Applied Physics*, 2010, art. no. 195003.
- [89] M. Alberteris Campos, J. Capó-Sánchez, J. Pérez Benítez, L.R. Padovese, Characterization of the elastic-plastic region in AISI/SAE 1070 steel by the magnetic barkhausen noise, *NDT & E International*, 2008, pp. 656-659.
- [90] J.H. Espina-Hernández, J.A. Pérez-Benítez, F. Caleyó, T. Baudin, A.L. Helbert, J.M. Hallen, Barkhausen noise measurements give direct observation of magnetocrystalline anisotropy energy in ferromagnetic polycrystals, *Journal of Physics D: Applied Physics*, 2013, art. no. 392001.
- [91] F. Kováč, M.D. Džubinský, Y. Sidor, Columnar grain growth in non-oriented electrical steels, *J. Magn. Magn. Mater*, 2004, pp. 333–340.
- [92] A. Martinez-de-Guerenu, K. Gurruchaga, F. Arizti, Nondestructive characterization of recovery and recrystallization in cold rolled low carbon steel by magnetic hysteresis loops, *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 2007, pp. e842 - e845.
- [93] K. Gurruchaga, A. Martínez-De-Guerenu, M. Soto, F. Arizti, Magnetic Barkhausen noise for characterization of recovery and recrystallization, *IEEE Transactions on Magnetism*, 2010, pp. 513-516.
- [94] E. Hristoforou, H. Chiriac and V. Nagacevski, Fast Discrete Wavelet Transform for B-H Loop Tracing, *Sensors & Actuators A*, 1999, pp. 442 – 447.
- [95] A. Bükki-Deme, I.A. Szabó IA, C. Cserhádi, Effect of anisotropic microstructure on magnetic Barkhausen noise in cold rolled low carbon steel, *Journal of Magnetism & Magnetic Materials*, 2010, pp. 1748-1751.

- [96] J. Anglada-Rivera, L.R. Padovese, J. Capó-Sánchez, Magnetic Barkhausen Noise and hysteresis loop in commercial carbon steel: Influence of applied tensile stress and grain size, *Journal of Magnetism & Magnetic Materials*, 2001, pp. 299-306.
- [97] O. Saquet, J. Chicois, A. Vincent, Barkhausen noise from plain carbon steels: Analysis of the influence of microstructure, *Materials Science & Engineering A*, 1999, pp. 73-82.
- [98] L. Clapham, C. Jagadish, D.L. Atherton, The influence of pearlite on Barkhausen noise generation in plain carbon steels, *Acta Metallurgica Et Materialia*, 1991, pp. 1555-1562.
- [99] P. Wang, L. Zhu, Q. Zhu, X. Ji, H. Wang, G. Tian, E. Yao, An application of back propagation neural network for the steel stress detection based on Barkhausen noise theory, *NDT & E International*, 2013, pp. 9-14.
- [100] M. Vashista, S. Paul, Correlation between surface integrity of ground medium carbon steel with Barkhausen Noise parameters and magnetic hysteresis loop characteristics, *Materials & Design*, 2009, pp. 1595-1603.
- [101] K. Mandal, M.E. Loukas, A. Corey, D.L. Atherton, Magnetic Barkhausen noise indications of stress concentrations near pits of various depths, *Journal of Magnetism & Magnetic Materials*, 1997, pp. 255-262.
- [102] S. Desvaux, M. Duquennoy, J. Gualandri, M. Ourak, The evaluation of surface residual stress in aeronautic bearings using the Barkhausen noise effect, *NDT & E International*, 2004, pp. 9-17.
- [103] D.M. Stewart, K.J. Stevens, A.B. Kaiser, Magnetic Barkhausen noise analysis of stress in steel, *Current Applied Physics*, 2004, pp. 308-311.
- [104] J. Gauthier, T.W. Krause, D.L. Atherton, Measurement of residual stress in steel using the magnetic Barkhausen noise technique, *NDT & E International*, 1998, pp. 23-31.
- [105] I. Altpeter, G. Dobmann, M. Kröning, M. Rabung, S. Szielasko, Micro-magnetic evaluation of micro residual stresses of the IInd and IIIrd order, *NDT & E International*, 2009, pp. 283-290.
- [106] M.F. de Campos, M.J. Sablik, F.J.G. Landgraf, T.K. Hirsch, R. Machado, R. Magnabosco, C.J. Gutierrez, A. Bandyopadhyay, Effect of rolling on the residual stresses and magnetic properties of a 0.5% Si electrical steel, *Journal of Magnetism & Magnetic Materials*, 2008, pp. e377-e380.

- [107] M. Küpferling, F. Fiorillo, V. Basso, G. Bertotti, P. Meilland, Barkhausen noise in plastically deformed low-carbon steels, *Journal of Magnetism & Magnetic Materials*, 2008, pp. e527-e530.
- [108] J.A. Perez-Benitez, J. Capó-Sánchez, L.R. Padovese, A study of plastic deformation around a defect using the magnetic Barkhausen noise in ASTM 36 steel, *NDT & E International*, 2007, pp. 53-58.
- [109] A.M. Campos, J. Capó-Sánchez, J. Pérez Benítez, L.R. Padovese, Characterization of the elastic-plastic region in AISI/SAE 1070 steel by the magnetic barkhausen noise, *NDT & E International*, 2008, pp. 656-659.
- [110] O. Stupakov, T. Takagi, T. Uchimoto, Alternative magnetic parameters for characterization of plastic tension, *NDT & E International*, 2010, pp. 671-676.
- [111] O. Stupakov, J. Pal'a, I. Tomáš, J. Bydžovský, V. Novák, Investigation of magnetic response to plastic deformation of low-carbon steel, *Materials Science & Engineering A*, 2007, pp. 351-354.
- [112] D. O'Sullivan, M. Cotterell, D.A. Tanner, I. Mészáros, Characterisation of ferritic stainless steel by Barkhausen techniques, *Nondestruct. Test. Eval. Int.*, 2004, pp. 489-496.
- [113] V. Moorthy, S. Vaidyanathan, T. Jayakumar, R. Baldev, Microstructural characterization of quenched and tempered 0.2% carbon steel using magnetic Barkhausen noise analysis, *Journal of Magnetism & Magnetic Materials*, 1997, pp. 179-189.
- [114] T. Liu, H. Kikuchi, Y. Kamada, K. Ara, S. Kobayashi, S. Takahashi, Comprehensive analysis of Barkhausen noise properties in the cold rolled mild steel, *Journal of Magnetism & Magnetic Materials*, 2007, pp. e989-e991.
- [115] S.P. Sagar, N. Parida, S. Das, G. Dobmann, D.K. Bhattacharya, Magnetic Barkhausen emission to evaluate fatigue damage in a low carbon structural steel, *International Journal of Fatigue*, 2005, pp. 317-322.
- [116] B. Beidokhti, A.H. Koukabi, A. Dolati, Effect of titanium addition on the microstructure and inclusion formation in submerged arc welded HSLA pipeline steel, *Journal of Materials Processing Technology*, 2009, pp. 4027-4035.
- [117] S.D. Bholea, J.B. Nemadeb, L. Collinsc, C. Liua, Effect of nickel and molybdenum additions on weld metal toughness in a submerged arc welded HSLA line-pipe steel, *Journal of Materials Processing Technology*, 2006, pp. 92-100.

- [118] H. Motohashi, N. Hagiwara, T. Masuda, Tensile properties and microstructure of weld metal in MAG welded X80 pipeline steel, *Welding International*, 2005, pp. 100–108.
- [119] M. Rrahim, M. Hamit, I. Shefik, Correlation of microstructure and hardness of two-pass submerged arc welds of line pipe steel X65, *International Journal of Microstructure and Materials Properties*, 2009, pp. 347–355.
- [120] J.B. Ju, J.S. Lee, J.I. Jang, W.S. Kim, D. Kwon, Metallurgical and mechanical features of API 5L X65 pipeline steel weldment, *Proceedings of ASME IPC02*, 4th international pipeline conference, 2002.
- [121] D. Ren, F. Xiao, P. Tian, X. Wang, B. Liao, Effects of welding wire composition and welding process on the weld metal toughness of submerged arc welded pipeline steel, *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*, 2009, pp. 65–70.
- [122] G. Vértesy, I. Mészáros, I. Tomáš, Nondestructive magnetic characterization of TRIP steels, *NDT & E International*, 2013, pp. 107-114.
- [123] P.J.X. Wang, X. Yan, L. Zhu, H. Wang, G. Tian, E. Yao, Investigation of temperature effect of stress detection based on Barkhausen noise, *Sensors & Actuators, A: Physical*, 2013, pp. 232-239.
- [124] V. Moorthy, B.A. Shaw, P. Mountford, P. Hopkins, Magnetic Barkhausen emission technique for evaluation of residual stress alteration by grinding in case-carburised En36 steel, *Acta Materialia*, 2005, pp. 4997-5006.
- [125] J.A. Perez-Benitez, L.R. Padovese, Study of the influence of simultaneous variation of magnetic material microstructural features on domain wall dynamics, *Journal of Magnetism & Magnetic Materials*, 2010, pp. 3101-3105.